

41° SENAFOR

CENTRO DE EVENTOS DO HOTEL CONTINENTAL
PORTO ALEGRE/RS
6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS
PROCEEDINGS

 **41° SENAFOR**

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

 **41° SENAFOR**

Organizado com o apoio do
Brddrg
Brazilian deep drawing research group



24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRG Congress

 **41° SENAFOR**

 **RENOMAT**

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS



41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

**25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil**

25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDR**

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDR Congress

**11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

APRESENTAÇÃO

Depois de longos dois anos sem encontros pessoais, conseguimos oferecer novamente conferências ao vivo e também participações remotas e em vídeos, que trouxeram novas luzes sobre questões importantes para a nossa comunidade, especialmente do setor metal-mecânico.

Nosso tema será sempre INOVAÇÃO, PRODUTIVIDADE e EFICIÊNCIA ENERGÉTICA mas nesta edição procuramos dar ênfase especial para a Indústria 4.0, forjamento de precisão, parafusos e fixação, estampagem a quente, energia fotovoltaica, com foco na interação entre a academia e a indústria, objetivando apoiar e mostrar aspectos da inovação dos processos e sua otimização.

O 41º SENAFOR abrigou as seguintes conferências:

- **25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**
- **24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas /11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR**
- **11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**

e foi realizado no Centro de Eventos do Hotel Continental, em Porto Alegre -RS, nos dias **5, 6 e 7 outubro de 2022**.

Tivemos, além das palestras de professores convidados, apresentações de trabalhos técnicos orais e em pôster, uma área física para exposição de produtos e serviços de importantes empresas apoiadoras e parceiras do SENAFOR.

Cumpramos destacar o apoio financeiro 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 dos trabalhos técnicos recebidos e efetivamente apresentados durante a realização das sessões nas Conferências, 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 2022



41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Editado por / *Edited by*

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

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

Prof. Dr. Eng. João Henrique Corrêa de Souza (FURG / TechnNova Pesquisa Desenvolvimento e Inovação)

Prof. Dra. Patrice Monteiro de Aquim (FEEVALE)

ANAIS / PROCEEDINGS

ISSN 2764-4316

Anais Senafor - Seminário Nacional de Forjamento.

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



41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis
11th 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 de Inovação em Conformação Mecânica Metal Forming Innovation Center (CBCM)
- Grupo Brasileiro de Pesquisas em Conformação de Chapas (Brazilian Deep Drawing Research Group)
- Fundação Luiz Englert





41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

**25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil**

25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDR**

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDR Congress

**11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

EQUIPES ORGANIZADORAS:

Coordenação geral 41° SENAFOR

Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (UFRGS)

25ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO – BRASIL

Coordenação:

Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)

Colaboradores:

MSc. Eng. Andre Rosiak (UFRGS)

MSc. Eng. Thomas Gomes dos Santos (UFRGS)

Comissão Científica:

Prof. Dr. Paulo António Firme Martins (Universidade de Lisboa, Portugal)

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC)

Prof. Dr. Oscar Balancin (UFSCar)

Prof. Dr. Alisson Duarte da Silva (UFMG)

24ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / 11ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / 8º CONGRESSO DO BRDDR

Coordenação:

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

Prof. Dr. Eng. Joao Henrique Correa de Souza (FURG / TechnNova Pesquisa Desenvolvimento e Inovação)

Colaboradores:

Eng. Matheus Henrique Riffel (UFRGS)

Dr. Eng. Mec. Halston Mozetic (UFRGS)

Comissão Científica:

Conformação de Chapas:

Prof. Dr. Paulo Cetlin (UFMG)

Prof. Eduardo Luis Schneider (UFRGS)

Prof. Dr. Gilmar Batalha (USP)

MSc. Eng. Rafael Pandolfo da Rocha (UFRGS)



41º SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

**25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil**

25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg**

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

**11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Grupo Brasileiro de Pesquisas em Conformação de Chapas (BrDDRg):

Prof. Dr. Eng. Carlos A. de Oliveira (UFSC)

Prof. Dr. Eng. Luciano Pessanha (UFF)

Dr. Eng. Marco Antonio Colosio (General Motors do Brasil)

Prof. Dr. Eng. Gilmar Batalha – Universidade de São Paulo

Prof. Dr. Eng. Paulo Victor Prestes Marcondes (UFPR)

Dr. Eng. Tulio Magno Fuzessy de Melo (USIMINAS)

Dr. Eng. Claudeir Silveira (Arcelor Mittal Vega)

Prof. Dr. Eng. Rodrigo Santiago Coelho (SENAI/CIMATEC)

Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (UFRGS)

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

Prof. Dr. Eng. João Henrique Corrêa de Souza (FURG / TechnNova Pesquisa Desenvolvimento e Inovação)

Eng. Matheus Henrique Riffel (UFRGS)

Eng. Rafael Pandolfo da Rocha (UFRGS)

11ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS

Coordenação:

Prof.^a Dr.^a Patrice Monteiro de Aquim (FEEVALE)

Colaboradores:

MSc. Eng. Monir Göethel Borba (UFRGS)

MSc. Eng. André Possamai Rosso (UFSC)

Dr. Eng. Mec. Halston Mozetic (UFRGS)

Eng.^a Mec. Caroline Theves Carabajal (UFRGS)

Comissão Científica:

Prof.^a Dr.^a Eng.^a Aline Cristiane Pan (UFRGS)

Prof. Dr. Eng. Alex Fabiano Bueno (UFSC Blumenau)

Prof. Dr. Josimar Souza Rosa (FEEVALE)

Prof. Dr. Oswaldo Hideo Ando (UNILA)

Prof. Dr. Roderval Marcelino (UFSC)

Prof. Dr. Vilson Gruber (UFSC)



41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

**25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil**

25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg**

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

**11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

CONTATO / CONTACT

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

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

Secretaria

SECRETARIAT Secretaria para Eventos

Lourdes Grings

E-mail: senafor@senafor.net / senafor@terra.com.br

Telefone/WhatsApp: +55 (51) 99981-2841



41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

APOIO / SUPPORT



MÍDIA APOIADORA

REVISTA DO PARAFUSO

EXPOSITORES / EXHIBITORS





41° SENAFOR

6 E 7 DE OUTUBRO DE 2022

ANAIS

PROCEEDINGS

**25ª Conferência Internacional
de Forjamento – Brasil**

25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRG**

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRG Congress

**11ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**

11th International Conference on Materials
and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

SESSÃO DE ABERTURA DO 41° SENAFOR OPENING SESSION

OPENING / WELCOME

Lirio Schaeffer – CBCM/UFRGS – Brasil

SENAI: EDUCAÇÃO PROFISSIONAL, TECNOLOGIA E INOVAÇÃO PARA A INDÚSTRIA

Carlos Artur Trein (Diretor Regional do SENAI-RS)

PROGRAMA ROTA 2030 – LINHA DE FERRAMENTARIAS

Ana Paola Villalva Braga e Keren Bigão Rodrigues Valadares (Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa FUNDEP, Belo Horizonte - MG)

SISTEMAS INTELIGENTES DE MOBILIDADE – SIMOB: A NOVA UNIDADE EMBRAPII DA UFRGS

Marcelo Soares Lubaszewski (Coordenador da Unidade EMBRAPII / UFRGS)



41° SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25rd International Forging Conference

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

PALESTRA TÉCNICA DESTAQUE / TECHNICAL KEYNOTE LECTURE:

CONCEPT OF AN ADAPTIVE CONTROLLED RAMP-UP PHASE DURING A MULTISTAGE COLD EXTRUSION PROCESS (APRESENTAÇÃO ON-LINE)

Prof. Dr.-Ing. Mathias Liewald MBA; Jonathan Böhm (on-line)

Institut für Umformtechnik (IFU), Universität Stuttgart, Stuttgart, Alemanha

FORJAMENTO 1

A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE Prensagem NO DESEMPENHO DO FERRAMENTAL DE UM FORJADO A FRIO

Strain rate influence on cold forging die performance

Genival G. Santos, Amanda P. Silva, Alisson S. Duarte (Acument Global Technologies, SIXPRO Virtual&Practical Process, Universidade Federal de Minas Gerais - MG)

FORJAMENTO 2

ANÁLISE DE DESVIOS EM PERFIS EXTRUDADOS EM ALUMÍNIO POR SIMULAÇÃO

Extruded Aluminum Profile Deviation Analysis by Simulation

Tiago Paiva dos Santos e Moacir Ferreira Barbosa (FEP Extrusion - Sorocaba, SP) e Alisson S.

Duarte (Escola de Engenharia da UFMG / SIXPRO Virtual&Practical Process - Belo Horizonte, MG)

FORJAMENTO 3

ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DO FORJAMENTO DE UMA CRUZETA BIMETÁLICA

Numerical and Experimental Analysis of the Forging of a Bimetallic Crosshead

Thomas Gomes do Nascimento, André Rosiak, Diego Pacheco Wermuth, Diego Rafael Alba, Matheus Henrique Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha, Lirio Schaeffer (Laboratório de Transformação Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil)

FORJAMENTO 4

CARACTERIZAÇÃO DE QUEBRA EM ENGRENAGEM FORJADA COM CAUSA NA FABRICAÇÃO

Cracking Analysis in a Forged Gear with Cause in Manufacturing

Jefferson S. P. dos Santos, Gustavo Estrela da Silva, Thomas Conte Machado, Daniel Arroyo Seixas e Éder Romão (Uniforja - Diadema, SP), e Alisson S. Duarte (Universidade Federal de Minas Gerais / SIXPRO Virtual&Practical Process (Belo Horizonte, MG)

FORJAMENTO 5

SOLDAGEM DE Prensas DE FORJAMENTO

Forging Press Welding Repair

Jose Santaella Redorat Jr. (SANTEC Soldas - Campinas, SP)



41° SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25rd International Forging Conference

FORJAMENTO 6

ELEMENTOS DE FIXAÇÃO – MUITA CIÊNCIA APLICADA E “ZERO” DE ACHISMO - AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM PARAFUSO COM ELEVADA CLASSE DE RESISTÊNCIA (12.9), UTILIZANDO O MODELO DE RICHARDS.

Fasteners – lots of Applied Science and “zero” guesswork –Evaluation of the mechanical properties of a Bolt/Screw with a high strength class (12.9), using the Richards Model
Roberto Garcia (Revista do Parafuso) e Sidineia Barroso (UNESP Campus Araraquara)

FORJAMENTO 7

ESTUDO DO DESGASTE E FADIGA EM MATRIZ DE FORJAMENTO A QUENTE

Hot forging die wear and fatigue study

Jairo Bosquetti dos Santos, Juliano Cantarelli Toniolo, Ricardo Callegari Jacques (Instituto Federal do Rio Grande do Sul), Alisson S. Duarte (SIXPRO Virtual&Practical Process, Universidade Federal de Minas Gerais)

FORJAMENTO 8

DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO NO FORJAMENTO A QUENTE EM FUNÇÃO DE SUAS VARIÁVEIS COM A APLICAÇÃO DE SUB-ROTINAS EM SIMULAÇÃO NUMÉRICA.

Determination of austenitic grain size in hot forming as a function of its variables with the application of subroutines in numerical simulation

Thiago Marques Ivaniski (LabConf / UFSC, SC) J romy  pp e Alexandre da Silva Rocha (LdTM / UFRG)

FORJAMENTO 9

INTELIGÊNCIA ARTIFICIAL E REDES NEURAIS PARA OTIMIZACAO DE PROCESSOS DE CONFORMACAO MECANICA.

Artificial Intelligence and Neural Networks for forming processes optimization

Michele M. Matsuo (Interdisciplinary (Centre for Advanced Materials Simulation / Ruhr-Universit t Bochum) e Mauricio L. Santaella (OTTO FUCHS KG), Alemanha)

FORJAMENTO 10

ANÁLISE DA RESPOSTA DE UM AÇO BAINÍTICO SUBMETIDO A TRATAMENTO SUPERFICIAL VIA DEEP-ROLLING.

Analysis of the response of a Bainitic Steel to a Deep Rolling Surface Treatment.

Felipe Canal, Mateus Ritter Pasini e Alexandre da Silva Rocha (Laboratório de Transforma o Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil)

FORJAMENTO 11

FATORES ECON MICOS NA ANÁLISE DE FERRAMENTAS DE FORJAMENTO POR SIMULA O

Economic Factors in Forging Tool Analysis

Rudinei G. Waltrick e Alisson S. Lima (Minusa Tratorpe as Ltda. - Porto Alegre, RS), Rodrigo R. Lobenwein e Alisson S. Duarte (SIXPRO Virtual&Practical Process / UFMG - Belo Horizonte, MG)



41° SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25rd International Forging Conference

FORJAMENTO 12

CASES: A EFICIÊNCIA DO QFORM NA INDÚSTRIA DO FORJAMENTO

Cases: QForm's Efficiency in the Forging Industry

Alisson S. Duarte (SIXPRO Virtual&Practical Process; Universidade Federal de Minas Gerais)

FORJAMENTO13

ON DEVELOPING METHODS FOR SIMULATION-AIDED LAYOUT OF COMPLEX HOT SHEET METAL FORMING PROCESSES

Naveen Krishna Baru, Tobias Teeuwen, David Bailly and Gerhard Hirt (Institute of Metal Forming - IBF, RWTH Aachen University, Germany)

FORJAMENTO 14

DAMAGE IS NOT FAILURE: CONTROLLING DAMAGE IN METAL FORMING

Dano não é falha: controlando o dano em conformação mecânica

Prof. Dr.-Ing. E. h. A. Erman Tekkaya (Technische Universität Dortmund, Alemanha)

FORJAMENTO 15

COLD FORGING PROCESS AND TOOL DESIGN - GOOD PRODUCTIVITY BY SYSTEMATIC USE OF SOFTWARE TOOLS TO GET OPTIMIZED PROCESS- AND TOOL DESIGN

Dr. Ing. Gerhard H. Arfmann e Dr. Ing. Michael Twickler (CPM GmbH, Germany)

FORJAMENTO16

METODOLOGIA PARA DEFINIÇÃO DE UM FORJAMENTO AXISSIMÉTRICO EM ATÉ 6 HORAS

A Six Hours Methodology for an Axisymmetric Forging Design

Guilherme O. Goulart (Universidade Federal do Rio Grande do Sul), Alisson S. Duarte (SIXPRO Virtual&Practical Process, Universidade Federal de Minas Gerais)

FORJAMENTO17

EXPANDING THE FRACTURE LIMITS TO BIAXIAL TENSION IN BULK FORMING

Rui FV Sampaio, João PM Pragana, Ivo MF Bragança, Carlos MA Silva e Paulo Martins (IDMEC / IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Portugal)

FORJAMENTO 18

MATILDA®: THE INTELLIGENT DATA BASE FOR FEM SIMULATION

Kristin Helas, Doris Wehage (GMT mbH, Bernau bei Berlin, Germany)

FORJAMENTO 19

AVALIAÇÃO DE ESTRATÉGIAS DE FORJAMENTO A QUENTE EM MATRIZ ABERTA DE LINGOTE DE AÇO COM 45T

Hot Open Die Forging Strategy Evaluation of 45 tons Steel Ingot

Roberto Tiburcio Canito Frota Junior, João Francisco Ruy da Cunha, Paulo Augusto Morais de Oliveira (Villares Metals, Sumaré, SP)



41° SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25rd International Forging Conference

FORJAMENTO 20

ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS DO FORJAMENTO DE UMA BIELA EM MATRIZES COM FREIOS DE REBARBA A PARTIR DE UMA PRÉ-FORMA OBTIDA POR LAMINAÇÃO CRUZADA

André Rosiak, Thomas Gomes do Nascimento, Diego Pacheco Wermuth, Diego Rafael Alba, Matheus Henrique Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha e Lirio Schaeffer (UFRGS)

FORJAMENTO 21

GRAU DE DEFORMAÇÃO VERSUS MICRODUREZA DE UM AÇO AISI 1010 FORJADO A FRIO

Degree of deformation versus microhardness of an AISI 1010 cold forged steel

German Abate, Alberto Pereyra Osenda e Daniel Martinez Krahmer (Instituto Nacional de Tecnologia Industrial / Universidad Nacional de Hurlingham - Buenos Aires, Argentina)

FORJAMENTO 22

PREDIÇÃO DA EVOLUÇÃO DA RESISTÊNCIA DE UM AÇO EM UMA SEQUÊNCIA DE PASSES DURANTE A DEFORMAÇÃO A QUENTE UTILIZANDO LÓGICA DIFUSA

Prediction of the evolution of the strength of a steel in a passe schedule during hot deformation using fuzzy logic

Erick Migani e Oscar Balancin (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – UFSCar)

FORJAMENTO 23

ANÁLISE DE DOBRAS E SUA CORREÇÃO NO FORJAMENTO A QUENTE DE UMA FLANGE ATRAVÉS DO MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS

FEM analysis of folding and its correction in the hot forging of a flange

Olavo Carvalho Haase, Luiza Araújo Cordeiro, Alisson Duarte da Silva, Maria Teresa Paulino Aguiar, Paulo Roberto Cetlin (UFMG - Belo Horizonte, MG)

FORJAMENTO 24

CARACTERIZAÇÃO DE VIGA FORJADA SEM TRATAMENTO TÉRMICO FINAL

Characterization of forged axle beam without final heat treatment

Alberto Uematsu Suzuki, Juliano Cantarelli Toniolo (IFRS)

FORJAMENTO 25

UTILIZAÇÃO DA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL COMO FERRAMENTA PARA AUXILIAR NO FORJAMENTO DE UMA CRUZETA

Use of computer simulation as a tool to assist in a crosshead hot forging

Thairo Rangel Mafia, João Vitor Piovesan, Gabriel Rosa Soares, Alexandre da Silva Rocha e Vinicius Waechter Dias (Laboratório de Transformação Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, RS, Brasil)

PÔSTER

FORJAMENTO POSTER 1

ASPECTOS METALÚRGICOS E MECÂNICOS DO FORJAMENTO DE AÇOS MICROLIGADOS BAINÍTICOS

Renan Silvano Krapf, André Rosiak e Lirio Schaeffer (UFRGS)

A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE Prensagem NO DESEMPENHO DO FERRAMENTAL DE UM FORJADO A FRIO

STRAIN RATE INFLUENCE ON COLD FORGING DIE PERFORMANCE

Genival G. Santos¹
Amanda P. Silva^{2,3}
Alisson S. Duarte^{2,3}

Resumo

A velocidade do equipamento é um aspecto importante quando se avalia o ritmo de produção de um componente. Porém, quando o processo de fabricação se dá por conformação mecânica, a velocidade de deformação exerce influência direta nas curvas de escoamento do material de partida, aumentando a força necessária para a obtenção do conformado e, conseqüentemente, a magnitude das tensões nas ferramentas. Este artigo avalia o caso hipotético de um forjamento a frio de uma bucha flangeada fabricada em aço SAE 10B22 em duas velocidades de prensagem diferentes, analisando o impacto dessas velocidades na vida útil da matriz de conformação. Utilizando o método dos elementos finitos (MEF), o ferramental foi avaliado com o uso do software QForm®, utilizando o conceito de pré-tensionamento em duas configurações distintas. O menor valor de vida útil foi identificado na matriz de encarcamento simples na velocidade de prensagem de 650 mm/s, com valor 19% menor que o observado na velocidade de prensagem de 400 mm/s. O problema de perda de eficiência da ferramenta na maior velocidade se mostrou solucionado com a aplicação de duplo encarcamento, o que resultou em um aumento de vida de 400 vezes, via simulação.

Palavras-chave: Conformação Mecânica, Forjamento a Frio, Simulação Numérica, Fadiga.

Abstract

Press speed is an important aspect when evaluating the production rate of a component. However, when the manufacturing process is carried out by forming, the strain rate has a direct influence on the flow curves of the material, increasing the stress necessary to obtain the forged part, and consequently the magnitude of the pressure at the tools. This paper investigates a cold forging hypothetical case of a flanged bushing in a SAE 10B22 steel at two different pressing speeds, analyzing the impact of these speeds on the die life. Using the finite element method (FEM), the tooling behavior was investigated using QForm® software, pre-tensioning it by considering two different configurations. The lowest die life value was identified in the single casing die at the pressing speed of 650 mm/s, with a value 19% lower than that observed at the pressing speed of 400 mm/s. The problem of tool efficiency lost at the highest speed was solved by using a double casing, which resulted in a die life increase of 400 times, by simulation.

key words: Mechanical Forming, Cold forging, Numerical Simulation, Fatigue.

¹Melhoria Contínua da Acument-MG, gsantos@acument.com

²Dept. Técnico da SIXPRO Virtual&PracticalProcess, contato@sixpro.pro

³Escola de Engenharia da UFMG, alissonds@ufmg.br

1. INTRODUÇÃO

1.1 Contexto

Processos de conformação mecânica modificam a geometria do material de partida de acordo com o ferramental empregado na operação, por meio de equipamentos que aplicam elevadas forças axiais promovendo a deformação permanente do material [1]. Por sua vez, os produtos metálicos obtidos através de processos de fabricação por conformação plástica possuem propriedades superiores aos demais processos de fabricação, já que apresentam microestrutura homogênea e fibramento em condições favoráveis às propriedades exigidas em certas aplicações [2].

O forjamento a frio não se restringe a um processo individual, mas sim a um conjunto de operações de conformação mecânica onde a deformação permanente ocorre à temperatura ambiente. São obtidos componentes com geometrias complexas, elevada precisão dimensional e bom acabamento superficial [3]. Já os ferramentais utilizados nos processos de conformação metálica experimentam elevadas cargas compressivas, necessárias ao processo de deformação plástica da geratriz. Essas ferramentas devem ser construídas preferencialmente em materiais de alta resistência ao desgaste, elevada dureza e tenacidade.

No contexto atual da indústria metal-mecânica, a manufatura enxuta se faz cada vez mais necessária, eliminando desperdícios e aumentando a eficiência dos processos produtivos. Isso posto, é importante salientar que a longevidade do ferramental empregado nos processos de forjamento está diretamente relacionada à qualidade do projeto de conformação, bem como à velocidade de deformação, à matéria prima do conformado e às condições do equipamento, da lubrificação e das características da própria ferramenta.

Portanto, este artigo propõe o estudo da influência da velocidade de conformação no desempenho do ferramental empregado no processo de fabricação de um forjado a frio.

1.2 Considerações sobre esforços, tensões e deformações.

Nos processos de conformação metálica é indispensável o conhecimento da força necessária para a obtenção do produto final, pois a partir desta informação pode-se definir o equipamento e o ferramental que será empregado no processo [4]. Para tanto, modelos de cálculos simplificados podem ser utilizados, porém quanto mais informações são necessárias, como os níveis de tensões nas ferramentas ou deformações localizadas, métodos como os modelos analíticos baseados na teoria elementar da plasticidade ou até mesmo métodos mais sofisticados como o método dos elementos finitos (MEF) se mostram mais eficazes [4].

Em observância às tensões no ferramental, chama-se a atenção para as tensões principais, as quais determinam o nível de severidade ao qual as ferramentas são submetidas durante o forjamento. Em especial, a tensão tangencial, ou circunferencial, é de grande importância na análise do ferramental, tendo em vista que um valor consideravelmente trativo pode levar à ruptura radial da ferramenta, como pode ser visto esquematicamente na Figura 1.

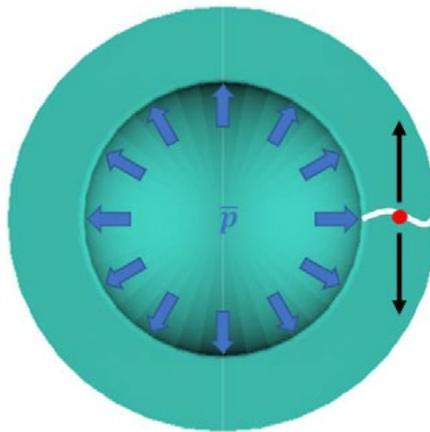


Figura 1 – Vista de cima esquemática de uma matriz inferior sendo pressionada pelo forjado e sofrendo tensões trativas tangenciais em um ponto [5].

Para casos de geometrias mais complexas, a tensão média (Equação1) pode representar um parâmetro importante de análise à propensão de fratura na matriz, sendo maior a propensão quanto maior for essa tensão. Além disso, a tensão efetiva (Equação2) é de grande auxílio para identificar as regiões mais propensas a se fraturarem, especialmente quando comparada ao limite de escoamento do material da ferramenta.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (1)$$

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]^{1/2} \quad (2)$$

De maneira mais direta, é possível prever o número de peças, ou ciclos de forjamento, a serem fabricadas até que o ferramental comece a sofrer ruptura por fadiga, com especial atenção para casos de fadiga de baixo ciclo. O número de ciclos para o início da trinca por fadiga (Manson-Coffin-Basquin) pode ser determinado pela Equação 3.

$$Nf = \frac{1 - \left(\frac{\bar{\epsilon}_\Sigma^p}{\epsilon_{cr}}\right)^a}{2 \left(\frac{\sigma'_f + \sigma_{qm}}{\sigma_{qa}}\right)^{\frac{1}{b}}} \quad (3)$$

Onde:

$\bar{\epsilon}_\Sigma^p$ = Deformação plástica acumulada

ϵ_{cr} = Deformação na fratura sob solitação axial cíclica

σ'_f = Tensão verdadeira na fratura sob solitação axial cíclica

σ_{qm} = Tensão cíclica média

σ_{qa} = Amplitude da tensão cíclica

a = Expoente que indica a não linearidade do acúmulo de dano

b = Inclinação da parte elástica da curva de fadiga

2. METODOLOGIA

Como objeto de estudo, este artigo avaliou o caso hipotético onde um conformado a frio é submetido a diferentes velocidades de deformação, sendo avaliados os efeitos das tensões nas ferramentas em cada processo. As geometrias da peça de trabalho são apresentadas na Figura 2 e foram estudadas através de simulação no software QForm®. O material do conformado adotado na simulação foi o “C22 cold”, disponível na biblioteca do software.

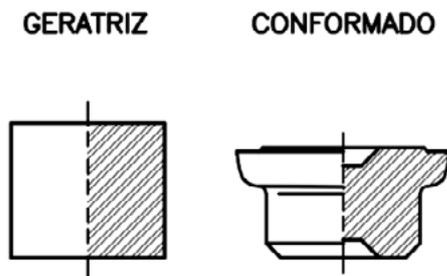


Figura 2. Geometria de estudo.

Para o ferramental, foi avaliado o comportamento de dois modelos de matrizes em relação às tensões oriundas do processo de forjamento a frio e das próprias características construtivas das ferramentas. As matrizes avaliadas utilizaram o conceito de pré-tensionamento, sendo definidas como matrizes de encarçamento simples e duplo, como mostra a Figura 3. Foram realizados na simulação todos os cálculos de tensão nas matrizes para fins de previsão da fadiga termomecânica, embora as mesmas tenham sido consideradas rígidas durante o processo.

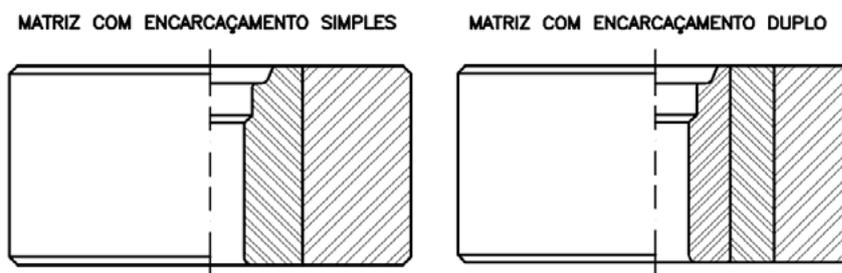


Figura 3. Ferramental de estudo.

Quanto ao equipamento, foram consideradas duas prensas horizontais com velocidades do carro principal de 400 mm/s e 650 mm/s, que correspondem a produção de aproximadamente 96 pc/min e 150 pc/min, respectivamente.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Baseado nas geometrias apresentadas na Figura 2, os esforços axiais para o forjamento foram calculados por meio de simulação numérica nas velocidades de prensagem de 400 e 650 mm/s, alcançando valores máximos de 1.202 kN na velocidade de 650 mm/s e 1.196 kN na velocidade de 450 mm/s no final do processo de forjamento, como pode ser visto na imagem a seguir.

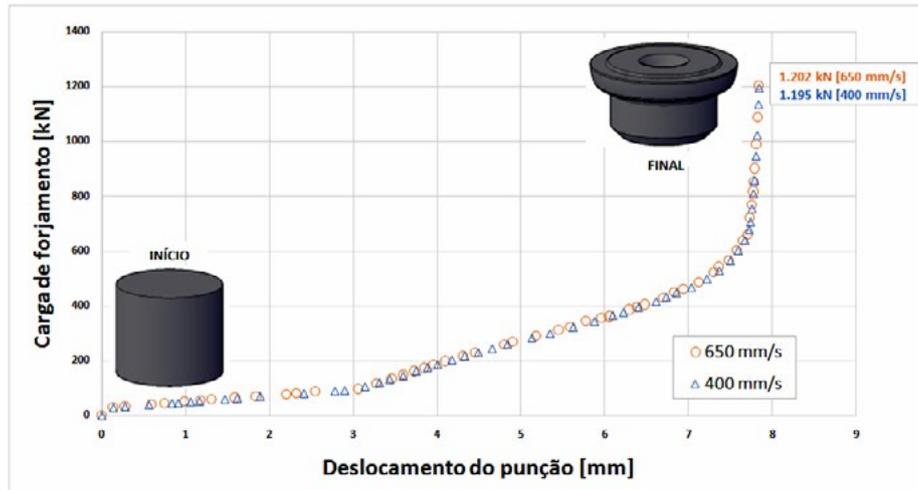


Figura 4. Força de forjamento para diferentes velocidades de prensagem.

O aumento na velocidade de prensagem resulta no aumento da velocidade de deformação (strain-rate) e, portanto, obriga o material do conformado a se comportar com maior resistência mecânica, o que sugere níveis distintos de sollicitação das ferramentas. Tal comportamento pode ser fator determinante da longevidade do ferramental. Em processos onde as condições de projeto não estão devidamente centradas (considera-se aqui a distribuição normal de Gauss), o aumento de velocidade de deformação pode representar considerável queda de rendimento das ferramentas.

O aumento da velocidade de deformação em função do aumento da velocidade de prensagem pode ser visto na Figura 5, onde a velocidade de prensagem de 400 mm/s resulta em velocidades de deformação de até 1.291 s^{-1} , enquanto a velocidade de prensagem de 650 mm/s resulta em velocidades de deformação de até 3.405 s^{-1} .

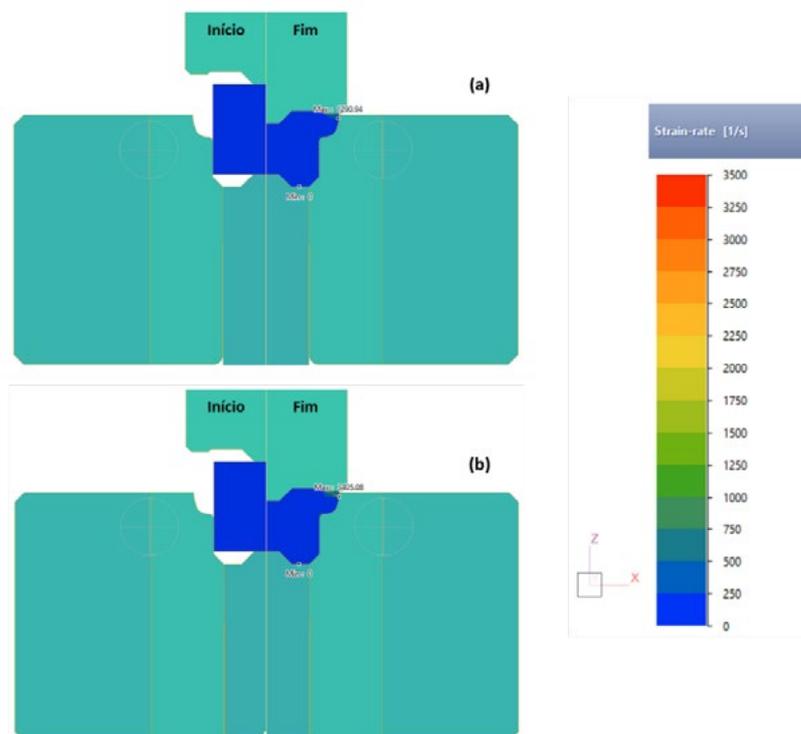


Figura 5. Velocidade de deformação máxima atingida para prensagem a (a) 400 mm/s e a (b) 650 mm/s.

Quanto ao ferramental, foi avaliado o efeito das tensões naturais do processo de conformação a frio nas velocidades de prensagem de 400 mm/s e 650 mm/s para o encarcamento simples.

Nesta configuração foi estudado o comportamento das tensões efetiva, média e circunferencial a partir do ponto "P₁", como mostra a Figura 6. Além disso, a quantidade de ciclos até a falha também foi estimada com base neste ponto, como pode ser observado na Figura 7. As condições no ponto "P1" estão mostradas também na Tabela 1.

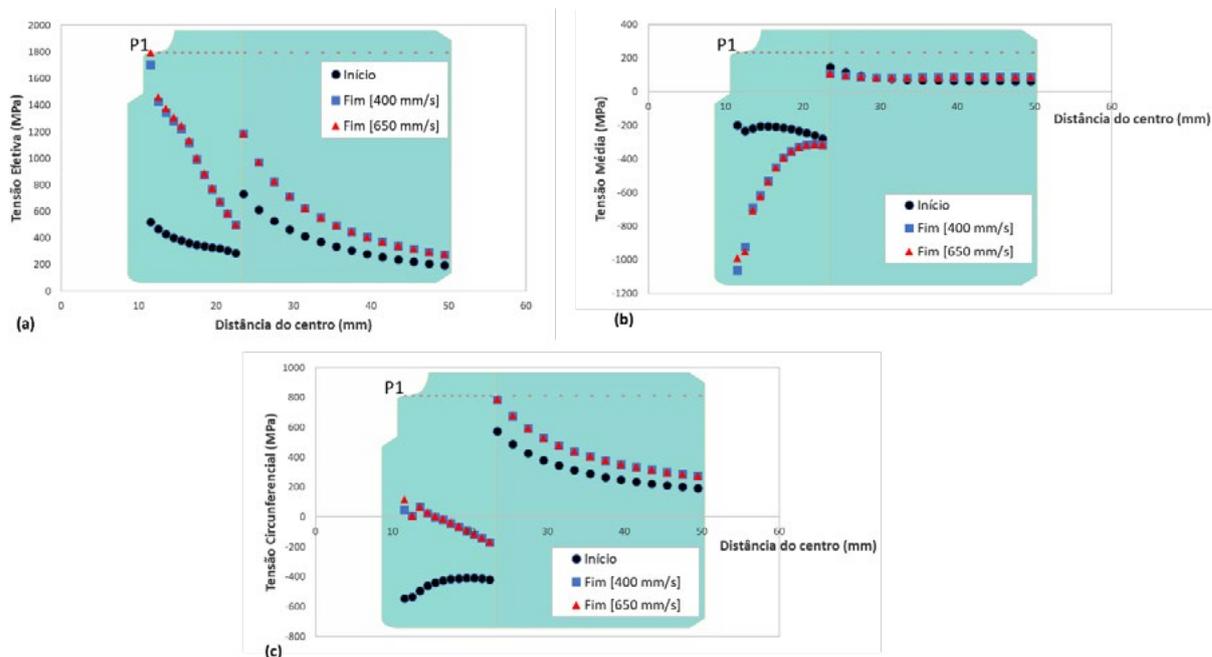


Figura 6. Distribuição de tensões na matriz de encarcamento simples.

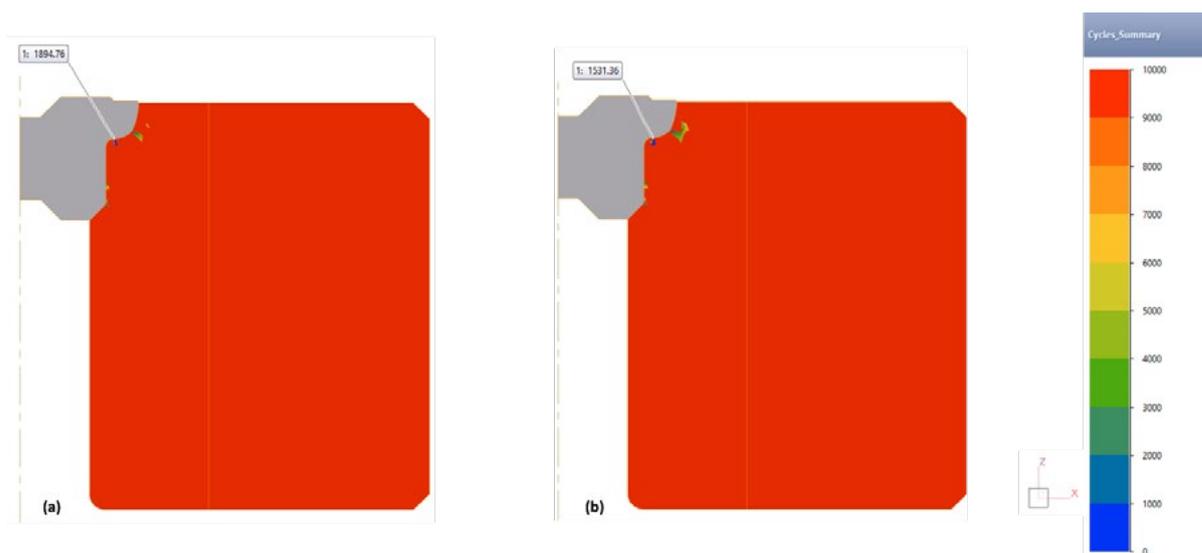


Figura 7. Previsão do número de ciclos para início da fratura por fadiga termomecânica para as velocidades de prensagem de (a) 400 mm/s e (b) 650 mm/s.

Tabela 1. Resultados simulados para o encarçamento simples em diferentes velocidades de prensagem.

Velocidade de prensagem [mm/s]	Momento [-]	Tensão [MPa]			Ciclagem [golpes]
		Efetiva	Média	Circunferencial	
-	Início	523	-198	-545	-
400	Fim	1.706	-1.061	48	1.894
650		1.794	-989	119	1.531

A variação do número de ciclos em função da velocidade de prensagem, pode impactar de forma direta o desempenho do equipamento. A Tabela 2 traz uma análise hipotética e superficial acerca da produtividade de uma prensa, com redução de cerca 20% no volume total produzido em relação à variação de velocidade, considerando o número de ciclos apresentados na Tabela 1 para a matriz de encarçamento simples.

Tabela 2 . Estudo da produtividade de equipamento hipotético em diferentes velocidades de prensagem.

Velocidade de prensagem [mm/s]	Capacidade Equipamento [pc/min]	Turno [h]	Número de paradas por falha da matriz [-]	Tempo de manutenção da matriz [h]	Produção do turno [pc]
400	96	8:00	8	0:40	~ 15.360
650	150		10		~ 12.000

O problema de perda de eficiência na maior velocidade de prensagem, pode ser contornado de diversas formas, como a redução no tempo de manutenção das ferramentas, disponibilização de ferramentas reservas ou mesmo estudo das características construtivas do ferramental para aumento de sua vida útil.

Neste contexto, a matriz de encarçamento duplo foi simulada para velocidade de prensagem de 650 mm/s, como possível solução para o problema da queda de rendimento da matriz de encarçamento simples nessa mesma condição. Com essa configuração foram observados valores negativos de tensão circunferencial no núcleo da matriz, o que sugere a não formação de trincas. A ciclagem para este processo foi estimada em 651.000 golpes.

4. CONCLUSÕES

Considerando o caso hipotético de um forjamento a frio conforme a geometria da Figura 2, foram avaliados os efeitos da variação de velocidade de prensagem em duas condições distintas, sendo 400 e 650 mm/s.

Avaliando o ferramental, foram consideradas duas matrizes que utilizam o conceito de pré-tensionamento, para as quais as análises foram realizadas com base em dados coletados após simulação numérica no software QForm®. No primeiro caso, foi estudado o comportamento da ferramenta de encarçamento simples, onde os maiores valores de tensão foram observados na maior velocidade de deformação. Nessa condição a vida útil da matriz foi estimada em 1.531 golpes até a falha por fadiga, cerca de 19% menor se comparada à menor velocidade de deformação.

No segundo caso, foi avaliada a ferramenta de encarçamento duplo, como alternativa à queda de rendimento da primeira simulação na velocidade de prensagem 650 mm/s. Neste formato, considerando o mesmo modo de falha, foi evidenciado o aumento de vida útil de mais de 400 vezes via QForm®.

Com base nos dados obtidos, nota-se que para este caso, a variação da velocidade de prensagem influenciou o processo de forjamento a frio, alterando o comportamento do

ferramental. Considerando que após a falha seja necessária a substituição do núcleo da matriz, o processo de reabilitação da ferramenta de encarçamento simples pode impactar de forma negativa a eficiência da prensa para a velocidade 650 mm/s, já que nessa condição de trabalho a matriz ocasionaria maior número de paradas de produção.

AGRADECIMENTO

Os autores agradecem às empresas Acument Global Technologies, SIXPRO Virtual & Practical Process e QForm UK pelo apoio no desenvolvimento deste estudo.

7. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

1. SANTOS, G.G. **Análise teórica de tensões distribuídas em carcaça de matriz de forjamento a frio.** Revista do Parafuso, 2020.
2. MEDEIROS, G.A.; SCHAEFFER L. **Forjamento em matriz aberta: aspectos de cálculo.** Revista Ferramental ,Ed 36, 2011.
3. SCHAEFFER, L. **FORJAMENTO - Tecnologia do processo.** Ed. Imprensa Livre, 2020.
4. SANTOS, G.G;SCHAEFFER L. **A teoria elementar da plasticidade aplicada ao forjamento a frio de um parafuso M6, Din 933.** Revista do Parafuso, Ed. 91, 2022.
5. DUARTE, A. S. **Análises de matrizes no forjamento.** Coluna Simulação Computacional, Revista Forge, Abril de 2020.



Análise de Desvios em Perfis Extrudados em Alumínio por Simulação

Extruded Aluminum Profile Deviation Analysis by Simulation

Tiago Paiva dos Santos⁽¹⁾
Moacir Ferreira Barbosa⁽²⁾
Alisson S. Duarte^(3,4)

RESUMO

O Projeto de matrizes de extrusão de perfis de alumínio possui reconhecida complexidade. O custo envolvido na elaboração de projetos de matrizes, fabricação desse ferramental, montagens e testes podem se tornar proibitivos, se fazendo necessário analisar o processo via simulação. Este artigo mostra as análises desenvolvidas por simulação via QForm UK em observância à qualidade do extrudado. Com foco no desvio de velocidade do perfil de saída, são abordados dois estudos de caso, sendo um tubular simétrico e outro sólido assimétrico. Em ambos os casos são discutidas a presença ou não de desvios, fazendo correlação com diferentes aspectos da extrusão.

Palavras-chave — Extrusão, Perfil, Alumínio, Espina, Talões, Pocket, Desvio de velocidade, Simulação.

ABSTRACT

Die design for aluminum extruded parts is a complex task. Its costs, manufacturing, assembly, and tryout might become unacceptable, so it is necessary to use numerical simulation. Simulation in QForm UK is used in this paper with focus on high quality extruded parts. In attention to the profile velocity deviation, two case studies are approached: one symmetric tubular and another asymmetric solid. Both cases are discussed regarding the velocity deviation, correlating it to different extrusion aspects.

Keywords — Extrusion, Profile, Aluminum, Dies, Bearing, Pocket, Velocity deviation, Simulation.

⁽¹⁾ Projetista Sênior, FEP Extrusão, engenharia@fepextrusao.com.br

⁽²⁾ Diretor, FEP Extrusão, moacir.fb@fepextrusao.com.br

⁽³⁾ Professor, Escola de Engenharia da UFMG, alissonds@ufmg.br

⁽⁴⁾ Consultor, SIXPRO Virtual&Practical Process, alisson@sixpro.pro

1. Introdução

A denominação extrusão pode ser aplicada em diferentes contextos na engenharia. Na conformação mecânica de metais boa parte das operações de extrusão são definidas como a obtenção de um perfil com seção transversal de dimensões iguais às da cavidade da matriz. Nesse caso, aplica-se uma extrusão direta, na qual um punção empurra o tarugo contra a matriz. É também possível realizar uma extrusão inversa [2], na qual o punção também exerce papel na forma final do perfil.

Ainda assim, a denominação extrusão na conformação mecânica pode ser utilizada em operações similares, mas que conceitualmente dispõem de significativas diferenças quanto ao escoamento metálico. Operações de forjamento, a frio ou a quente, podem ser também denominadas de extrusão quando se trata da obtenção de formatos próximos aos de um pino ou haste, ou até mesmo quando uma peça é obtida essencialmente em função da cavidade da matriz inferior. No entanto, em casos nos quais se quer obter um perfil com comprimento consideravelmente maior do que as dimensões na sua seção transversal, os fenômenos de importância se diferem da extrusão compreendida em operações de forjamento.

Um perfil extrudado pode variar desde seções transversais mais simples até seções bastante complexas. Os perfis complexos são usualmente obtidos em ligas leves, como é o caso do alumínio. Essa complexidade gera inúmeras dificuldades para que o perfil seja conformado de maneira adequada, isento de defeitos e de desvios no comprimento (Figura 1). Os desvios no comprimento, resultantes dos desvios de velocidade de saída do perfil, são o foco deste artigo. Objetiva-se estabelecer uma correlação clara entre a complexidade de um perfil e a possibilidade de ocorrência de desvios, bem como definir algumas análises fundamentais necessárias para a correção desses desvios.

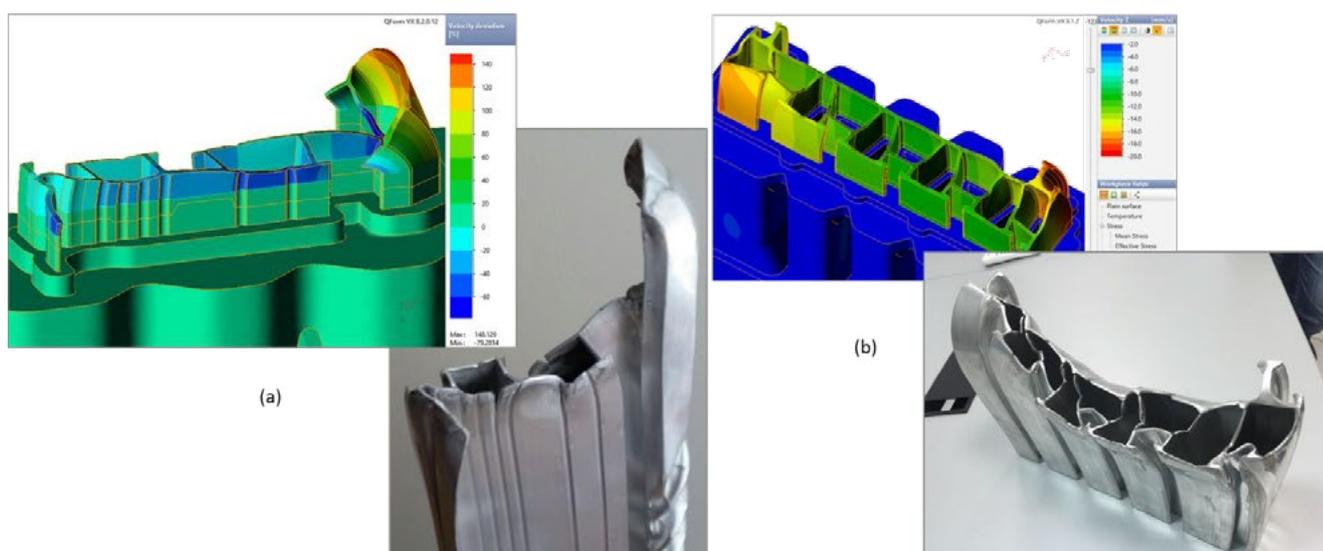


Figura 1 – Comparação de desvios em perfis de alumínio extrudados na simulação e na prática [2].

Como pôde ser observado na Figura 1, um perfil extrudado em alumínio é bastante distinto de uma peça forjada. O conceito do ferramental empregado na extrusão de perfis longos em alumínio é bastante específico, necessitando ser composto de uma série de ferramentas com objetivos únicos. Esquemáticamente, apresenta-se na Figura 2 a composição básica de um ferramental tubular, no qual um tarugo é transformado em um tubo de seção retangular. A matriz é responsável pela geometria externa do perfil, enquanto a espina é necessária para a formação de vazios e detalhes internos. Na espina o fluxo de metal é cisalhado e em seguida ocorre o caldeamento do mesmo, vindo a formar a denominada linha de solda [3].

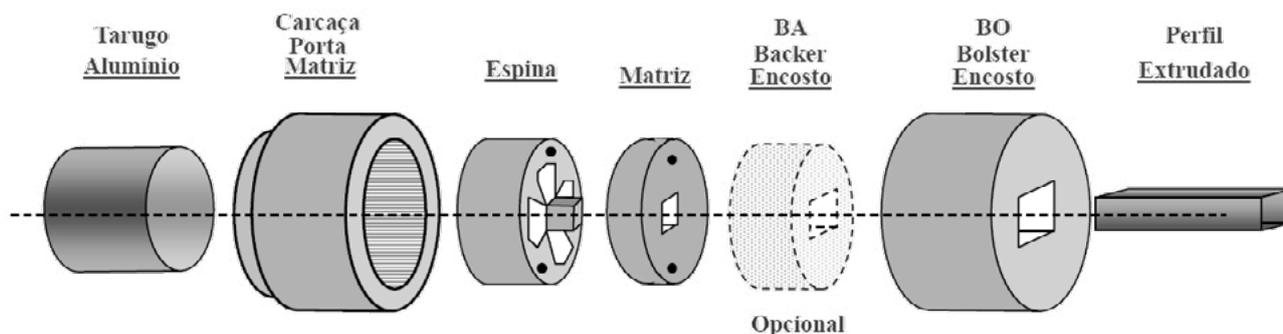


Figura 2 – Configuração básica da composição de uma ferramenta tubular [3].

A obtenção de um perfil uniforme depende de um escoamento uniforme na cavidade da matriz. Para tanto, é importante considerar que o alumínio tende a fluir mais rapidamente no centro do tarugo em razão do atrito entre o tarugo e as paredes, além do fato de que o metal escoava com maior velocidade em cavidades mais largas [3]. Um correto dimensionamento das câmaras de alimentação, bem como o uso de elementos como talões e pockets, são importantes na correção da variação de velocidades na saída do perfil e, portanto, no desvio do mesmo.

Além da importância da geometria inicial das ferramentas, é necessário considerar também a influência da deformação elástica das matrizes e, portanto, da flexão das matrizes sobre desvio do perfil. A flexão na matriz pode alterar as dimensões e restrições nos seus canais, facilitando ou dificultando o escoamento do metal, ou seja, acelerando ou freando a saída do perfil em cada região da matriz. Enfim, todo o projeto do ferramental, incluindo o perfil, análises de matrizes e condições de processo, pode ser verificado e otimizado através da simulação. A Figura 3 estabelece uma síntese das análises por simulação no software QForm UK (Micas Simulation Ltda., Oxford, UK).



Figura 3 – Aspectos de interesse na otimização da extrusão via simulação [2].

2. Desvios em perfis

2.1 Caso 1 – perfil simétrico

O primeiro caso abordado via simulação no QForm UK foi o perfil tubular simétrico mostrado na Figura 4 (a). O seu ferramental projetado foi condizente com o perfil, sendo este também simétrico. O conjunto espina e matriz preparado para a simulação está mostrado na Figura 4 (b) e (c). Existem 4 câmaras de alimentação por onde escoava o alumínio até a sua saída pelo canal entre a espina e a matriz. Foi utilizada uma liga de alumínio 6063 para o tarugo e H13 para as ferramentas. O tarugo com 127 mm de diâmetro e 500 mm de comprimento foi aquecido a 480 °C e empurrado pelo stein (punção ou êmbolo) a uma velocidade de 5 mm/s. Espina e matriz foram aquecidas a 450 °C, enquanto o stein a 400 °C e a carcaça a 350 °C.

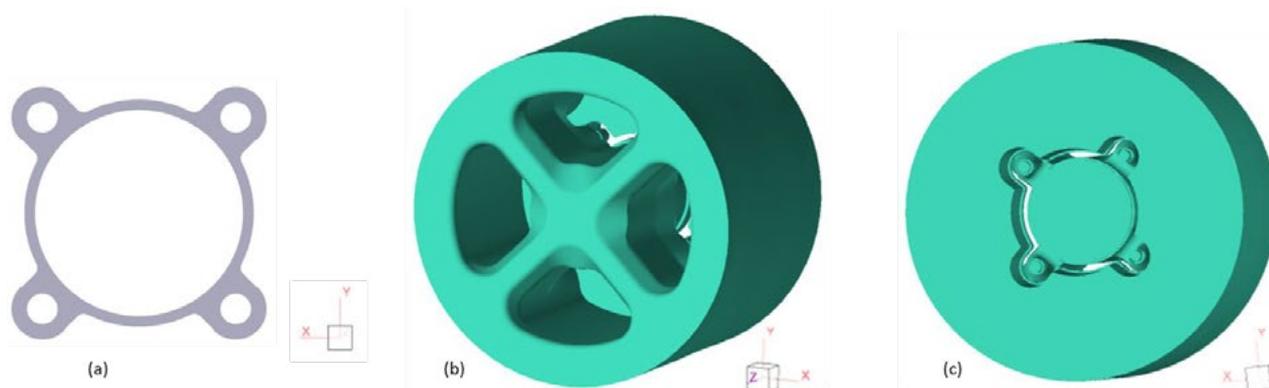


Figura 4 – (a) Perfil tubular simétrico desejado e sua respectiva ferramenta projetada: (b) entrada e (c) saída do metal.

Buscando uniformizar a velocidade de saída no perfil, considerou-se as diferenças de velocidade inerentes ao processo e à variação da largura ao longo do canal e projetou-se os talões indicados na Figura 5. Assim, embora o perfil seja simétrico, evitou-se a distorção do mesmo, não criando fechamentos ou aberturas na seção transversal, culminando com uma peça sem desvio, como pode ser visto no perfil com velocidade uniforme de 75 mm/s na Figura 6 (a). Na Figura 6 (b) é possível identificar cada porção de metal cisalhado e caldeado posteriormente no perfil. A temperatura final obtida foi de aproximadamente 510 °C.

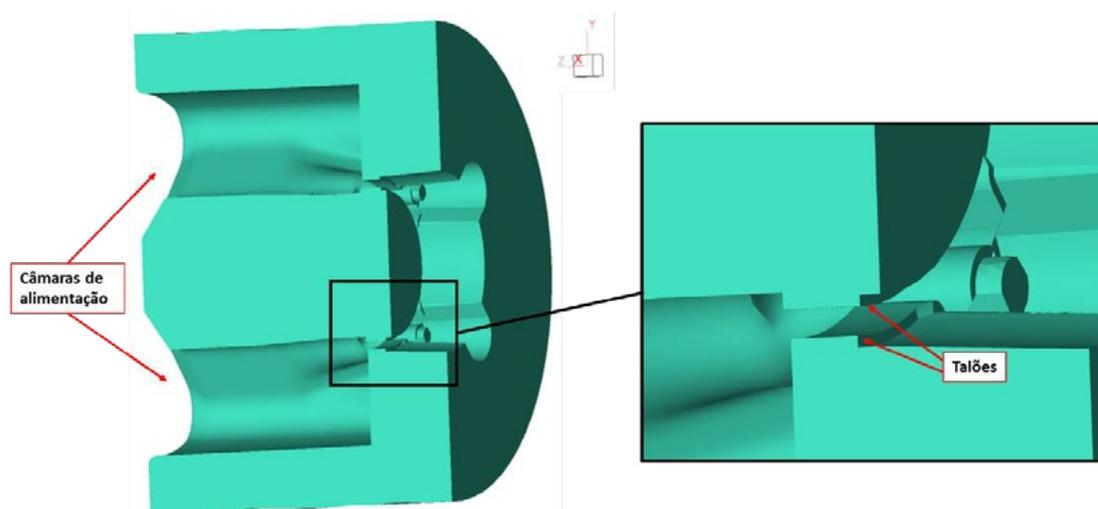


Figura 5 – Corte longitudinal da ferramenta simétrica em serviço durante a simulação.

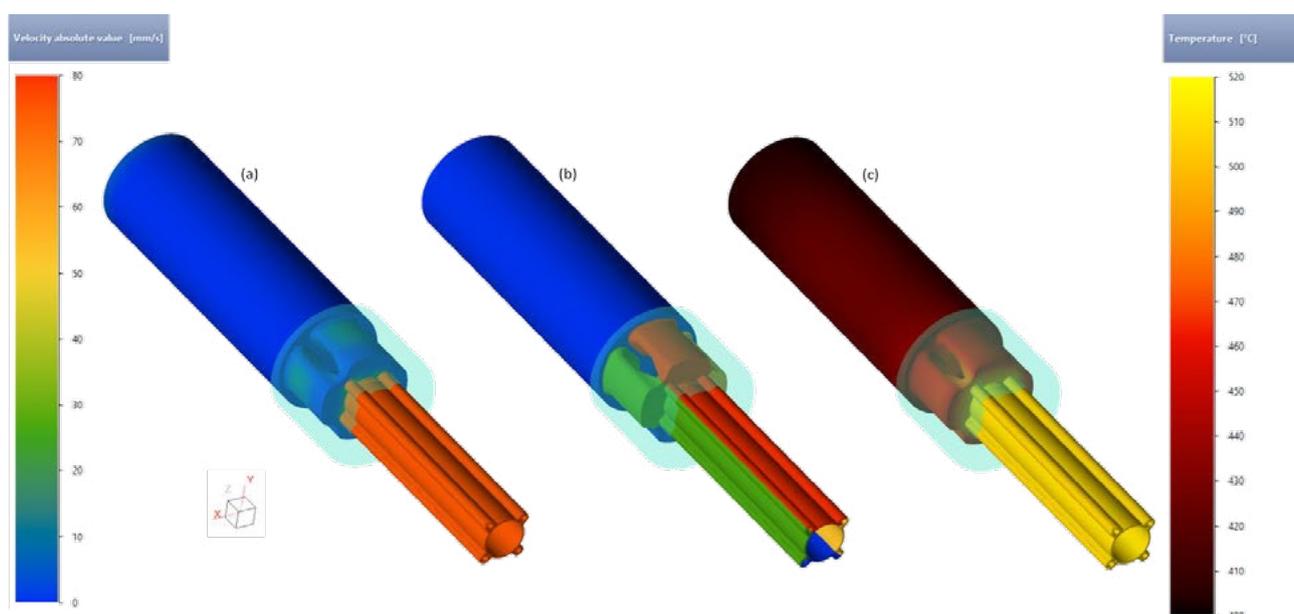


Figura 6 – Simulação do perfil sendo extrudado: (a) velocidade uniforme; (b) marcação do escoamento do metal cisalhado e caldeado; e (c) temperatura uniforme.

O resultado de um perfil pode ser consideravelmente influenciado pela flexão das ferramentas, uma vez que as flexões podem resultar em restrições ou alívios na cavidade da matriz. Neste caso, observa-se que houve sim flexão na matriz (Figura 7), mas não tendo sido suficiente para alterar sensivelmente as condições geométricas entre os talões. Finalmente, a matriz foi aprovada e fabricada, como mostrado na Figura 8.

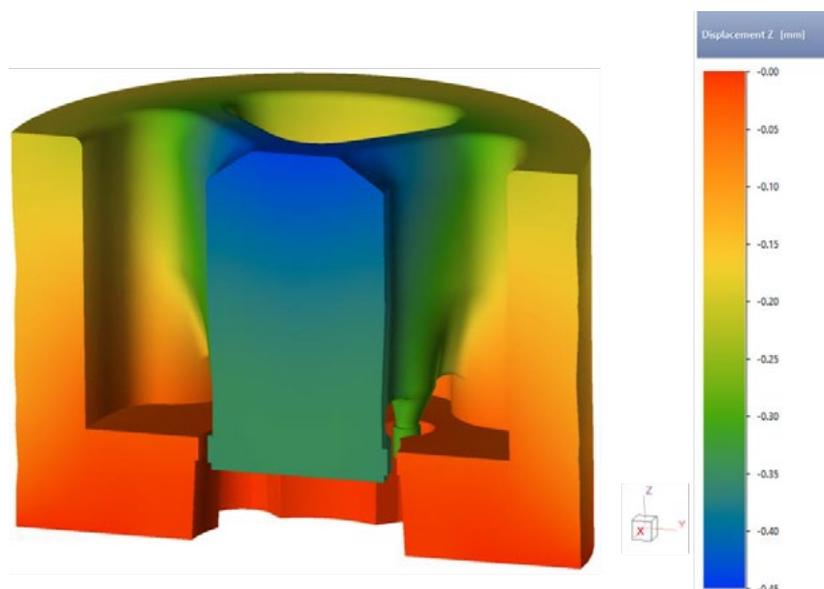


Figura 7 – Flexão simétrica da ferramenta durante a extrusão via simulação (vista da seção longitudinal).



Figura 8 – Espina e matriz fabricadas para o processo de extrusão de um perfil tubular simétrico.

2.2 Caso 2 – perfil assimétrico

O segundo caso abordado via simulação no QForm UK foi o perfil sólido assimétrico mostrado na Figura 9 (a). Projetou-se a matriz conforme montagem exibida na Figura 9 (b) e (c). O tarugo de alumínio foi aquecido a 480 °C e empurrado pelo stein a 5 mm/s. A matriz foi aquecida a 450 °C, enquanto o stein a 400 °C e a carcaça a 350 °C. A velocidade de saída foi de aproximadamente 250 mm/s, enquanto a temperatura foi de aproximadamente 520 °C.

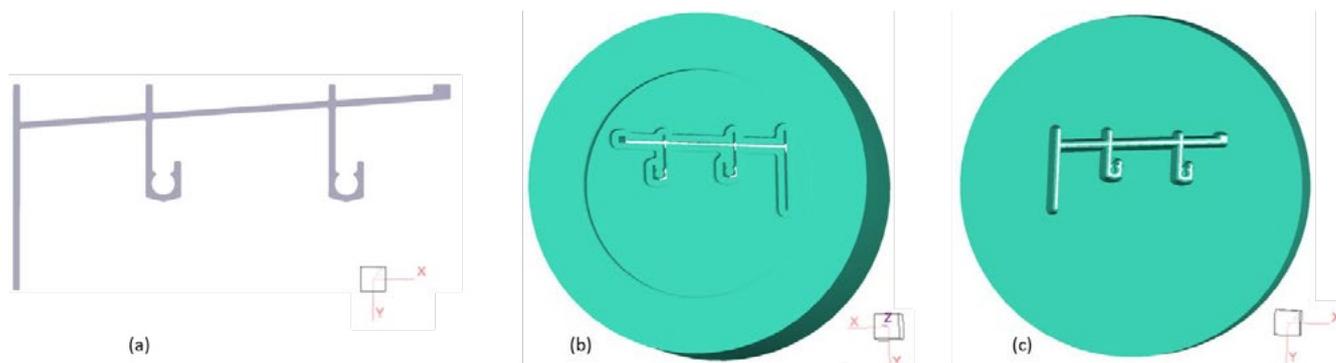


Figura 9 – (a) Perfil sólido assimétrico desejado e sua respectiva ferramenta projetada: (b) entrada e (c) saída do metal.

Uma vez que já tenham sido abordados no Caso 1, alguns aspectos da extrusão não foram abordados neste caso. Contudo, observou-se uma variação da velocidade de saída no perfil sendo extrudado. O desvio de velocidade em relação à velocidade média de saída do perfil pode ser verificado na Figura 10. Observou-se que, ao ser extrudado com a primeira matriz projetada, o perfil sofreu uma severa distorção, impedindo a obtenção de um produto adequado.

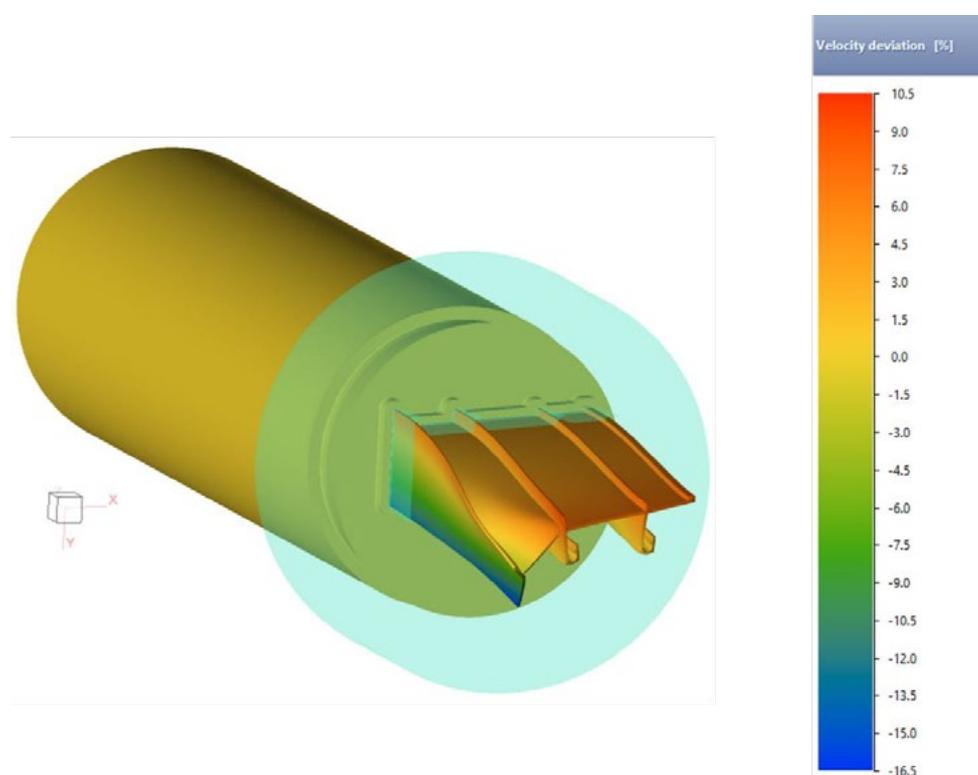


Figura 10 – Simulação do processo inicial mostrando excessivo desvio de velocidade na saída do perfil.

Assim, buscou-se realizar correções na matriz. Os talões não foram modificados, entretanto modificou-se o pocket da matriz, como pode ser verificado na Figura 11. A largura, w , do pocket foi aumentada na região de menor velocidade relativa. Com esta alteração, foi possível aumentar a velocidade do escoamento do metal naquela região, resultando no perfil mais uniforme mostrado na Figura 12. Tendo em vista se tratar de um perfil sólido com aplicação na construção civil, o desvio de velocidade encontrado é aceitável. Portanto, a matriz necessária para realizar a extrusão desta peça foi fabricada, conforme visto na Figura 13.

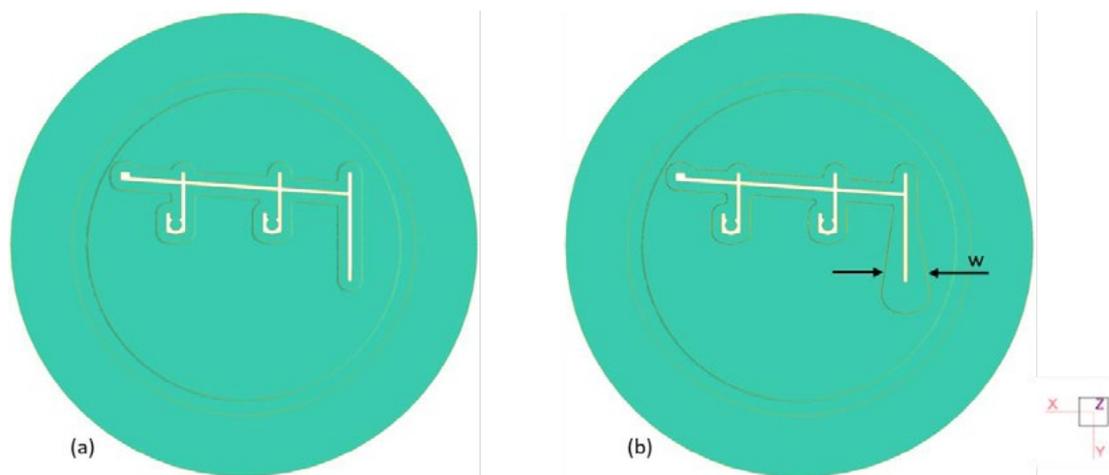


Figura 11 – Matriz com pocket: (a) projeto inicial e (b) modificado (aumento da largura “w”).

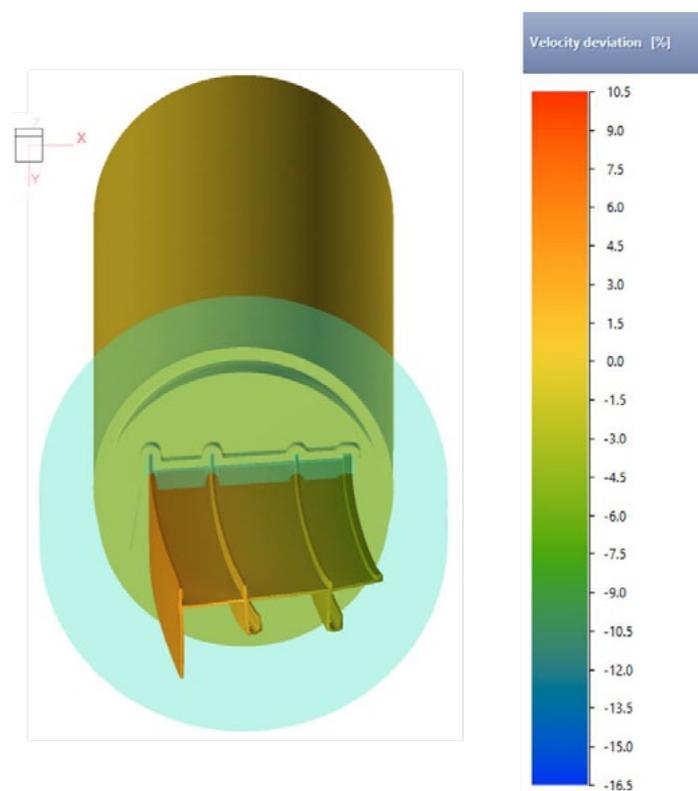


Figura 12 – Considerável redução no desvio da velocidade simulada.



Figura 13 – Matriz fabricada para aplicação no processo de extrusão de um perfil sólido assimétrico.

3. Conclusões e considerações finais

A geometria do perfil de alumínio desejada é determinante na complexidade do projeto das ferramentas a serem utilizadas no processo de conformação mecânica por extrusão. Por essa razão, investigou-se dois exemplos distintos de perfil com os seus respectivos desvios de velocidade através da simulação.

A variação da espessura ao longo da seção transversal da peça em conjunto com os parâmetros de processo, incluindo o projeto da espina e da matriz, foram conhecidos e correlacionados com a qualidade final do produto obtido por forjamento. Em casos de desvios inaceitáveis, observou-se elementos de correção como o dimensionamento das câmaras, a alterações dos talões e a utilização de pockets.

A partir deste estudo, cada aspecto do processo de extrusão deverá ser abordado em desenvolvimentos futuros, estabelecendo aprofundado conhecimento e melhores práticas. Parâmetros de processo, equipamentos e elementos de correção das matrizes poderão ser investigados, bem como práticas estabelecidas poderão ser revisitadas.

4. Referências

1. Cetlin, P. R e Helman, H. Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais. 2ª Ed, Artliber, 192p, 2015.
2. Kenzhaliyev, K. e Kanevskiy, S. QForm Extrusion. QForm UK, 21s, 2020.
3. Pereira, W. L. A Ferramenta no Processo de Extrusão. Módulo III, ALCOA, 75s, 2001.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DO FORJAMENTO DE UMA CRUZETA BIMETÁLICA

NUMERICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF THE FORGING OF A BIMETALLIC CROSSHEAD

Thomas Gomes dos Santos⁽¹⁾

André Rosiak⁽¹⁾

Diego Pacheco Wermuth⁽¹⁾

Diego Rafael Alba⁽¹⁾

Matheus Henrique Riffel⁽¹⁾

Rafael Pandolfo da Rocha⁽¹⁾

Lirio Schaeffer⁽²⁾

RESUMO

O setor automobilístico vem realizando esforços crescentes para reduzir o peso dos automóveis, visando a atenuação das emissões de gases poluentes. O uso de conceitos inovadores, como o de componentes bimetálicos, tornou-se atrativo pois possibilita a ampliação da relação resistência-peso dos componentes. Neste estudo, o forjamento a quente de uma cruzeta bimetálica é investigado. No processo, um billet com núcleo cilíndrico da liga de magnésio AZ61 é revestido por um cilindro oco da liga de alumínio AA 6351 e forjado a 400°C. O objetivo é conciliar a baixa densidade do Mg com a elevada resistência à corrosão das ligas de Al. A análise por elementos finitos do processo foi paralelamente realizada.

PALAVRAS CHAVE — Forjamento, elementos finitos, liga de alumínio, cruzeta bimetálica.

ABSTRACT

The automobile sector has been making increasing efforts to reduce the weight of automobiles, aiming at mitigating pollutant gas emissions. The use of innovative concepts, such as bimetallic components, has become attractive because it makes it possible to increase the strength-to-weight ratio of the components. In this study, the hot forging of a bimetallic crosshead is investigated. In the process, a billet with a cylindrical core of the magnesium alloy AZ61 is enclosed with a hollow cylinder of the aluminum alloy AA 6351 and forged at 400°C. The objective is to reconcile the low density of Mg alloys with the high corrosion resistance of Al alloys. In parallel, a finite element analysis of the process was carried out.

KEY WORDS — Forging, FEM, aluminum alloy, bimetallic crosshead.

(1) thomas.santos@ufrgs.br - Pesquisador. Centro Brasileiro de inovação em conformação mecânica – CBCM metalforming innovation center

(2) Cordenador. Centro Brasileiro de inovação em conformação mecânica – CBCM metalforming metalforming innovation center

1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilista vem realizando esforços crescentes visando a atenuação das emissões de gases poluentes. Os desenvolvimentos concentram-se especialmente na redução do peso dos automóveis, mantendo-se as demais propriedades. Neste contexto, o uso de componentes de ligas leves surge como uma alternativa vantajosa.

As ligas de magnésio são grandes candidatas para atingir a meta de redução da massa dos veículos. O magnésio é 36% mais leve que o alumínio e 78% mais leve que o ferro [1]. Contudo, a menor resistência mecânica e a baixa resistência à corrosão de ligas de magnésio, em comparação com ligas de alumínio, limitam o seu uso [2].

O potencial de redução de peso pode ser otimizado através da utilização de conceitos inovadores, como materiais compostos, que combinam dois ou mais materiais. Isso resulta em características personalizadas, acentuando as propriedades positivas dos materiais e restringindo as negativas [3]. Através desta abordagem a baixa densidade do magnésio pode ser conciliada com a elevada resistência à corrosão das ligas de alumínio.

Diversos autores investigaram a manufatura de diferentes combinações de materiais [4-8]. Para os processos de conformação mecânica, materiais bimetálicos de Magnésio e Alumínio (Mg-Al) mostraram-se potencialmente aplicáveis, apresentando boa conformabilidade em contraste com outras combinações de materiais [9]. FEUERHACK (2013) investigou o forjamento em matriz fechada de geratrizes de Al-Mg. Foi mostrado que a interface permanece íntegra se houver a predominância de tensões compressivas. A ocorrência de fratura da interface está associada ao surgimento de tensões de cisalhamento na região [10].

Para garantir a boa conformabilidade, o processamento deve ser realizado a quente, uma vez que a estrutura cristalina hexagonal compacta do Magnésio restringe o movimento de discordâncias, limitando a conformação a frio [11]. Além de ampliar a conformabilidade, o aquecimento também favorece a difusão, resultando na formação de compostos intermetálicos que garantem a ligação entre os materiais. Consequentemente, a microestrutura e as propriedades destes compostos dependem das condições de processamento [12-14].

A produção de peças bimetálicas torna necessária adaptações no projeto do processo de manufatura. Destarte, este estudo se propõe a avaliar a utilização do Método de Elementos Finitos como ferramenta para a otimização do projeto de componentes bimetálicos. Para tanto, os resultados numéricos foram confrontados com resultados experimentais obtidos na extrusão radial isotérmica de uma cruzeta bimetálica de Mg-Al.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo, uma cruzeta bimetálica é produzida a partir do processo de extrusão radial isotérmica. O princípio do processo de extrusão radial e os parâmetros geométricos utilizados neste trabalho são apresentados na Figura 1. A geratriz é forçada para baixo pelo punção, contra a matriz inferior e o contra-punção, que são estacionários, extrudando-o radialmente para a cavidade das matrizes. A Figura 1 mostra a posição inicial (lado esquerdo) e final (lado direito) do punção no processo, enquanto a direção do fluxo do material é perpendicular à direção do movimento do punção.

A geratriz bimetálica é composta por um núcleo da liga de magnésio AZ 61 revestido por uma casca da liga de alumínio AA 6351 (Figura 2). O núcleo e a casca foram montados com interferência de 0,1mm com o auxílio de uma prensa hidráulica manual. Na extrusão radial proposta não há formação de rebarba para obtenção de uma peça *near-net shape*. Portanto, as dimensões da geratriz bimetálica mostradas na Figura 2 e o projeto da matriz são cruciais para evitar sobrecargas e danos ao ferramental.

As composições químicas dos materiais foram definidas por espectrometria de emissão óptica por centelha e estão apresentadas na Tabela 1. Ambas as composições estão dentro da faixa nominal especificada na literatura.

Tabela 1 – Composição química dos materiais da geratriz (em % de massa).

Material	Al	Mg	Si	Mn	Ti	Zn	Cu	Fe
AA 6351	97,05	0,42	1,12	0,46	0,039	0,01	0,07	0,31
AZ 61	6,21	92,62	0,02	0,16	-	0,76	-	-

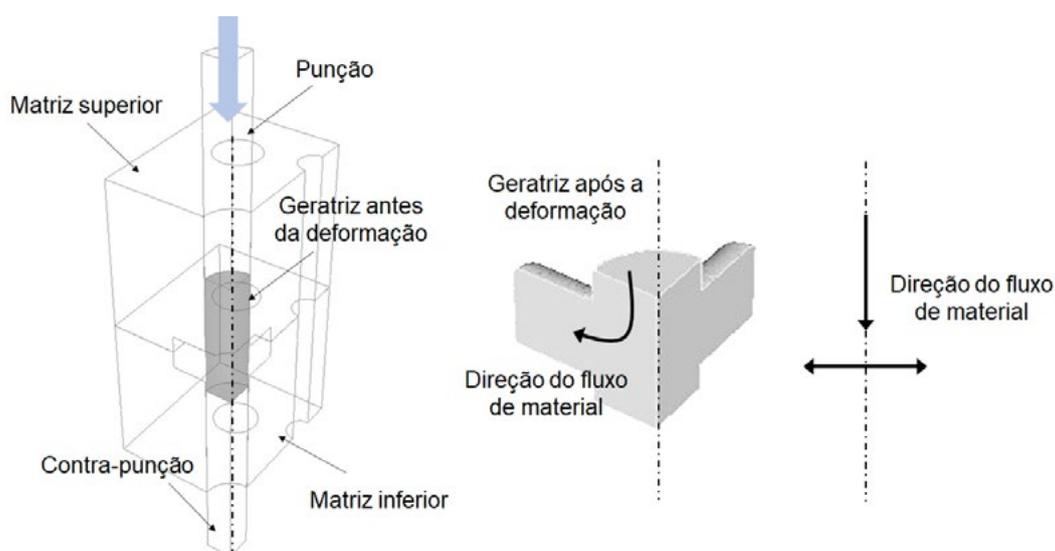


Figura 1 – Desenho esquemático do processo de extrusão radial de uma cruzeta.

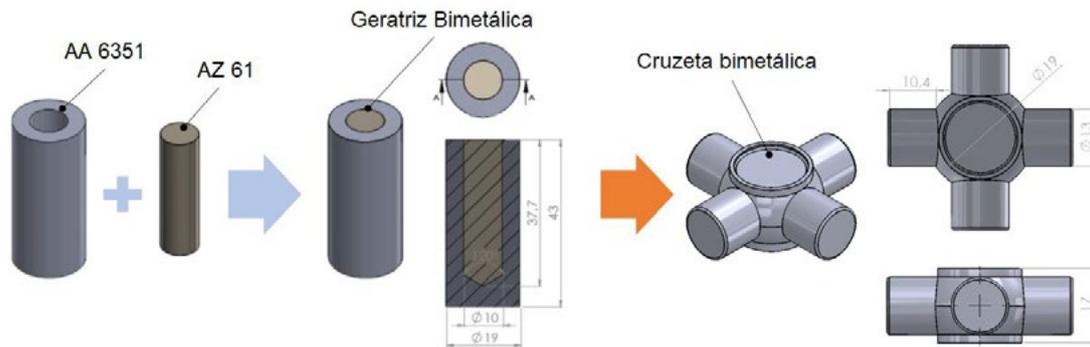


Figura 2 – Detalhamento da geratriz e da peça final.

Após a montagem, a geratriz é posicionada no ferramental e ambos são aquecidos em forno resistivo marca Sanchis até a completa homogeneização da temperatura do conjunto a 400°C. Em seguida o conjunto é rapidamente transferido para uma prensa hidráulica marca EKA com velocidade de 5,3mm/s e capacidade de 40t. Por fim, a máquina é acionada e ocorre a extrusão da peça de forma isotérmica, uma vez que o volume das ferramentas evita a transferência de calor da geratriz para o ambiente, mantendo a temperatura constante ao longo do processo. A lubrificação foi realizada com a aplicação do lubrificante a base de grafite nas superfícies das matrizes.

O processo proposto foi investigado numericamente via elementos finitos no software FORGE 3.0. A Figura 3 mostra o modelo tridimensional utilizado na simulação. Considerando a simetria rotacional dos componentes do processo, apenas uma porção do volume das geometrias foi utilizada na modelagem, reduzindo a quantidade de elementos gerados e o esforço computacional.

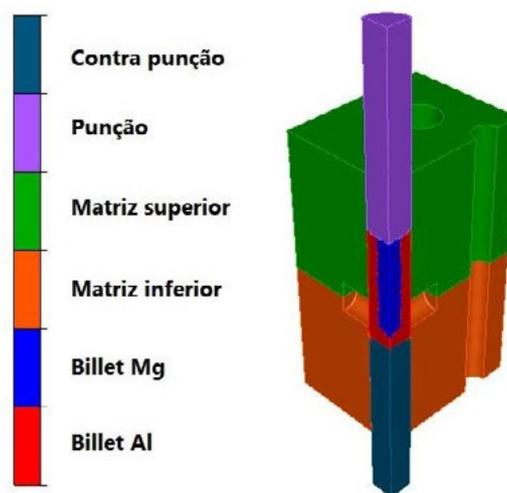


Figura 3 – Modelo tridimensional do processo de extrusão radial.

Para reduzir o tempo de computação, o comportamento de material elastoplástico foi atribuído apenas para a geratriz bimetalica, enquanto as ferramentas foram consideradas rígidas (não deformáveis). O modelo de Hensel-Spittel foi utilizado para descrever o comportamento mecânico dos materiais de

trabalho. Este modelo permite o cálculo da tensão de escoamento (k_f) em função da deformação atual (φ), taxa de deformação ($\dot{\varphi}$) e temperatura de conformação (ϑ). Os parâmetros do modelo para os dois materiais da geratriz (Tabela 2) foram inseridos na biblioteca do software. Os dados cinemáticos da máquina foram introduzidos no modelo e curso máximo foi definido em 35 mm. A Tabela 3 lista os parâmetros térmicos, mecânicos e operacionais utilizados na simulação numérica.

Tabela 2 – Parâmetros de Hensel-Spittel das ligas AZ 61 e AA 6351.

Parâmetro	AZ 61 [15]	AA 6351 [16]
A	88899,384	953,65542
m_1	0,002638	-0,00524
m_2	0,505723	-0,01407
m_3	-0,072545	0,10998
m_4	-0,000138	-0,00913
m_5	0,027881,	0
m_6	0	0
m_7	4,382078	0
m_8	0,000596	0
m_9	-0,988923	0

Tabela 3 - Parâmetros térmicos, mecânicos e operacionais utilizados na simulação numérica do processo de extrusão radial isotérmico.

Tipo de Malha	Triangular
Tamanho da malha	0,25 mm
Material da geratriz	AZ 61 AA 6351
Temperatura inicial da geratriz	400°C
Temperatura inicial das ferramentas	400°C
Coefficiente de atrito	0,3
Velocidade da ferramenta	5,3mm/s

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 4 mostra a peça forjada no momento da extração da matriz inferior e após a extração. Os experimentos demonstram que o composto Al-Mg é adequado para a extrusão radial na condição analisada. As peças finais não apresentaram trincas ou danos específicos na superfície. Este resultado concorda com os de FEUERHACK et al. (2013) que investigaram o recalque axial e radial de geratrizes bimetálicas de Al-Mg [17]. A combinação dos dois materiais utilizados no forjamento, permitiu uma redução de peso de 15% em relação a peça forjada exclusivamente a partir da liga de alumínio AA 6351. A abordagem bimetálica possibilitou uma produção mais leve mantendo as excelentes propriedades protetivas em relação a corrosão da liga de alumínio.

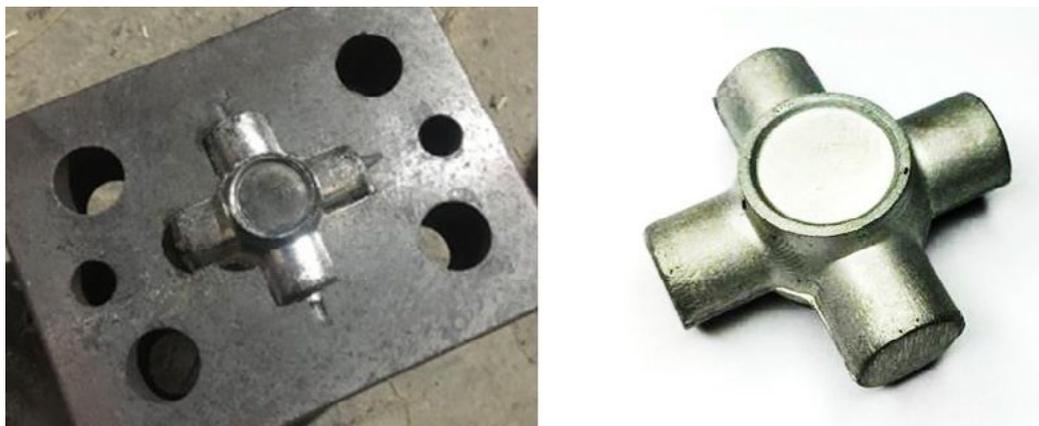


Figura 4 – Cruzeta forjada.

A comparação entre experimentos e simulações mostrou uma boa correspondência do fluxo de material. A Figura 5 ilustra a comparação da peça conformada com o resultado da simulação.



Figura 5 – Comparação entre o fluxo de material experimental e da simulação numérica.

A Figura 6 mostra diversos estágios da peça durante o processo de forjamento, desde a geometria inicial não deformada até a peça final (100%). Durante a ação do punção, ocorre o recalque da geratriz forçando o material a escoar radialmente para a cavidade das ferramentas. Verifica-se que, inicialmente, a espessura da camada de AA 6351 mantém-se relativamente uniforme. Após um avanço do punção de 40%, a espessura da camada varia significativamente ao longo do braço da cruzeta. Durante a formação dos braços, a extrusão radial é restringida na interface entre a geratriz e matriz inferior devido ao efeito do atrito. Este efeito é intensificado pela elevada tensão de contato gerado pelo processo unidirecional. Por outro lado, na interface geratriz-matriz superior a tensão de contato é reduzida e o efeito do atrito é menor. Esta restrição ao escoamento do material na parte inferior dos braços, induz a redução da espessura da camada da liga de alumínio nesta região. Em contra ponto, na parte superior dos braços da cruzeta há um aumento sutil da espessura da camada de proteção. Este escoamento assimétrico ocorreu em todos os braços da cruzeta. Apesar da flutuação da espessura da casca de alumínio, destaca-se que a camada se manteve íntegra ao longo de toda a geometria e o magnésio está exposto apenas na parte superior da peça.

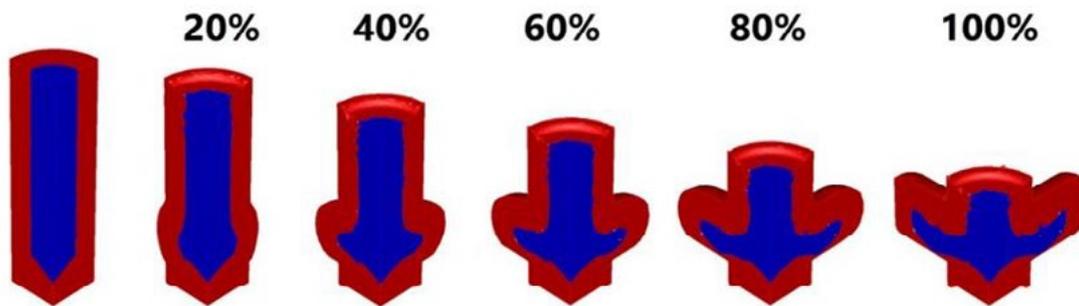


Figura 6 – Fluxo de material durante o fechamento das ferramentas.

A fim de investigar o efeito do atrito na interface Al-Mg no fluxo de material, foram realizadas simulações com coeficientes de atrito de $\mu = 0,0, 0,1, 0,2$ e $0,3$ entre os materiais da geratriz. Os coeficientes de atrito nas interfaces entre a geratriz e as ferramentas foram ajustados mantidos em $0,3$ para remover sua influência no fluxo de material. Assim como relatado por POLITIS et al. (2014), o atrito interfacial entre núcleo e camada externa tem influência importante no fluxo de material e na tendência de redução de espessura e quebra da casca. Variações importantes na espessura da camada de alumínio foram verificadas com a modificação do coeficiente de atrito. O valor de $\mu = 0,3$ gerou resultados numéricos associados ao fluxo de material mais próximos da realidade e foram utilizados na sequência das análises.

A variação da espessura da casca em relação ao material do núcleo pode ser utilizada como critério para avaliar a qualidade de um composto bimetálico conformado [19]. As Figuras 7 e 8 mostram a variação da espessura da camada externa calculada, experimental e inicial em dois pontos da peça. Os resultados numérico e experimental apresentam boa concordância, com um desvio máximo de apenas 13%. A redução máxima de espessura observada em relação a espessura inicial foi de 92%.

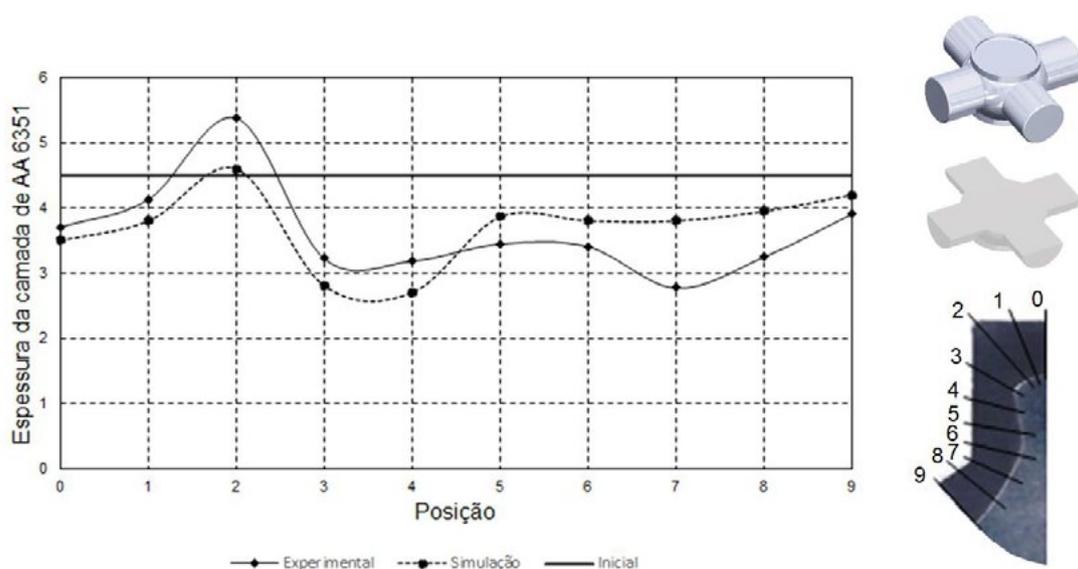


Figura 7 – Comparação da variação da espessura calculada, experimental e inicial no plano XY.

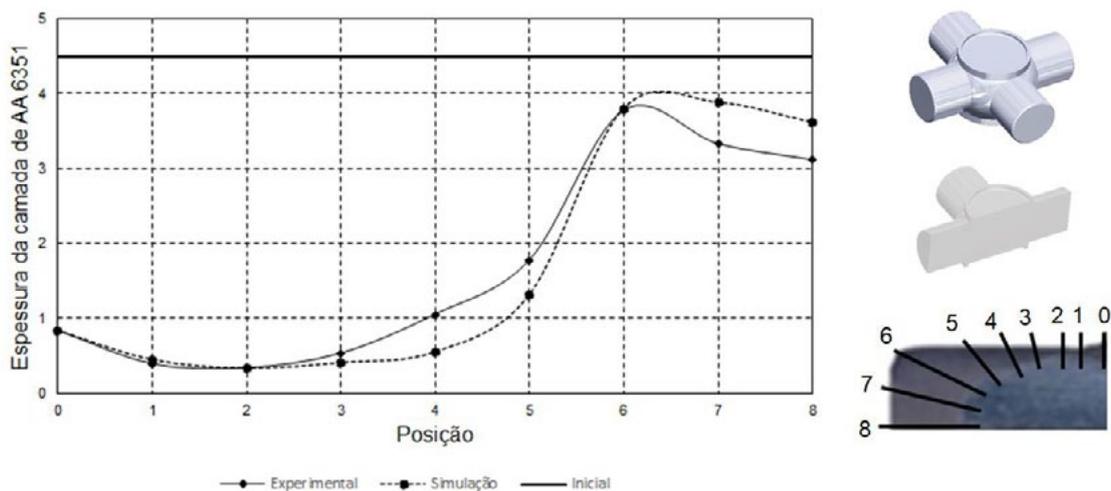


Figura 8 – Comparação da variação da espessura calculada, experimental e inicial no plano XZ.

O fluxo heterogêneo de material que resultou na alteração da espessura da camada externa de alumínio refletiu-se na distribuição de deformação ao longo da peça ao final da conformação (Figura 9). O valor máximo de deformação, próximo a $\varphi = 7$, é observado no ponto em que a espessura da camada de alumínio apresenta maior redução. Os valores de deformação do núcleo de magnésio aumentam em direção a extremidade do braço da cruzeta. Isso deve-se a extrusão do material na direção radial para formar os braços da peça.

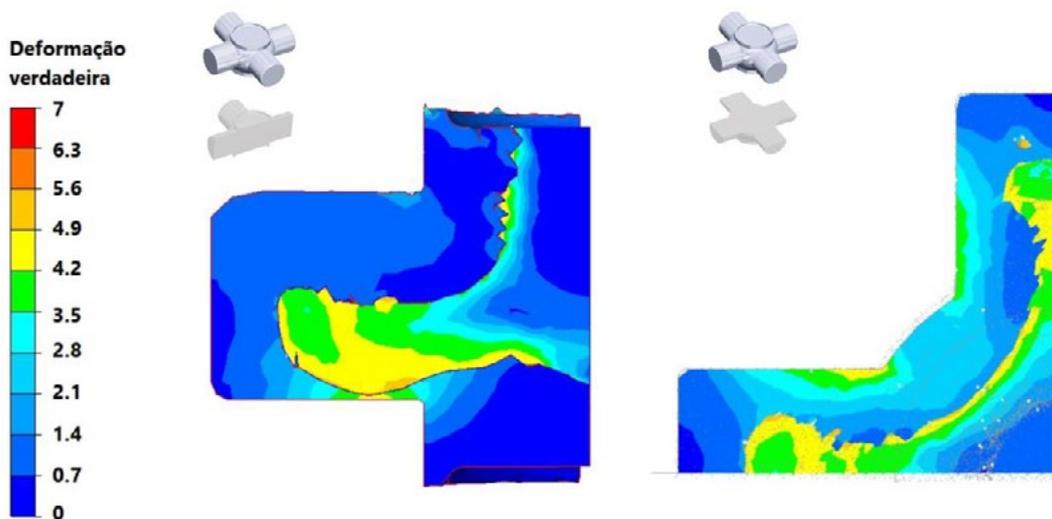


Figura 9 – Distribuição da deformação equivalente ao longo da peça após a conformação.

A Figura 10 mostra o resultado numérico da distribuição da temperatura na peça ao final do processo. Os valores de temperatura variam entre 452 e 455°C. Este resultado demonstra que a estrutura das ferramentas manteve-se aquecida durante a conformação e foi capaz de evitar a perda de calor da geratriz para o ambiente. O pequeno aumento da temperatura observado é devido ao trabalho de conformação

convertido em calor. Durante o processo de forjamento, uma termocâmara foi utilizada para o mapeamento das temperatura das ferramentas. Os valores observados nas superfícies externas das ferramentas corroboram os resultados numéricos e demonstram que a peça foi deformada de forma isotérmica.

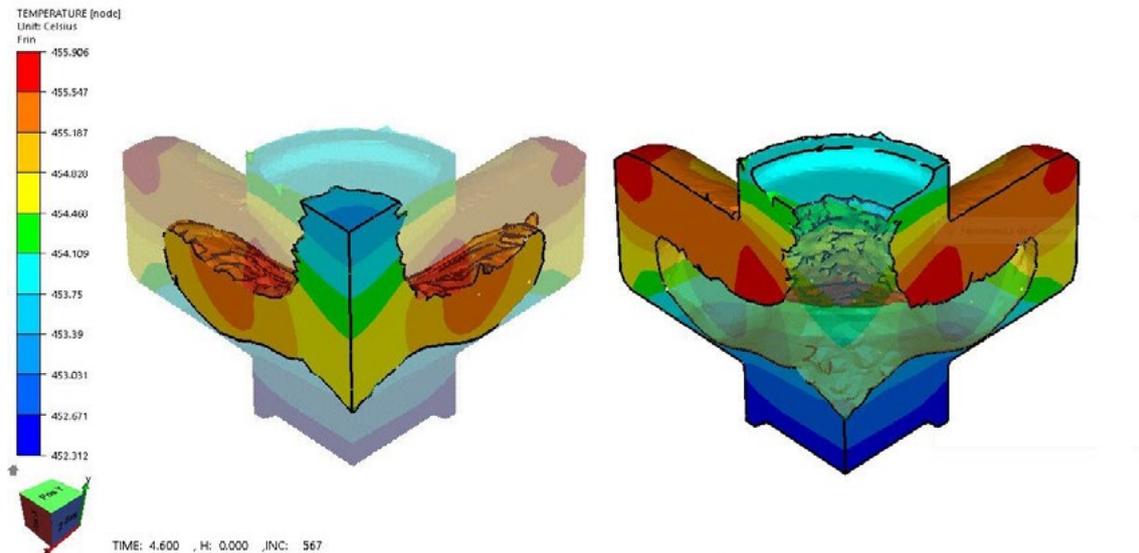


Figura 10 – Distribuição da temperatura ao longo da peça após a conformação.

A Figura 11 apresenta a evolução da força de conformação em função do deslocamento do punção durante o forjamento da cruzeta. Com o início da compressão da geratriz a força experimenta um aumento rápido da força até aproximadamente 5kN. Durante a extrusão radial para a formação dos braços da cruzeta a força mantém-se praticamente inalterada. A força somente volta a apresentar um aumento drástico no preenchimento final dos detalhes da peça. Quando o material atinge a parede das matrizes a curva toma um comportamento praticamente vertical, chegando ao valor máximo de aproximadamente 15kN. A Figura 11 sobrepõe aos resultados experimentais os dados obtidos numericamente via elementos finitos. A simulação numérica apresenta alta concordância com o experimental validando as análises numéricas realizadas neste estudo.

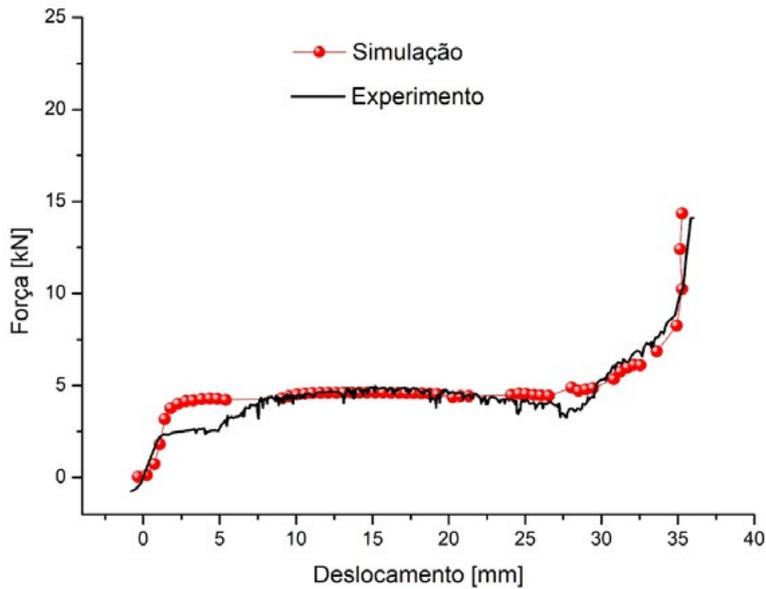


Figura 11 – Evolução da força de conformação em função do deslocamento do punção no forjamento de uma cruzeta.

4. CONCLUSÕES

Este estudo se propôs a investigar o forjamento isotérmico de uma cruzeta bimetálica a partir de uma geratriz composta por um núcleo da liga de magnésio AZ61 e camada externa da liga de alumínio AA 6351. A análise numérica e experimental do processo possibilitou concluir que:

- O forjamento isotérmico a 450°C garante forjabilidade para os materiais que compõe a geratriz bimetálica. A peça obtida no forjamento radial é livre de trincas ou danos específicos na superfície e internamente.
- O coeficiente atrito entre o núcleo e a camada protetora da geratriz durante a conformação é de $\mu = 0,3$. Este valor tem efeito significativo no fluxo de material durante o forjamento.
- O fluxo de material durante o forjamento gerou uma variação significativa da espessura da casca em relação ao material do núcleo. A redução máxima de espessura observada em relação a espessura inicial foi de 92%. A distribuição da espessura da camada protetora em relação ao núcleo pode ser utilizada como critério para avaliar a qualidade de um composto bimetálico conformado. Dessa forma, ajustes na cinética do processo são necessárias para reduzir a variação de espessura da casca observada.
- A redução de peso obtido pela cruzeta bimetálica foi de 15,3% quando comparada com a cruzeta convencional sendo produzida pela liga AA6351.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. BIGAJ, S. BOCZKAL, J. ŻELECHOWSKI, M. GAWLIK, M. MITKA, Heat treated AZ61 magnesium alloy obtained by direct extrusion and continuous rotary extrusion process, Arch. Metall. Mater., Vol. 61 (2016), No 1, p. 405–410.
- [2] BARATI F., BARAT E., Determining of Flow Curve of Magnesium AZ61 Alloy Using Ring Test, International Journal of Mechanical And Production Engineering, ISSN: 2320-2092, 2015.
- [3] FÖRSTER W., BINOTSCH, C., AWISZUS, B., Process Chain for the Production of a Bimetal Component from Mg with a Complete Al Cladding, Metals, 2018.
- [4] OSAKADA, K.; LIMB, M.; MELLOR, P.B. Hydrostatic extrusion of composite rods with hard cores. Int. J. Mech. Sci. 1973, 15, 291–307.
- [5] STORY, J.M.; AVITZUR, B.; HAHN, W.C. The effect of receiver pressure on the observed flow pattern in the hydrostatic extrusion of bimetal rods. ASME J. Eng. Ind. 1976, 98, 909–913.
- [6] AVITZUR, B.; WU, R.; TALBERT, S.; CHOU, Y.T. An analytical approach to the problem of core fracture during extrusion of bimetal rods. ASME J. Eng. Ind. 1985, 107, 247–253.
- [7] KLEINER, M.; SCHOMÄCKER, M.; SCHIKORRA, M.; KLAUS, A. Manufacture of extruded and continuously reinforced aluminum profiles for ultra-lightweight constructions. Mater. Werkst. 2004, 35, 431–439.
- [8] JANG, D.H.; HWANG, B.B. Deformation Analysis of Co-Extrusion Process of Aluminum Alloy and Copper Alloy. Key Eng. Mater. 2007, 340, 645–648.
- [9] ENGELHARDT, M.; GRITTNER, N.; HAVERKAMP, H.; REIMCHE, W.; BORMANN, D.; BACH, F.-W. Extrusion of hybrid sheet metals. J. Mater. Process. Technol. 2012, 212, 1030–1038.
- [10] FEUERHACK, A.; BINOTSCH, C.; AWISZUS, A. Formability of hybrid aluminum-magnesium compounds. Key Eng. Mater. 2013, 554, 21–28.
- [11] BARATI F., BARAT E., Determining of Flow Curve of Magnesium AZ61 Alloy Using Ring Test, International Journal of Mechanical And Production Engineering, ISSN: 2320-2092, 2015.
- [12] Negendank, M.; Mueller, S.; Reimers, W. Coextrusion of Mg–Al macro composites. J. Mater. Process. Technol. 2012, 212, 1954–1962.
- [13] PRIEL, E.; UNGARISH, Z.; NAVI, N.U. Co-extrusion of a Mg/Al composite billet: A computational study validated by experiments. J. Mater. Process. Technol. 2016, 236, 103–113.
- [14] PARAMSOTHY, M.; SRIKANTH, N.; GUPTA, M. Solidification processed Mg/Al bimetal macrocomposite: Microstructure and mechanical properties. J. Alloys Compd. 2008, 461, 200–208.

- [15] T. BAJOR, M. KRAKOWIAK, P. SZOTA, Numerical Analysis of AZ61 Magnesium Alloy Extrusion Process by Modified Equal Channel Angular Extrusion (Ecae) Method, METABK 53(4) 485-488, 2014.
- [16] JOSÉ D. BRESSAN, MARCELO M. MARTINS, SÉRGIO T. BUTTON, Aluminium Extrusion Analysis by The Finite Volume Method, XII International Conference on Computational Plasticity. Fundamentals and Applications.
- [17] A. FEUERHACK, C. BINOTSCH, B. AWISZUS, A. WOLFF, C. BRÄMER, M. STOCKMANN, Materialeigenschaften und Formänderungsvermögen von stranggepressten Al-Mg-Verbunden in Abhängigkeit der Temperatur, Mat. - wiss. u. Werkstofftech. 43 (2012) 601-608
- [18] D.J. POLITIS, J.LIN, T.A. DEAN, D.S. BALINT, An investigation into the forging of Bi-metal gears, Journal of Materials Processing Technology, Volume 214, Issue 11, November 2014, Pages 2248-2260
- [19] K. KITTNER, Integrativer Modellansatz bei der Co-Extrusion von Aluminium-MagnesiumVerbunden, 2012.



Caracterização de Quebra em Engrenagem Forjada com Causa na Fabricação

Cracking Analysis in a Forged Gear with Cause in Manufacturing

Jefferson S. P. dos Santos⁽¹⁾
Gustavo Estrela da Silva⁽¹⁾
Thomas Conte Machado⁽¹⁾
Daniel Arroyo Seixas⁽¹⁾
Éder Romão⁽¹⁾
Alisson S. Duarte^(2,3)

RESUMO

A quebra de componentes forjados pode estar diretamente relacionada ao processo de forjamento. Este artigo mostra a caracterização da quebra no dente de uma coroa forjada e usinada e a definição da sua causa. Foram realizados ensaios não destrutivos, comprovando a existência de dobras na engrenagem. Ensaios metalográficos mostraram a decarbonatação entorno da descontinuidade. O processo de forjamento foi simulado via QForm UK, no qual a região do defeito foi rastreada, possibilitando a correlação da ocorrência do defeito com características específicas na geometria da matéria prima. Com base na caracterização completa da quebra no componente forjado, incluindo o processo de sua fabricação, foram definidas ações de solução do defeito.

Palavras Chave — Engrenagem, Coroa, Forjamento, Quebra, Dobra, Simulação.

ABSTRACT

Metal parts failure might be correlated to its forging processes. A failure analysis in a forged gear and its reason is presented in this paper. Non-destructive tests shown forging laps in the part, and a metallographic test presented decarburizing around those laps. The forging process was simulated in QForm UK, in which the failure area was tracked, making possible to correlate the failure to the billet geometry. Therefore, based on a complete failure analysis, including the manufacturing stages, it was possible to define assertive actions to solve it.

Keywords — Gear, Forging, Failure, Lap, Simulation.

⁽¹⁾ Uniforja, jefferson.santos@uniforja.com.br

⁽²⁾ UFMG, alissons@ufmg.br

⁽³⁾ SIXPRO Virtual&Practical Process, alisson@sixpro.pro

1. Introdução

Com os avanços tecnológicos do setor automotivo e a aproximação do advento da indústria 4.0, o uso de ferramentas mais sofisticadas e apuradas para o desenvolvimento, o controle e a análise de processos podem ser o fator principal para a sobrevivência e competitividade de uma empresa no mercado. Assim, a tendência “Zero Defeitos” torna-se cada dia mais comum nos diálogos e negociações entre clientes e fornecedores. Para tanto, ao ocorrer uma falha ou erro existe uma sequência de procedimentos sistêmicos que devem ser aplicados, sendo esses procedimentos suportados pelas tradicionais ferramentas da qualidade.

No que tange às ferramentas da qualidade, podem ser citadas como as mais utilizadas o gráfico de Pareto, a matriz de priorização e, principalmente, o diagrama de Ishikawa e os 5 Porquês. Essas duas últimas, em geral, se complementam. Todavia, existe uma ressalva no emprego do Ishikawa e dos 5 Porquês, uma vez que essas ferramentas fornecem as potenciais causas da falha ou defeito em um processo/produto, sem serem precisas a princípio. Vale salientar também que um eventual preenchimento ineficaz do diagrama de Ishikawa pode levar a uma ação inadequada e à reincidência da falha ou defeito, colocando a forjaria em uma posição desconfortável perante o cliente e elevando consideravelmente os gastos com formas de contenção e retrabalho.

Isso posto, o uso da simulação permite que as potenciais causas de um defeito possam ser testadas, dando assim uma maior assertividade às ações tomadas, elevando assim a confiabilidade do cliente na forjaria, além de reduzir custos e tempo de análises em razão de falhas recorrentes. O propósito deste artigo é apresentar esta metodologia mais assertiva de análise de falhas utilizando a simulação do processo de forjamento via software QForm UK (Micas Simulation Ltda., Oxford, UK) que, no caso, identificou que a causa da falha na engrenagem se deu a partir de uma dobra criada ainda na operação de forjamento.

Defeitos em forjados como dobras, falta de preenchimento, falha de escoamento na superfície, trincas, entre outros, são passíveis de serem observados através de inspeções não destrutivas, mas, sobretudo, são também passíveis de serem previstas através de simulação computacional utilizando-se o Método dos Elementos Finitos (MEF). A identificação de uma dobra por inspeção visual em uma peça forjada por martelamento pode ser verificada na Figura 1.



Figura 1 – Dobras em um forjado (indicadas pelas setas) [Duarte. *Prev. def. forj.* SIXPRO, 2022].

Ainda que uma peça forjada tenha sido projetada com uma geometria axissimétrica, o surgimento de dobras pode não necessariamente se apresentar de maneira concêntrica, como foi o caso observado na Figura 1. Uma eventual dobra pode se apresentar de maneira excêntrica e/ou se apresentar somente em uma determinada região da peça. Em tese, se o processo fosse realizado de maneira perfeita, a dobra deveria se apresentar concêntrica.

Várias condições normalmente não controladas em um processo de forjamento podem influenciar no escoamento da peça e, portanto, na maneira com que se dá a formação de uma dobra. Por exemplo, no caso da Figura 1 não houve a criação física de um posicionamento do tarugo na cavidade da matriz inferior, o que pode ter causado um posicionamento descentralizado desse tarugo. O resultado

de uma simulação desse processo, considerando um posicionamento descentralizado do tarugo, pode ser visto na Figura 2. Observa-se que, mantendo-se todas as demais condições perfeitas na simulação, mas deslocando-se o tarugo para a esquerda, já foi o suficiente para alterar o escoamento da peça e, portanto, alterar a forma da dobra. Além do posicionamento inicial do tarugo, vários outros fatores podem influenciar de maneira combinada [Duarte. *Prev. def. forj.* SIXPRO, 2022], como:

- posicionamento inicial do tarugo na matriz;
- precisão dimensional do tarugo;
- inclinação das faces do tarugo em função do corte;
- descontinuidades pré-existentes no tarugo;
- inclinação das matrizes na montagem;
- alinhamento das matrizes na montagem;
- desgaste das matrizes;
- variação do coeficiente de atrito;
- variação da temperatura;
- velocidade de deformação;
- e outros.

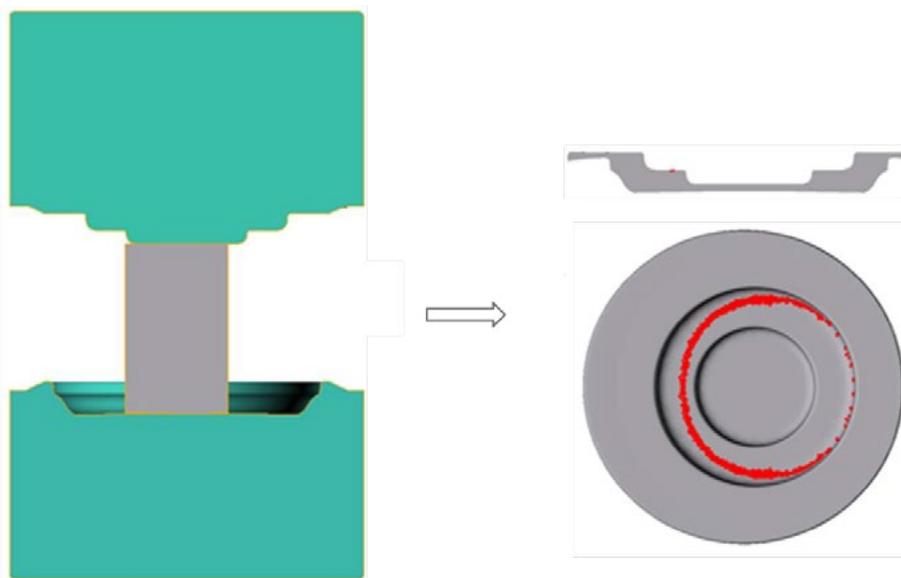


Figura 2 – Simulação da formação de uma dobra (pontos em vermelho) em um forjamento por martelamento mostrando a influência do posicionamento do tarugo na forma da dobra [Duarte. *Prev. def. forj.* SIXPRO, 2022].

2. Caracterização da falha

O produto final, foco deste estudo, foi a Coroa apresentada na Figura 3. Trata-se de uma peça forjada a quente e tratada termicamente para envio ao cliente, onde ela é então usinada, ajustada e montada. Entretanto, o produto foi devolvido à forjaria em razão da verificação das descontinuidades observadas após o processo de usinagem, como evidenciado na Figura 4.



Figura 3 – Peça denominada Coroa, foco deste estudo.



Figura 4 – Descontinuidades identificadas na Coroa forjada, tratada termicamente e usinada.

Tendo sido delimitada a região de interesse para análise da falha, ou seja, a região com a concentração dos defeitos, foram realizados sucessivos cortes para extrair na peça inteira, visando uma análise mais minuciosa. Na Figura 5 é possível visualizar os dentes da Coroa analisados e uma imagem ampliada dos defeitos contidos nestes dentes. Realizou-se uma inspeção por partículas magnéticas, a qual não indicou nenhum outro defeito além dos observados visualmente.



Figura 5 – Visualização ampliada das descontinuidades presentes nos dentes 1 a 4 da Coroa.

Tomando-se a descontinuidade presente no dente 3, foi realizada uma preparação metalográfica, revelando a sua microestrutura com o uso de um ataque com solução alcoólica de Nital 3% (Figura 6). Notou-se de forma inequívoca uma descarbonetação na região circundante à descontinuidade. No entanto, não se pode determinar de forma inequívoca quando o processo de descarbonetação teve seu início. Este processo pode ter dado início até mesmo durante o forjamento, tendo em vista as condições de atmosfera suficientemente oxidantes nas temperaturas praticadas durante processos de conformação à quente. Sendo assim, as descontinuidades apresentam fortes indícios de que sejam oriundas do processo de forjamento.

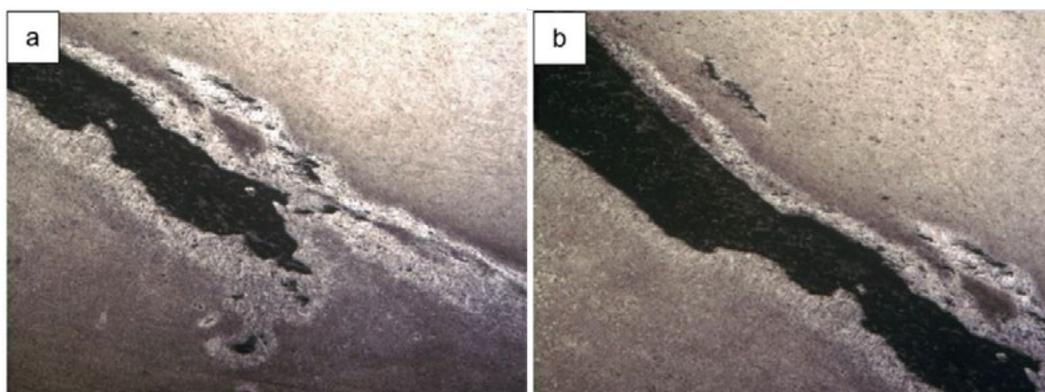


Figura 6 – Análise metalográfica realizada na região do defeito do dente 3.

3. Investigação no forjamento

Visando auxiliar na identificação da provável causa raiz da falha observada, realizou-se uma simulação computacional do processo de forjamento a quente do anel utilizado na usinagem e obtenção da Coroa. A simulação foi realizada via software QForm UK.

O forjamento a quente se deu em duas operações, sendo a primeira um recalque (Figura 7) e a segunda uma prensagem entre duas matrizes até formar um anel forjado (Figura 8). Além dessas duas operações, ainda há a operação de rebarbação, cortando a seção mais fina na região interna e a rebarba, além da operação de tratamento térmico do anel forjado e rebarbado. Uma vez obtido o forjamento por simulação, criou-se um ponto no anel forjado relativo à região na qual foi observada a descontinuidade na engrenagem, conforme indicado na Figura 8 (c). Este ponto foi rastreado ao longo de todo o processo no sentido inverso, ou seja, a partir do forjado final até o tarugo inicial. Assim, foi possível identificar a origem do defeito como sendo na superfície superior do tarugo, como indicado na Figura 7 (a).

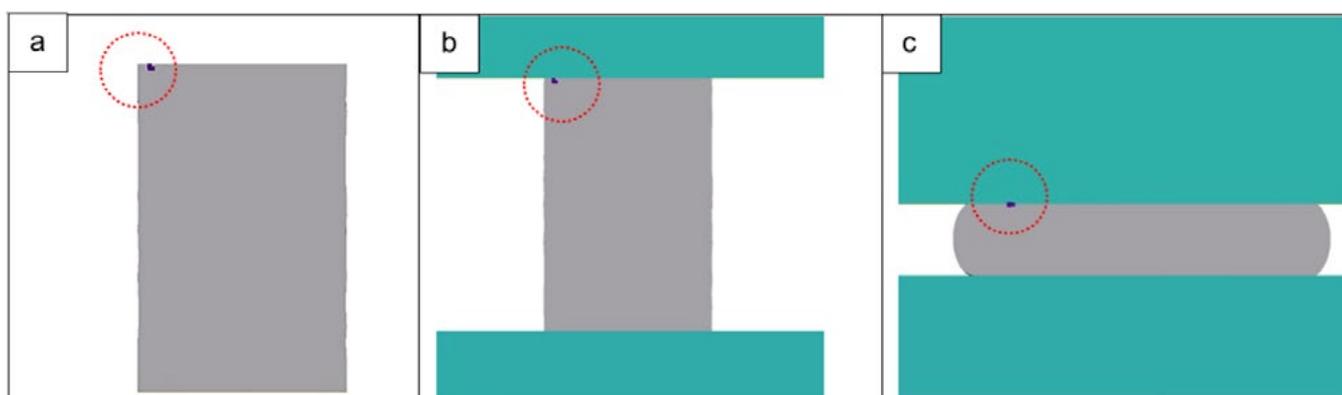


Figura 7 – Simulação da operação de recalque mostrando a movimentação do ponto de origem do defeito: (a) tarugo, (b) posicionamento e (c) recalcado.

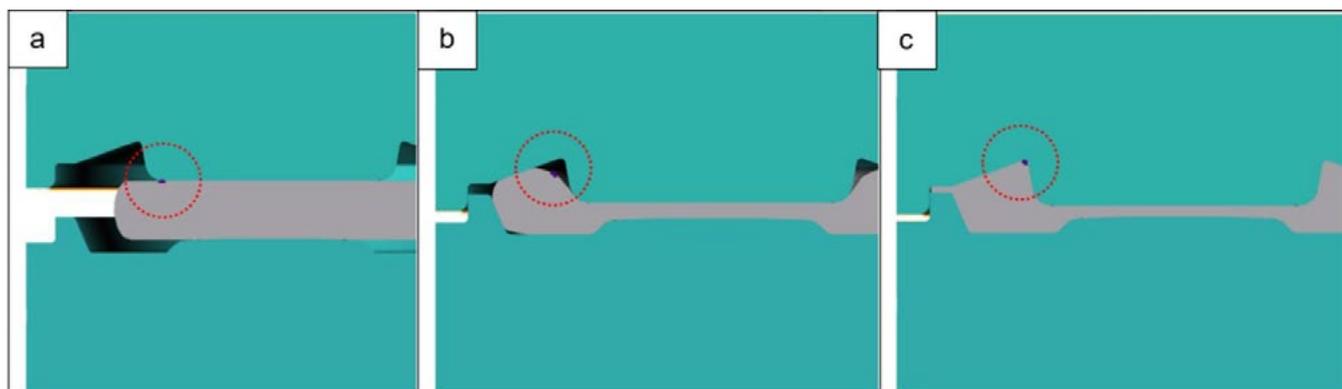


Figura 8 – Simulação da obtenção do anel forjado mostrando a movimentação do ponto de origem do defeito: (a) recalcado posicionado, (b) escoamento e (c) peça forjada.

Identificada a origem do defeito no tarugo, observou-se que a origem não era compatível com o tarugo perfeito utilizado na Figura 7 (a), mas que poderia ser compatível com as características do tarugo real mostrado na Figura 9 (a). Este tarugo não possui faces planas, mas sim irregulares em razão do processo de corte por cisalhamento. Buscando confirmar essa hipótese, simulou-se o recalque considerando a geometria de um tarugo com faces irregulares, o que resultou em um recalcado com dobras localizadas, conforme mostrado na Figura 9 (b). Estas dobras localizadas coincidem exatamente com a região de origem das dobras na Coroa fabricada, comprovando a influência do processo de corte do tarugo na geração de dobras no produto final.

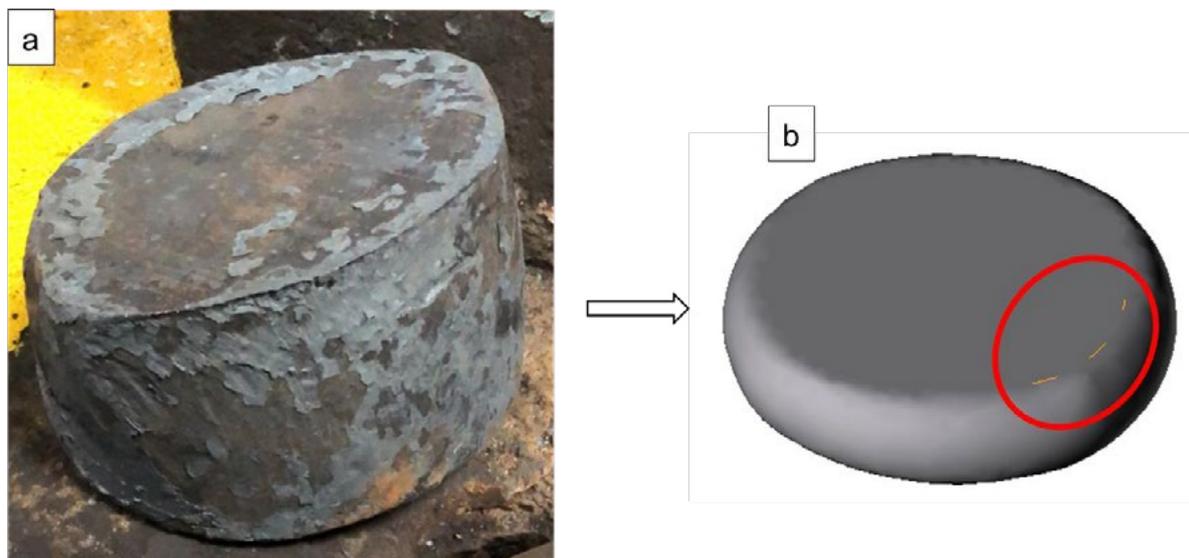


Figura 9 – (a) Tarugo cortado por cisalhamento apresentando superfícies irregulares, causando (b) defeitos no recalco (dobras indicadas pelo círculo em vermelho).

4. Conclusões e considerações finais

Foi possível determinar, através da caracterização da falha e com o auxílio da simulação, a causa da ocorrência de dobras no produto final forjado, tratado termicamente e usinado. A não utilização da simulação e da sua análise de rastreamento de pontos poderia levar a compreensões equivocadas do problema provocando, portanto, a tomada de ações erradas na tentativa de solução do problema.

Uma vez encontrada a razão da ocorrência das dobras como sendo o processo de corte, torna-se viável abordar o problema de maneira assertiva. Análises do processo de corte através da simulação poderão ser realizadas visando estabelecer um tarugo cortado apropriado para a obtenção de um forjado sem defeitos.



Soldagem de Prensas de Forjamento

José Santaella Redorat Jr.

1. Resumo

Este trabalho tem por finalidade indicar as possibilidades práticas de manutenção por soldagem em prensas de forjamento.

São demonstrados casos de reparos em estruturas de prensas de forjaria assim como as causas mais comuns que estão relacionadas aos problemas apresentados.

Para tal finalidade, exemplificamos com alguns casos práticos os cuidados necessários para uma boa execução da solda de manutenção em forjarias e nos equipamentos utilizados.

2. Introdução

Considera-se, a princípio, que toda e qualquer solda é boa desde que tenha aparência aceitável e que apresente um aspecto visual satisfatório, regular e uniforme. Para que se possa atestar a qualidade de determinada solda, procedimentos prévios de qualificação e certificação são necessários. Cite-se aqui as Especificações de Procedimentos de Soldagem – EPS, Certificados de Qualificação de Soldadores e dos Procedimentos de Soldagem com as siglas RQPS e RQS. Desta forma, podemos assegurar que os princípios básicos para a execução serão atendidos com a devida rastreabilidade atendendo normas e códigos.

Como aqui se trata de solda de manutenção, não há como atender alguns dos requisitos específicos para os procedimentos de soldagem. Portanto, a experiência de casos similares e anteriores, faz toda a diferença na solução dos problemas.

A comprovação da qualidade da mesma pode ser constatada mediante métodos de ensaios não-destrutivos. É nosso principal objetivo alertar a todos que estão envolvidos com a responsabilidade operacional, dos aspectos básicos necessários quanto às condições de execução dos serviços de recuperação por soldagem no que se refere a materiais, procedimentos, mão-de-obra, insumos, máquinas e equipamentos.

Torna-se fundamental portanto, observar e avaliar tudo que envolve o projeto, construção, operação, manutenção e até mesmo o reparo de uma determinada prensa aplicada em forjaria.

3. Procedimentos de Soldagem

Na recuperação de prensas e mesmo de manutenção em forjarias, um bom entendimento dos fundamentos da soldagem e das variáveis relacionadas aos aços termicamente tratáveis, torna-se de suma importância. Faremos breve descrição dos critérios básicos e que servem como referência no enfoque da solda de manutenção em prensas – virabrequins, cubos, engrenagens, eixos intermediários, colunas, mesas porta-ferramentas e martelos – pilões, matrizes e acessórios:

- 3.1 **Determine a causa de falha** – a fim de de que seja realizado a manutenção corretiva no elemento de forma mais efetiva, avalie a causa da trinca ou fratura ocorrida. Algumas tendências de trincas ocorridas influenciam diretamente o material de adição (solda) a ser

aplicado no reparo assim como as condições posteriores de tratamento térmico da peça.

3.2 **Identifique o material base** – neste procedimento toda decisão envolvida está diretamente relacionada com a correta identificação do material base, seja a análise química assim como a avaliação metalúrgica. Normalmente buscamos nas normas DIN, SAE as especificações técnicas relacionadas.

3.3 **Preparação para soldagem** – todos os soldadores bem qualificados, possuem uma característica em comum, pois eles entendem o significado de solda bem aplicada nas máquinas e nos elementos de forjaria devido à responsabilidade envolvida. Os fundamentos de uma boa preparação estão diretamente relacionados à maior parte do sucesso da aplicação e dos resultados da solda executada. A preparação adequada é consequência imediata de uma boa experiência anterior na execução de trabalhos semelhantes assim como uma compreensão das características mecânicas dos esforços de solicitação em serviço. Técnicas de boa preparação são:

- Remoção de todas as áreas trincadas
- Nunca promover cavidades ou juntas com ângulos de 90 °
- Secções fraturadas devem ser ponteadas de forma moderada e suave em função da massa da peça
- Não deixar que dispositivos ou outros elementos de fixação impeçam a visão do soldador do arco diretamente e de forma constante
- Limpar a área a ser soldada com máquinas desincrustadoras pneumáticas

- Permitir a abertura das cavidades de forma suficiente a penetrar a tocha MIG ou o eletrodo de maior diâmetro com folga suficiente
- Utilize estruturas robustas para se evitar empenamentos
- Posicione a peça onde o soldador se sinta de forma confortável do início ao fim dos trabalhos
- Mantenha a área sempre limpa e martele a solda sempre que possível
- Verifique sempre a conexão terra da máquina

3.4 **Selecione o processo de soldagem** – Cada processo possui as suas vantagens. Poucos são os trabalhos em que é possível de se ter claramente a melhor opção de execução da soldagem. Operações de soldagem que não requeiram muito volume de solda mas que necessitem de maior qualidade possível, devem ser feitos com processo TIG. Soldas que necessitem de maior volume de solda devem ser feitas com processos MIG / MAG assim como arco-submerso, sendo estes em função da forma geométrica da peça sendo recuperada. Os processos com eletrodo revestido implicam em taxas de deposição moderadas maiores que TIG e menores que MIG.

3.5 **Selecione o metal de adição de solda** – A seleção correta do metal de adição requer algum conhecimento sobre as modificações que os fabricantes de insumos de solda promovem sobre os seus produtos a fim de serem obtidos melhores resultados. Isto implica dizer que muitas vezes, materiais de fornecedores diferentes mas com a mesma norma de fabricação podem levar a resultados práticos distintos.

Vale aqui a regra principalmente para os eixos virabrequins, intermediários, engrenagens e martelos / pilões assim como as soldas de revestimento em matrizes. No ambiente de forjaria, especialmente as matrizes, estas estão sujeitas a um amplo espectro de forças, impacto, abrasão térmica, tensões compressivas e resfriamento rápido só para elucidarmos algumas das condições. As ligas modernas de adição de solda são formuladas especificamente para aumentarem a resistência a estas forças e quando aplicadas corretamente agem como barreiras efetivas à propagação de trincas. A experimentação baseada nos dados de falhas anteriores é um método excelente de seleção apropriada do metal de adição ou de solda para determinada aplicação.

- 3.6 **Pré-aquecimento** : aqui o principal problema não é que soldadores e engenheiros de processos saibam qual é a temperatura crítica de determinado material, mas sim de que as condições de realização do tratamento e da operação em si variam de local para local nas forjarias ou em oficinas de manutenção. Por exemplo, poderemos considerar que para aquecermos uma mesa porta-ferramentas de 10 ton a 550° C necessitemos de tempos diferentes em função das condições locais de cada operação fabril para que haja o total aquecimento da peça. Isto equivale a dizer que as condições de controle e de execução deste tratamento variam muito nos diversos processos de soldagem de manutenção em forjarias. Normalmente a tendência é de se subestimar a temperatura e o tempo necessários para o correto tratamento.

3.7 **Técnicas de soldagem** : a aplicação da solda está diretamente relacionada à cavidade originada na preparação e aqui vale a experiência do soldador na manipulação da tocha e do eletrodo envolvido no processo. Desta forma, serão evitadas descontinuidades e defeitos de solda tais como falta de penetração, mordeduras, falta de fusão, trincas a frio e a quente, poros e inclusões de escória entre outros. O soldador deve possuir o controle das variáveis principais para a manutenção sendo executada tais como eletrodos secos e quentes, arames sem umidade, gases na vazão correta, corrente e tensão de soldagem de acordo com as especificações, peças sem golpe de ar na maioria dos casos e controle do processo quanto à sequência de aplicação para se evitar o mínimo de distorções. A limpeza da solda é fundamental para se obter ao final cordões consistentes e bem estruturados.

3.8 **Relaxamento de cordões de solda** : o chamado “peening” adquire fundamental importância no processo de soldagem de manutenção em forjaria devido às qualidades dos materiais envolvidos. As funções básicas do martelamento são de alívio das tensões originadas durante a solidificação do metal líquido na soldagem, retarda também a taxa de contração do metal de solda forçando o mesmo em direção contrária e finalmente este incrementa o depósito do metal de solda quanto às propriedades mecânicas atuando como um processo de forjamento.

Normalmente o martelamento é realizado com um martelo de peso controlado em função do volume depositado de solda.

- 3.9 **Temperatura de entre-passes** : aqui deve ser dada atenção especial à temperatura aplicada e as formas de controle e de execução. Normalmente os elementos de máquinas são aços que respondem ao tratamento térmico e principalmente matrizes de aços ferramentas, exigem cuidados e equipamentos especiais de manutenção de temperatura de soldagem. Caso sejam ultrapassadas as temperaturas de revenimento do metal base, a dureza do mesmo cairá abruptamente de acordo com as curvas de resfriamento e temperatura dos materiais. Portanto, a faixa de manutenção das temperaturas de operação durante a soldagem implicam diretamente nos resultados operacionais dos elementos.
- 3.10 **Tratamentos térmicos posteriores** : após a soldagem, normalmente aplicamos dois tipos diferentes de pós-aquecimento de soldagem, assim chamados de alívio de tensões e de “soaking” (eliminação de hidrogênio). Estes tratamentos devem ser normalmente aplicados em todos os aços. Alguns aços requerem somente o tratamento térmico de alívio de tensões enquanto que outros exigem pós-aquecimento e nova têmpera como tratamento térmico efetivo, principalmente matrizes. O revenimento de um aço ferramenta determina a sua dureza final assim como a estrutura metalúrgica resultante. Dependendo da análise química do material, a dureza pode ser incrementada suavemente ou reduzida substancialmente através do processo de revenimento. O tratamento de alívio de tensões por outro lado está relacionado com uma faixa de temperatura próxima do metal de solda e deve ser experimentada na aplicação ou em outros casos anteriores medidos e testados.

4. Exemplos de Peças Recuperadas com Soldas :

4.1 Virabrequins de prensas



4.2 Bielas de prensas



4.3 Engrenagens de prensas





4.4 Estruturas de prensas







5. Considerações finais :

Nosso objetivo é de demonstrar a viabilidade técnica de aplicação de solda em forjarias na manutenção de prensas e seus elementos. O fator primordial é a experiência na condução dos processos de soldagem envolvidos e a segurança na operação destas técnicas.

A soldagem de manutenção demonstra desta forma uma possibilidade de solução rápida às operações fabris.

Considerando-se os custos da matéria prima, energia, insumos e mão de obra envolvida, a solda de manutenção pode trazer muitos benefícios às forjarias na redução de seus custos operacionais.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDR Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Elementos de fixação – muita Ciência Aplicada e “zero” de achismo -
Avaliação das propriedades mecânicas de um Parafuso com elevada
classe de resistência (12.9), utilizando o Modelo de Richards.

Dr. Roberto Garcia

Profa. Dra. Sidineia Barrozo

ABSTRACT

Os Elementos de Fixação [**EF**] fazem parte do nosso cotidiano e é tão comum que nem nos damos conta da sua presença.

Do Implante Dentário aos Prisioneiros que fixam os Aero-geradores, passando por Torres de Transmissão, Automóveis, Veículos Aeroespaciais, Móveis, etc. os **EF** são protagonistas que nos passam despercebidos, a não ser quando falham.

Da escolha do material ao tratamento térmico, do revestimento ao processo de aperto, há muita Ciência dos Materiais além de conhecimento sólidos de Física e Matemática, no intuito de que o **EF** seja capaz de atender às necessidades do Projeto, bem como uma extrema regularidade da qualidade quando em Serviço.

No regime elástico de um Parafuso, o mesmo se comporta como uma Mola, tipo Helicoidal, respeitando a “Lei de Hooke”.

Se ultrapassarmos o Limite de Escoamento, até a sua Força Máxima, o Parafuso continua a se comportar como uma mola, não mais Helicoidal, mas sim Cônica e passa a respeitar a “Equação de Richards”. Um Parafuso pode ser utilizado além do seu Limite de Escoamento.

O conhecimento deste comportamento físico de um Parafuso nos permite simular qual o Ângulo de Aperto, ou seja, a Força Tensora que se pode obter de um **EF**, quando o mesmo for submetido a um Processo de Aperto do tipo Pré-Torque e Ângulo de Deslocamento, quer seja no regime elástico o uma Zona Elasto-Plástica..

Key words — elementos de fixação, Lei de Hooke, Equação de Richards, análise virtual, simulação, ângulo de aperto, processo de aperto

⁽¹⁾ CONSULTOR – METALTORK
Pesquisador Colaborador GEMAT-UNESP/Instituto de Química-CAR
roberto.2.garcia@gmail.com

⁽²⁾UNESP/Instituto de Química/Departamento de Engenharia, Física e Matemática-CAR
s.barrozo@unesp.br

1. OBJETIVO

Com os dados coletados através do levantamento do comportamento ‘Força em função do Deslocamento Angular (Deformação Elástica e Plástica)’, se buscou determinar propriedades mecânicas tais como: Limite de Escoamento, Força Máxima, Força Tensora a um determinado alongamento na região elasto-plástica, a Ductilidade, o Gradiente de Força Tensora e a Resiliência do Parafuso em questão.

Com estes mesmos dados coletados e com a utilização do Modelo de Richards também se determinaram os “parâmetros de Richards”, que definem o comportamento sigmoidal dos valores experimentais, de tal modo que estes “parâmetros” possam ser usados em avaliações/simulações dinâmicas, através de Elementos Finitos

2. MATERIAIS E METODOLOGIA

2.1 MATERIAIS

Elemento de Fixação (aplicação) e materiais utilizados:

Parafusos M12 x 1,75 x 148 mm, classe de resistência 12.9, com revestimento fosfatizado (morfologia quase amorfo) e oleado, utilizado na fixação do Cabeçote de Motor Diesel, 6 cilindros, 6,6 Litros e 210 HP, nos seguintes materiais e respectivas estratégias de Tratamento Térmico: **i) Aço SAE 4140 e ii) Aço SAE 5135.**

Nota = Laminação da rosca após Tratamento Térmico.

2.2 METODOLOGIA

“Procedimento numérico-computacional como auxiliar na análise das propriedades e nos processos de aperto de elementos de fixação”, apresentada na referência [1].

3. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Cada material atingiu os valores esperados para a classe de resistência requerida (12.9), como Limite de Escoamento e Resistência à Tração, porém há sensíveis diferenças principalmente **com relação** ao ângulo de ductilidade e os “parâmetros de Richards”

A Tabela 1 mostra uma breve explicação do significado físico das grandezas vitais, apresentadas, sempre se referindo ao Parafuso e os valores são apresentados na Tabela 3, nos Anexos, comparando **i) Aço SAE 4140 e ii) Aço SAE 5135.**

Tabela 1 Breve explicação do significado físico das grandezas vitais

Grandeza Vital	Significado
β Gradiente de Força	Incremento de Força para cada grau de aperto (ou deslocamento), válido somente na zona elástica e conforme Esforço Combinado
YP 'Yield Point'	Limite de Escoamento, isto é, a Força gerada no limiar da zona elásto-plástica e conforme Esforço Combinado
Z_E_P_45	Força gerada quando se adentra 45° na zona elásto-plástica, isto é, 45° além do Limite de Escoamento e conforme Esforço Combinado
F _v Max	Força máxima gerada. Condição muito próxima ao limiar da zona plástica (deformação permanente) e conforme Esforço Combinado
Ductilidade	Ângulo que define a capacidade de deformação elasto-plástica
δ_s Resiliência	Capacidade inerente ao comportamento elástico
L.R.T.	Limite de Resistência à Tração – Força Axial
L.E.	Limite de Escoamento – Força Axial

Exemplificando para o material Aço SAE 4140, graficamente temos o comportamento mostrado na Figura 1, com os valores experimentais mostrados na própria figura. Estes valores foram determinados através de metodologia citada na referência [1].

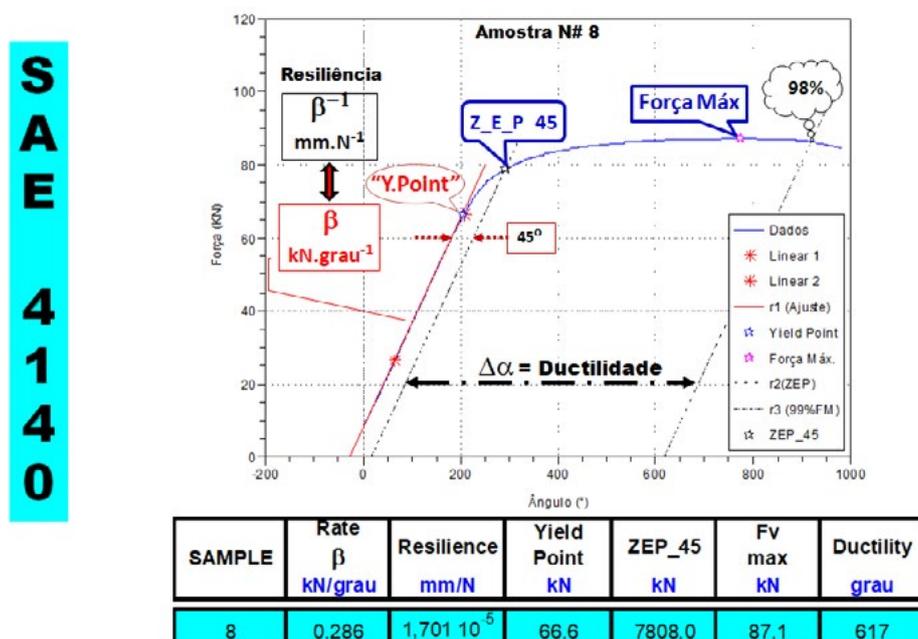


Figura 1: Curva ‘Força versus Ângulo’, considerando todos os pontos coletados, em azul. A linha em vermelho revela o regime elástico do Parafuso, material Aço SAE 4140

Fonte: Figura gerada pelos autores.

De forma análoga, para o material Aço SAE 5135, graficamente temos o comportamento mostrado na Figura 2.

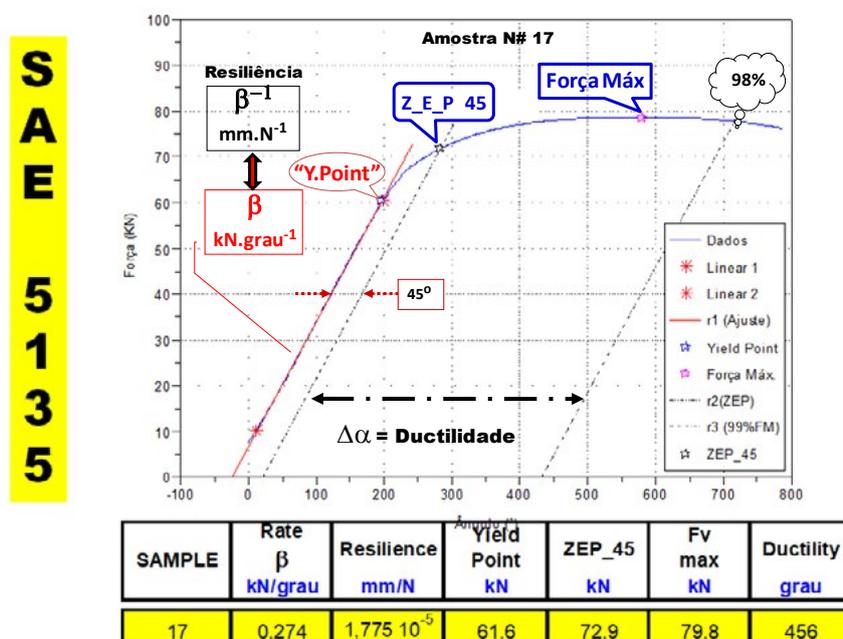


Figura 2: Curva ‘Força versus Ângulo’, considerando todos os pontos coletados, em azul. A linha em vermelho revela o regime elástico do Parafuso, material Aço SAE 5135.

Fonte: Figura gerada pelos autores.

Limitando a Força no seu valor máximo, também foi possível obter, através de técnica estatística de “Curve Fitting” uma determinada expressão matemática, onde a Força é função do Ângulo de Deslocamento, com excelente ajuste dos dados experimentais **versus** valores teóricos, que

respeitam o Modelo de Richards. Esta correlação é mostrada na Figura 3 e os “parâmetros de Richards” estão assinalados na própria Figura. Estes valores foram determinados através de Metodologia específica, apresentada nas referências [2], [3] e [4].

Na Tabela 2 temos a explicação do significado físico de cada **parâmetro de Richards**. Os valores são apresentados na Tabela 4, nos Anexos, comparando . i) Aço SAE 4140 e ii) Aço SAE 5135.

Tabela 2:Valores das respectivas grandezas e os “parâmetros de Richards”, bem como um sucinto relato dos seus significados.

Parâmetros de Richards	Significado
A	Força máxima calculada. Condição muito próxima ao limiar da zona plástica (deformação permanente)
D	Parâmetro indicativo do “Ponto de Inflexão” da Curva Sigmoideal. Se $d \approx 2$, o ramo inferior e o ramo superior são simétricos
K	Constante “ponderada” que revela a taxa de crescimento da Força, em função do ângulo de aperto (ou deslocamento)
α_i	Ângulo de inflexão da Curva Sigmoideal
W_i	Força correspondente ao “Ângulo de Inflexão” da Curva Sigmoideal

Exemplificando para o material Aço SAE 4140, graficamente temos o comportamento mostrado na Figura 3, com os valores experimentais mostrados na própria figura.

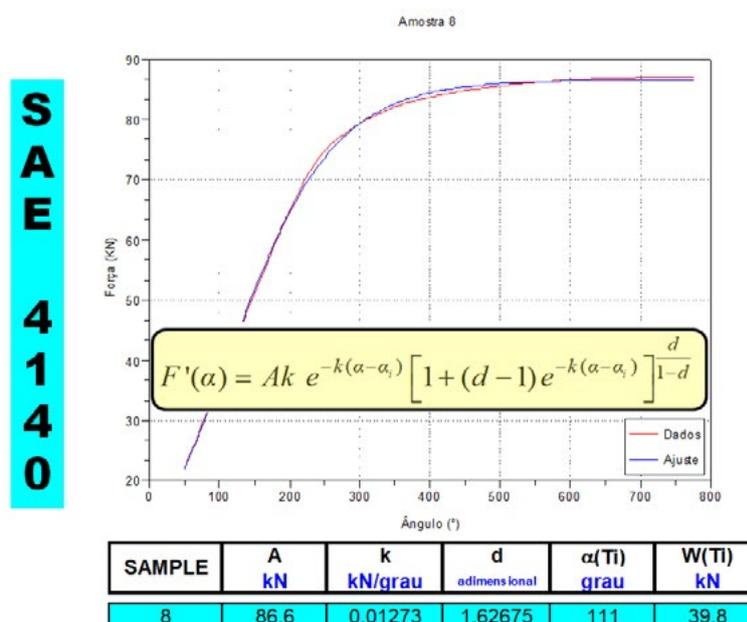


Figura 3: Curva ‘Força versus Ângulo’, considerando todos os pontos coletados, **em vermelho**. A linha **em azul** revela o comportamento segundo a Equação de Richards, para o material Aço SAE 4140. **Fonte: Figura gerada pelos autores.**

Nota: O ramo inferior da curva sigmoideal não está totalmente representado na Figura acima, pois para uma Força abaixo de 25 kN, considerando um Parafuso 12.9, estamos na região de ligação.

De forma análoga, para o material Aço SAE 5135, graficamente temos o comportamento mostrado na Figura 4, também, com os valores experimentais mostrados na própria Figura.

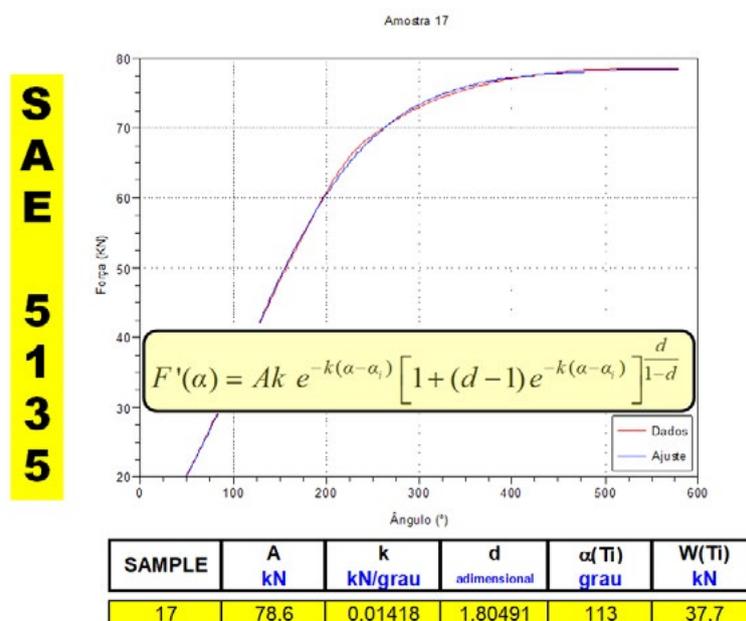


Figura 4: Curva ‘Força versus Ângulo’, considerando todos os pontos coletados, **em vermelho**. A linha **em azul** revela o comportamento segundo a Equação de Richards, para o material Aço SAE 4140. **Fonte: Figura gerada pelos autores.**

Nota: O ramo inferior da curva sigmoideal não está totalmente representado na Figura acima, pois para uma Força abaixo de 25 kN, considerando um Parafuso 12.9, estamos na região de ligação.

4. APLICABILIDADE DOS RESULTADOS

Cada material atingiu os valores esperados para a classe de resistência requerida (12.9), como Limite de escoamento e Resistência à Tração, porém há sensíveis diferenças principalmente com relação ao ângulo de ductilidade e os “parâmetros de Richards”

Com a tendência atual de se avaliar virtualmente todos os valores de um Projeto, minimizando a fabricação de Protótipos, podemos apresentar um exemplo da aplicabilidade da Equação de Richards, com respeito ao ângulo de aperto, pois em todo Projeto de Engenharia a variável fundamental é a Força de Trabalho e na Engenharia de Manufatura, a variável disponível é o Torque, e com o advento de apertadeiras modernas, eletro-eletrônicas, podemos introduzir a Estratégia de Aperto por Torque e Ângulo de Deslocamento [**T & A**], sendo este Ângulo um sinônimo de Força Tensora.

Esta Estratégia **T & A** é uma mudança radical ao atual Torque de Aperto, de Torque Alvo (**TA**) para **Torque Resultante (TR)**, ou seja, o Torque passa a ser o resultado obtido para se agregar o Ângulo de Aperto, daí a aplicabilidade da Equação de Richards.

Como exemplo, para um Parafuso M12 x 1,75, 12.9, com revestimento fosfatizado com morfologia quase amorfo, para uma dada Junta/Aplicação, o Projeto indica a necessidade de uma Força Tensora mínima de 75 kN.

Com os parâmetros de Richards para os materiais SAE 4140 e SAE 5135, o Ângulo de aperto será respectivamente iguais à 260 e 325 graus.

Desta forma, a construção de um Protótipo só é necessária para confirmar se a Força Tensora de 75 kN é realmente a Força Tensora necessária para aquela Junta e para determinar qual a ordem de grandeza do Torque Resultante, que depende fundamentalmente dos coeficientes de atritos que interagem na interface Elementos de Fixação – Contra peça.

5. CONCLUSÕES

A utilização do “*Procedimento numérico-computacional como auxiliar na análise das propriedades e nos processos de aperto de elementos de fixação*” se mostrou eficaz para mensurar as propriedades fundamentais de um elemento de fixação, além de servir de excelente ferramenta para uma avaliação comparativa, na decisão do uso de matérias-primas alternativas (e as respectivas estratégias de Tratamento Térmico).

O comportamento matemático dos valores experimentais, respeitando o Modelo de Richards, mostrou um ajuste quase perfeito, lembrando que são parafusos processados em escala industrial. O entendimento dos parâmetros de Richards deverá ser exaustivamente avaliado, mas já se vislumbra sua aplicação em simulações dinâmicas, através de Elementos Finit

Conhecendo-se os parâmetros de Richards é possível simular qual o ângulo de aperto necessário para agregar à Junta a requerida Força Tensora. No contexto atual de se reduzir a fabricação de Protótipos e exaurir todas as possibilidades, quer sejam nos aspectos dimensionais, materiais, etc, em **ensaios virtuais**, a aplicação do Modelo de Richards se mostra muito atrativa, colocando o elemento de fixação no seu devido lugar, ou seja, da sua real importância.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] BARROZO, S., GARCIA, R., WITZLER, M. J. Um procedimento numérico computacional como auxiliar na análise das propriedades e nos processos de aperto de elementos de fixação. In: **Anais do I Congresso de Inovação, Tecnologia e Sustentabilidade**, Brusque, 2010. v.1. p.1 – 12. Disponível em: <http://sites.unifebe.edu.br/congressoits2010/artigos/artigos.php> - último acesso em 15/03/2012.

[2] MARINS, F. A., BARROZO, S., WITZLER, M. J., GARCIA, R. O Modelo de Richards aplicado ao processo de aperto de elementos de fixação. In: **Anais do I Congresso de Matemática Aplicada e Computacional da Região Sudeste**, Uberlândia, 2011. v.1. p.408 – 410.

[3] MARINS, F. A., BARROZO, S., GARCIA, R., WITZLER, M. J. Estudo Matemático do Processo de Aperto de Parafusos. In: **Anais do XXIII Congresso de Iniciação Científica da UNESP - 1ª Fase**, Araraquara, 2011. v.1.

[4] GARCIA, R., BARROZO, S., ANDRETTA, D., WITZLER, M. J. Modelo de Richards Aplicado a Parafusos de Alta Resistência Mecânica. In: **CONGRESSO DO SAE BRASIL, 2013-36-0266**, São Paulo, 2013.

7. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao suporte dado pela METALTORK bem como pela inestimável contribuição do técnico Wanilto dos Santos.

Especial agradecimento ao Sr. Marcus José Witzler, M. Sc.

8. ANEXOS

Tabela 3: Valores médios das grandezas comparando . **i)** Aço SAE 4140 e **ii)** Aço SAE 5135.

Grandeza	Valores Médios i) Aço SAE 5135	Valores Médios ii) Aço SAE 4140
$\beta \rightarrow$ Gradiente de Força	0,274 kN/grau	0,286 kN/grau
YP 'Yield Point'	61,4 kN	66,1 kN
Z_E_P_45	72,7 kN	78,5 kN
F _v Max	79,1 kN	86,6 kN
Ductilidade	444°	617°
∂_s Resiliência	1,775.10 ⁻⁵ mm/N	1,701.10⁻⁵ mm/N
L. R. Tração	1213 MPa	1259 MPa
L. Esocamento	1068 MPa	1110 MPa

Tabela 4: Valores médios dos parâmetros de Richards comparando: Aço SAE 4140 e **ii)** Aço SAE 5135.

Parâmetros de Richards	Valores Médios i) Aço SAE 5135	Valores Médios ii) Aço SAE 4140
A	79,1kN	86,0 kN
D	1,89902 (adimensional)	1,62675 (adimensional)
K	0,01454 (adimensional)	0,01293 (adimensional)
α_i	117°	111°
W _i	38,7 kN	39,5 kN



Estudo do Desgaste e da Fadiga em Matriz de Forjamento a Quente

Hot Forging Die Wear and Fatigue Study

Jairo Bosquetti dos Santos⁽¹⁾
Alisson S. Duarte^(2,3)
Juliano Cantarelli Toniolo⁽⁴⁾
Ricardo Callegari Jacques⁽⁵⁾

RESUMO

O desgaste em matrizes configura um fator econômico decisivo na produção de peças por forjamento a quente. O presente artigo mostra um estudo acerca do desgaste por abrasão e por fadiga termomecânica em uma matriz utilizada para forjar uma peça metálica com aplicação no campo de ferramentas manuais. Análises realizadas por simulação numérica via QForm mostraram que a fratura por fadiga na matriz durante o forjamento, em conjunto com o desgaste abrasivo, configura mecanismos determinantes para a sua falha. Logo, este estudo objetivou analisar os fatores causadores das falhas, bem como gerar informações necessárias para desenvolver alternativas eficientes para a redução do desgaste e avarias de matrizes, aumentando a vida útil das mesmas e, ao mesmo tempo, colaborando para uma melhoria da qualidade do produto final obtido.

Palavras Chave — Matrizes de forjamento, Desgaste, Fadiga, Simulação numérica.

ABSTRACT

Die wear is a decisive economic factor in the production of parts by hot forging. This paper shows a study of abrasion wear and thermomechanical fatigue wear in a die used for forging a metal part with application in the hand tool field. The analyses performed by numerical simulation using QForm showed that fatigue fracture in the die during forging, along with abrasion wear, are mechanisms determining its failure. Therefore, this study aimed to analyze the factors causing the failures, as well as to generate the necessary information to develop efficient alternatives for reducing wear and mold failures, increasing their useful life and, at the same time, collaborating to an improvement in the quality of the final product obtained.

Keywords – Dies for forging, Wear, Fatigue, Numerical simulation.

⁽¹⁾ Mestrando, IFRS, Profissional da Gedore, jairo.bosquetti@gmail.com

⁽²⁾ Consultor Técnico, SIXPRO Virtual&Practical Process, alisson@sixpro.pro

⁽³⁾ Professor, Escola de Engenharia da UFMG, alissonds@ufmg.br

⁽⁴⁾ Professor, Instituto Federal do Rio Grande do Sul, juliano.toniolo@caxias.ifrs.edu.br

⁽⁵⁾ Professor, Instituto Federal do Rio Grande do Sul, ricardo.jacques@caxias.ifrs.edu.br

1. INTRODUÇÃO

O processo de forjamento é largamente utilizado na produção de peças metálicas nas indústrias atuais e as ferramentas utilizadas no forjamento são submetidas a grandes variações de temperaturas e tensões durante o processo produtivo, fazendo com que ocorram falhas por fadiga, deformações plásticas, propagação de trincas e desgaste. Uma parte expressiva do preço final de produtos forjados é proveniente de custos referentes a fabricação e manutenção de ferramental devido a falhas superficiais nas ferramentas de conformação. Portanto a seleção adequada de materiais, processos de fabricação e de tratamentos térmicos e superficiais representa um alto impacto na produtividade em processos de fabricação por conformação mecânica, bem como na qualidade do produto e ainda na redução de custos pelo aumento de vida útil das ferramentas em uso.

Os aços mais utilizados na fabricação de matrizes para forjamento a quente são os que contém como principais elementos na liga o cromo, o tungstênio, o molibdênio e o vanádio [1]. O aço AISI H13 é um aço ferramenta para trabalho a quente com excelentes propriedades mecânicas, boa tenacidade, alta resistência a trincas por fadiga térmica e boa resistência ao desgaste, tendo a sua composição química básica definida na Tabela 1. Comparativamente com outras classes de aço, é percebida uma superioridade dos aços da classe H na resistência ao amolecimento em função do aumento da temperatura, devido ao endurecimento secundário que os aços com esta característica apresentam [2].

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,39	1,00	0,40	5,30	1,30	0,90

Tabela 1-Composição química do aço H13 [4]

O processo de forjamento a quente é realizado onde as temperaturas devem estar acima das temperaturas de recristalização do metal [3]. Assim, a vida útil das ferramentas para trabalho a quente está sujeita a uma série de variáveis que podem estar relacionadas ao projeto da ferramenta, a condições de operação, às temperaturas das matrizes no processo, ao aço utilizado e ao tratamento térmico realizado nesse aço. Essas variáveis são elementares quanto à interferência no tempo de uso das matrizes. Para que se tenha uma matriz de forjamento com uma boa vida útil, é necessária uma boa relação entre todas as variáveis.

De maneira mais direta, as variáveis de projeto das matrizes e do processo resultam em pressões, movimentos relativos e trocas de calor na interface peça-ferramenta, além de tensões e deformações solicitadas na ferramenta. Embora essas resultantes sejam difíceis ou impraticáveis de serem medidas no processo prático, o uso de simulação numérica viabiliza a medição virtual dessas resultantes, as quais podem ser correlacionadas com a ocorrência de desgaste abrasivo e/ou trincas termomecânicas.

Com este estudo objetivou-se, através do auxílio do software de simulação numérica de forjamento QForm UK (Micas Simulation Ltda., Oxford, UK), gerar informações e analisar os fatores causadores de falhas em uma matriz de forjamento a quente. A simulação foi validada através de comparações com resultados práticos de matrizes que foram caracterizados com inspeção visual. Essas análises poderão propiciar o desenvolvimento de alternativas eficientes para a redução do desgaste e avarias de ferramentas em processos de conformação, aumentando a vida útil dessas e ao mesmo tempo colaborando para uma melhoria da qualidade do produto final obtido.

2. O PROCESSO DE FORJAMENTO

A partir de uma barra metálica, o processo de forjamento abordado é realizado em três etapas. Na 1ª Operação (OP10), a ponta da barra é aquecida por indução até 1.150 °C e, então, movimentada por um transportador até o conjunto de matrizes da 2ª Operação (OP20). A Figura 1 apresenta a barra aquecida, transportada e já posicionada, via simulação no QForm UK. É na 2ª Operação que se dá o primeiro golpe de forjamento em prensa hidráulica horizontal, formando assim a pré-forma que é movimentada até o conjunto de matrizes da 3ª Operação (OP30). Já na 3ª Operação dá-se a obtenção do forjado final.

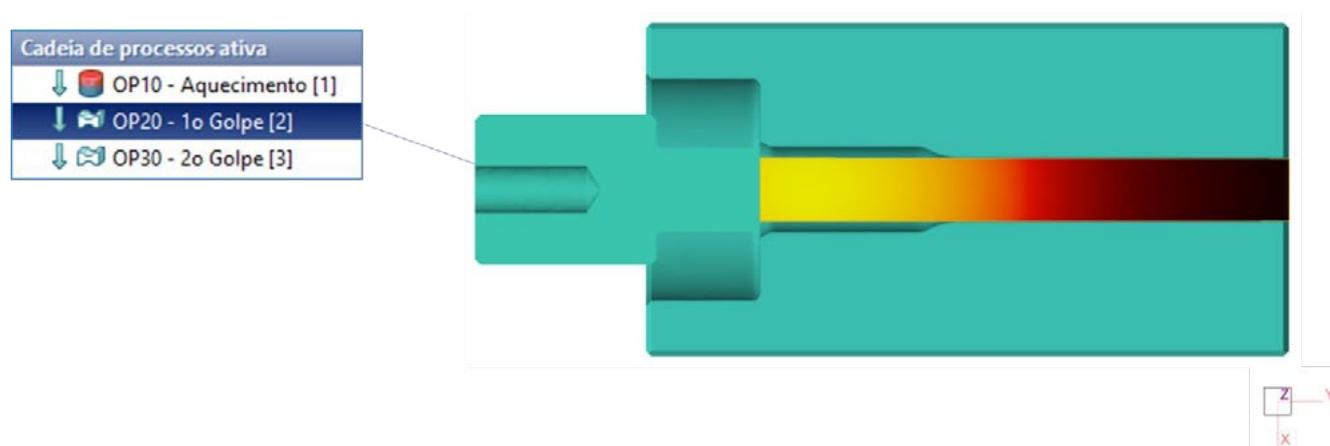


Figura 1 – Sequência de operações simulada, detalhando o posicionamento da barra aquecida na 2ª Operação (OP20) em corte na seção longitudinal.

Os componentes utilizados na obtenção do forjado final (OP30) estão mostrados esquematicamente na Figura 2. A barra pré-formada é posicionada sobre a matriz inferior e a matriz superior se desloca para baixo, fechando sobre a matriz inferior e fixando a pré-forma para que o punção exerça a conformação. Este punção tem movimento linear com acionamento hidráulico, gerando uma força de 25.600 Kgf sobre o forjado.

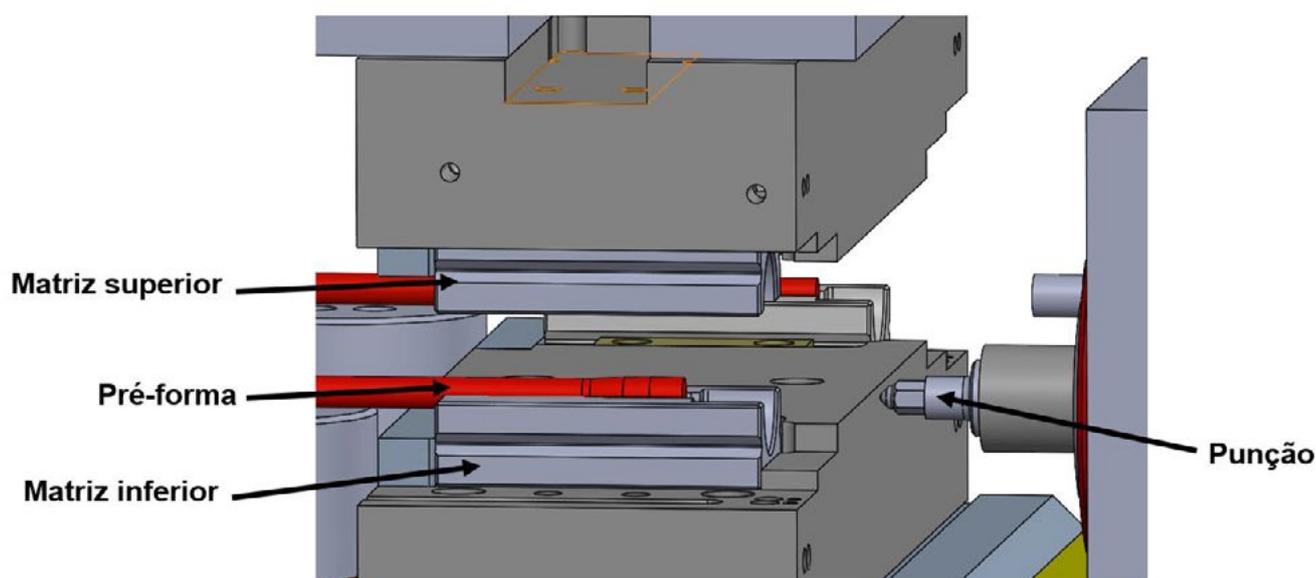


Figura 2 – Disposição esquemática dos componentes utilizados na obtenção do forjado final.

A matriz em estudo foi fabricada em aço AISI H13, a qual após a usinagem foi temperada e revenida com dureza de 50 HRC. Posteriormente ao tratamento térmico, é realizado um acabamento superficial e uma nitretação para 1.000 HV. Em prática, após alguns ciclos de forjamento, a matriz começou a apresentar marcas na peça advindas de um desgaste acentuado nas matrizes. Esse desgaste, em geral, é observado visualmente até o momento em que as matrizes precisam ser substituídas. Uma verificação visual do desgaste pode ser realizada através da Figura 3, onde é possível observar uma variação geométrica na superfície de interface peça-ferramenta, bem como deformações plásticas e trincas.

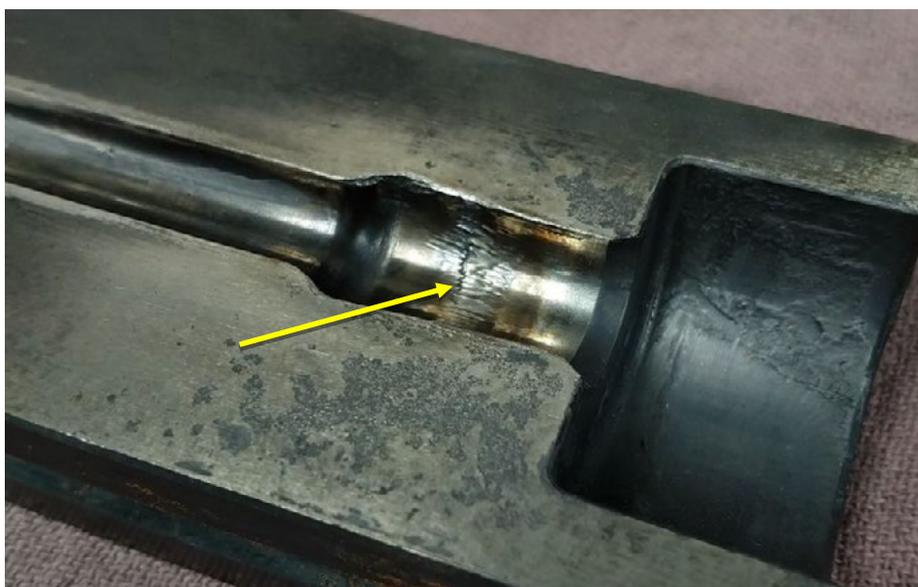


Figura 3 – Matriz do forjado final apresentando desgaste (indicado pela seta).

A partir do modelo de Archard, os desgastes nas matrizes podem ser calculados em função das pressões normais (Equação 1) e das tensões cisalhantes (atrito) na superfície (Equação 2).

$$W_p = \int_0^t \frac{K_p \cdot p^a \cdot v_t^b}{Y_D^a} dt \quad (1)$$

$$W_\tau = \int_0^t \frac{K_\tau \cdot \tau \cdot v_t}{Y_D} dt \quad (2)$$

onde:

- W_p e W_τ são o desgaste em função das pressões normais e das tensões cisalhantes (atrito) na superfície, respectivamente;
- K_p e K_τ são coeficientes empíricos de pressão e de tração;
- a e b são coeficientes empíricos;
- v_t é a velocidade tangencial do nó da peça em contato com a matriz [m/s];
- p é a pressão na interface peça/ferramenta [MPa];
- τ é tensão cisalhante no contato entre peça e ferramenta [MPa];
- Y_D é o Limite de Escoamento do material da ferramenta [MPa];
- t é o tempo de contato entre a peça e a ferramenta [s].

As tensões principais, σ_1 , σ_2 e σ_3 , podem ser mensuradas e, portanto, a tensão efetiva, σ_{ef} , pode ser calculada. As magnitudes dessas tensões são determinantes na vida útil das ferramentas, em especial

vida útil em fadiga. O cálculo da tensão efetiva de von Mises está definido na Equação 3, enquanto que o cálculo do número de ciclos de forjamento, N_f , necessários para que ocorra o início de trincas por fadiga termomecânica (Manson-Coffin-Basquin) está definido na Equação 4.

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]^{1/2} \quad (3)$$

$$N_f = \frac{1 - \left(\frac{\bar{\epsilon}_p^p}{\epsilon_{cr}}\right)^c}{2 \left(\frac{\sigma_f' + \sigma_{qm}}{\sigma_{qa}}\right)^{\frac{1}{d}}} \quad (4)$$

onde:

$\bar{\epsilon}_p^p$ é deformação plástica acumulada;

ϵ_{cr} é a deformação na fratura sob sollicitação axial cíclica;

σ_f' é a tensão verdadeira na fratura sob sollicitação axial cíclica;

σ_{qm} é a tensão cíclica média;

σ_{qa} é a amplitude da tensão cíclica;

c é o expoente que indica a não linearidade do acúmulo de dano;

d é a inclinação da parte elástica da curva de fadiga.

A evolução do processo de forjamento em estudo foi verificada via simulação, como pode ser visto na Figura 4. A pré-forma foi obtida via operação de recalque, enquanto na última operação é realizado um puncionamento, extrudando inversamente a peça e aumentando o seu diâmetro externo, dando assim forma ao forjado final. O forjado final simulado apresentou dimensões e características equivalentes ao forjado final obtido em prática, como pode ser verificado na Figura 5. Sendo assim, frente à validação do processo simulado, passou-se às análises de interesse proposta neste estudo, ou seja, abordou-se a análise do desgaste nas matrizes utilizadas no golpe final de forjamento.

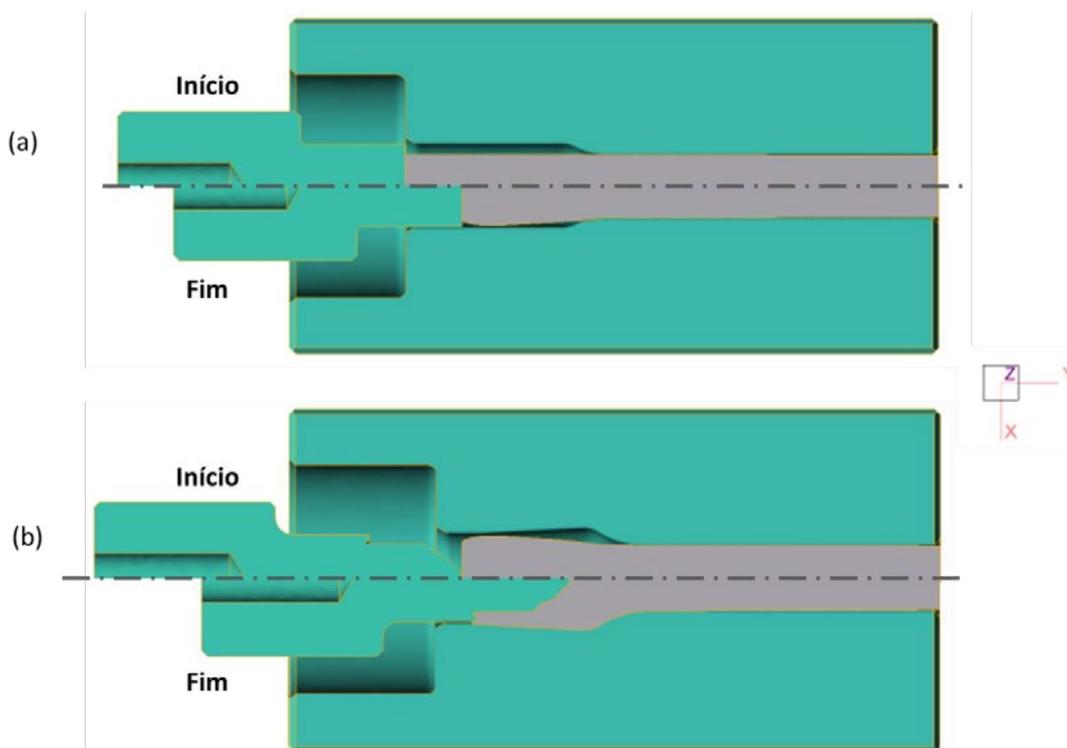


Figura 4 – Evolução das operações de (a) pré-forma e (b) forjado final em corte na seção longitudinal via simulação.



Figura 5 – Forjado final (a) simulado e (b) prático.

3. ANÁLISE DA MATRIZ

A primeira análise via simulação realizada na matriz do forjado final foi a quantificação do desgaste relativo ao longo da sua superfície. É possível verificar a distribuição deste desgaste através do gradiente de cores mostrado na Figura 6, no qual as cores mais quentes estão posicionadas exatamente na região de maior desgaste observada na análise visual da matriz na prática. Vale dizer que nesta primeira abordagem não foram realizados ensaios no material da ferramenta para a determinação dos coeficientes de pressão e de tração, K_p e K_t , e das constantes, a e b . Portanto, considerou-se a quantificação de um valor de desgaste, $wear$, relativo ao coeficiente de pressão e tração, K_W .

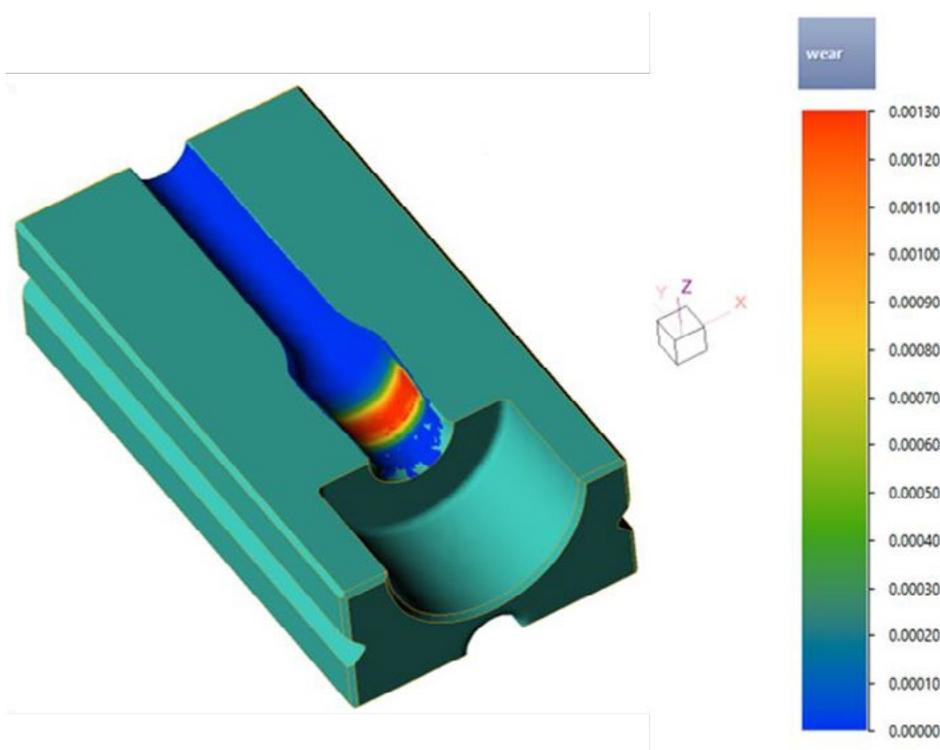


Figura 6 – Distribuição do desgaste relativo simulado na matriz utilizada para o forjado final.

De maneira mais detalhada, apresenta-se o perfil do desgaste ao longo da superfície da matriz na Figura 7. Visto que os efeitos de desgaste na matriz acontecem indiferente do tratamento térmico superficial realizado na mesma, não foi considerada a influência da camada nitretada nesta primeira

análise. O aumento da dureza na camada nitretada tende a reduzir a magnitude do desgaste, mantendo uma tendência de desgaste relativo.

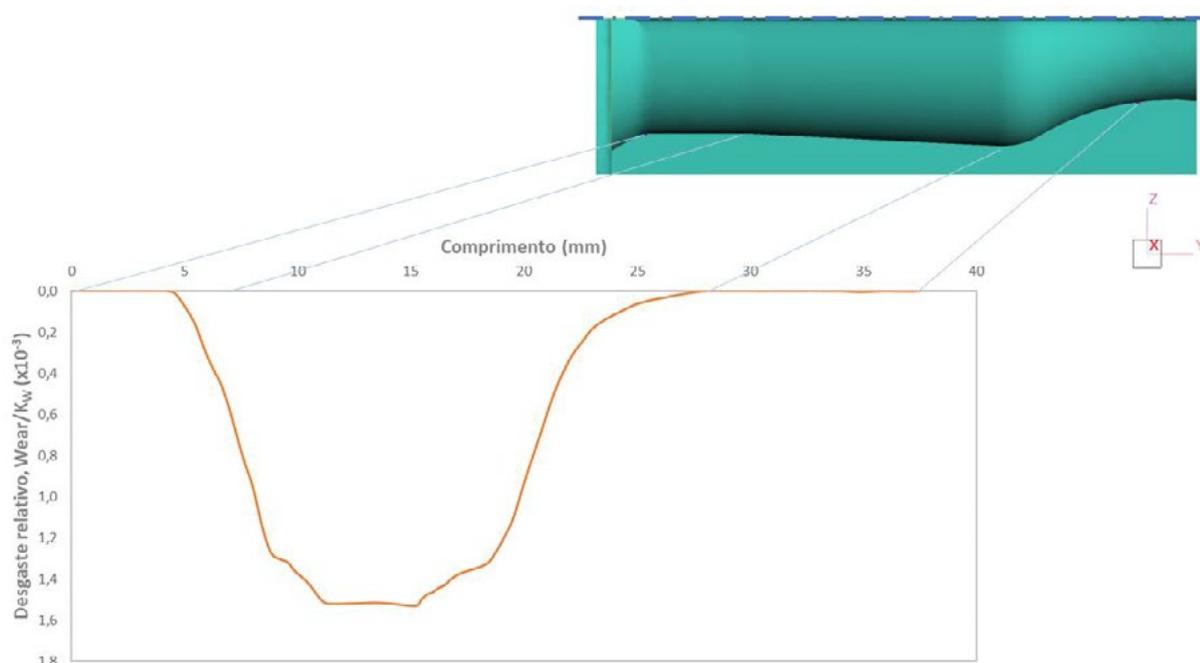


Figura 7 – Perfil do desgaste relativo simulado ao longo da superfície da matriz utilizada para o forjado final.

Claramente, a matriz sofreu trincas, as quais apareceram com uma quantidade relativamente baixa de golpes de forjamento. Logo, realizou-se uma análise de número de ciclos de forjamento necessários para o início de trincas na matriz, como pode ser visto na Figura 8. O resultado simulado indicou a ocorrência de fadiga termomecânica de baixo ciclo, entre 100 e 300 ciclos, as quais normalmente são associadas à presença de elevadas pressões na superfície da ferramenta, acarretando elevadas tensões e possíveis ocorrências de deformação plástica.

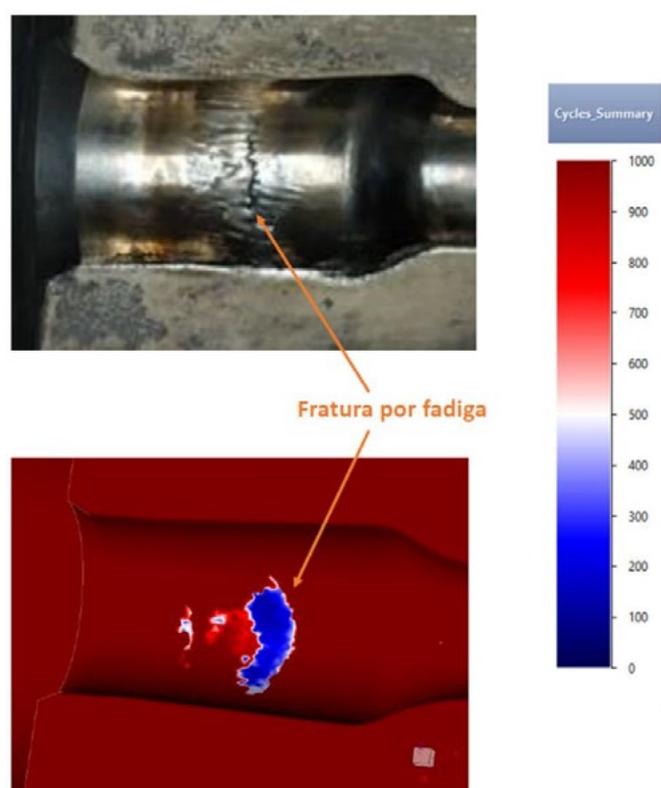


Figura 8 – Previsão por simulação de fadiga termomecânica na matriz em comparação com a ocorrência da fadiga na prática.

Corroborando com a previsão de fadiga, apresenta-se na Figura 9 a distribuição da tensão efetiva, σ_{ef} , e da máxima tensão principal, σ_1 . Observa-se que a tensão efetiva é muito elevada, atingindo valores de aproximadamente 1.500 MPa, podendo deformar a matriz plasticamente, ou provocar uma quebra muito prematura da mesma. Já a máxima tensão principal também apresenta um valor muito elevado, aproximadamente 750 MPa na região da fadiga, mostrando a ocorrência de uma sollicitação muito trativa e coincidente com a direção tangencial.

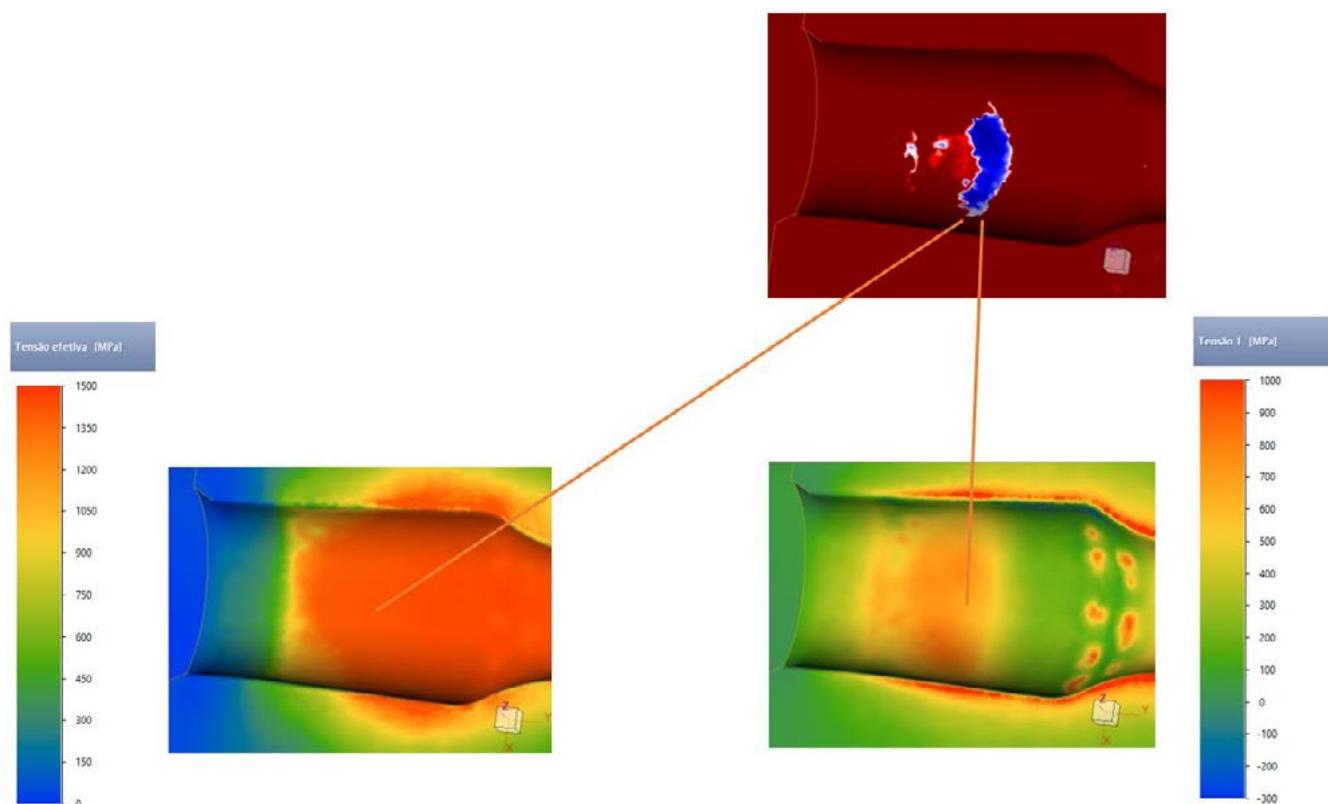


Figura 9 – Previsão por simulação da tensão efetiva e da máxima tensão principal na região relativa à ocorrência de fratura por fadiga.

4. CONCLUSÕES E CONSIDERAÇÕES FINAIS

A previsão do desgaste e da fratura por fadiga foi realizada com sucesso através da simulação no QForm UK, tendo em vista as observações visuais da superfície da matriz utilizada na prática e sua vida útil relativamente baixa. Esse modelo virtual validado permitiu o estudo e a compreensão dos principais fatores de influência na vida útil da matriz, sendo estes: o tempo de contato entre peça e ferramenta durante o processo, a pressão normal aplicada à superfície da matriz e a temperatura de aquecimento da matriz. Esses fatores combinados contribuem para uma redução na resistência mecânica do material da matriz e para o aumento das tensões aplicadas na mesma, sendo, portanto, muito prejudiciais à vida útil da ferramenta.

As análises atuais, incluindo a identificação de fatores que contribuem para a redução da vida útil das matrizes utilizadas no forjado final, serão consideradas na continuação deste desenvolvimento. Além disso, serão consideradas a influência da camada nitretada, bem como a quantificação dos coeficientes de desgaste.

As conclusões deste estudo já constituem base para a modificação do processo atual, buscando favorecer uma conformação mecânica menos agressiva à matriz do forjado final, de maneira a reduzir as pressões normais à superfície da matriz e o tempo de contato entre peça e ferramenta e, portanto, reduzir a magnitude das tensões efetivas e das tensões trativas resultantes nas matrizes.

5. REFERÊNCIAS

1. MARTINS, P., & RODRIGUES, J. (2005). *Tecnologia Mecânica: Tecnologia Da Deformação Plástica* (Vol. II). Lisboa: Escolar Editora.
2. SMITH, W. (1993). *Structure and Properties of Engineering Alloys*. New York: McGraw-Hill.
3. CHIAVERINI, Vicente. *Tecnologia mecânica*. 2. ed. São Paulo: Editora McGraw-Hill. 1986.
4. BOHLER UDDEHOLM CORPORATION. Bohler-Uddeholm H13, ToolSteel, Edition 1, 07/2013.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Determination of austenitic grain size in hot forming as a function of its variables with the application of subroutines in numerical simulation

Ivaniski, T. M. ⁽¹⁾
Épp, J. ⁽³⁾
Rocha, A. da S. ⁽²⁾

ABSTRACT

This work aimed to show the application of user-defined subroutines to determine the austenitic grain size using the QFORM UK 10 software. The program is based on the Lua language, designed for the creation of several applications, which shows as an advantage, there is no need for compilation, allowing the user to operate directly in the software. Based on the software's standard variables, such as temperature, strain, strain rates, and stresses. Recrystallization and austenitic grain size model was created to forge a bainitic steel DIN18MnCrSiMo6-4. The evolution of recrystallization correlated with the behavior of the plastic flow curves, and the resulting austenitic grain size was evaluated. Satisfactory results were obtained compared to the previous literature for this steel.

Keywords — Numerical simulation, User subroutine, Dislocation density, Grain size evolution.

1. INTRODUCTION

Forging is one of the leading and oldest manufacturing processes, having significant importance in the automotive, marine, and aerospace industries. The science of forging is fundamental to producing automotive parts with high fatigue strength and other specific properties.

Nowadays, the low consumption of electric energy to produce automotive components is one of the demands of this sector. As an alternative, the modification in the thermomechanical processing routes by eliminating quenching and tempering (Q&T) after forging is an optimal solution to this demand.

⁽¹⁾ Prof. Dr. Eng. Federal University of Santa Catarina, Brazil, thiago.ivaniski@ufrgs.br

⁽²⁾ Prof. Dr. Eng. Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽³⁾ Dr. Ing. Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien IWT-Bremen, Bremen, Germany

However, controlling the primary microstructure becomes a key to achieving the same performance compared to conventional routes, which demand higher energy consumption.

These forged and continuously cooled steels have a technological advantage. They are environmentally friendly due to the reduction in energy costs compared to conventional alloys in gear applications [1,2]. Therefore, the continuous need to map the evolution of the austenitic grain in hot forging is fundamental for improving the mechanical responses of bainitic steels of continuous cooling [1-5].

It is known that the grain size directly impacts the microstructural transformations of bainite at calm air-cooling rates, which can vary from 0.5 to 0.7 °/s for parts that weigh around 550 grams [3,4,5]. Also, these variations depend on thermomechanical processing, which is closely related to the density of dislocations.

Therefore, the creation of subroutines by the user is attractive, especially when there is a need to remove or add variables in new empirical formulations. An approximate way to control such variables in the thermomechanical route is using numerical simulation based on the finite element method [6,7]. In this way, it is possible to correlate several physical phenomena, such as the average dislocation density that accumulate in steels before the beginning of the nucleation of new grains [8]. Also, it is possible to relate plastic yield curves with recrystallization kinetics [9], as well as the extrapolation of yield curves during holding in hot forging [10,11]. Hence, it improves the interpretation of the results so that the manufacturer of forged parts has better decision-making regarding controlling the resulting microstructure and performance.

The QFORM UK software has a high-level scripting programming language (Language Lua) developed by Brazilian researchers [12]. It is a Python-like language, having an easy-to-learn interface, clarity, and efficiency. A significant advantage of this language in the software is the lack of application compilation, which is required in other commercial computer simulation software.

Due to the difficulty in finding works in the literature that show the implementation of subroutines used to study the evolution of the microstructure in hot forging, this work aimed to show the implementation of a new subroutine in the QFORM UK software. The coupled model was based on metallurgical principles of dynamic recrystallization and austenitic grain growth as a function of the flow curves of DIN 18MnCrSiMo6-4 steel, previously modeled by [11], and was implemented and analyzed by the finite element method.

2. METHODOLOGY

2.1. Data collection for the simulation

Figure 1 presents the methodology used in a conceptual diagram for modeling flow curves based on a physical model in which the average dislocation density is considered. Two phases were taken into account for the computational modeling: the one before the dynamic recrystallization and after the

dynamic recrystallization, based on the flow curves of the advanced bainitic steel DIN 18MnCrSiMo6-4 modeled by [11].

The Estrin-Mecking model [13] was used to describe the strain hardening dependence physically σ_{wh} and the dynamic recovery DRV . After the start of dynamic recrystallization, depending on the parameter (r), correlated with the saturation stress σ_{sat} , the yield stress drops, representing the softening. This is due to the migration and growth of new grains, which reduces the internal energy levels caused by the accumulation of dislocations [14]. The union between the hardening and JMAK model (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) [15,16,17] generated the equation described in Figure 1, which gives a physical response to the mechanical behavior combined with recrystallization.

Based on the material yield curves and the work hardening rate curve multiplied by the true stress $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon$, the values of the initial stress σ_0 , critical stress σ_c and saturation stress σ_{sat} were determined, as shown in the conceptual diagram. Figure 2 illustrates the dependence of these values as a function of the temperature-corrected strain rates (Zener parameter) Z . With these results, it is possible to predict the values of the yield curves modeled at high strain rates.

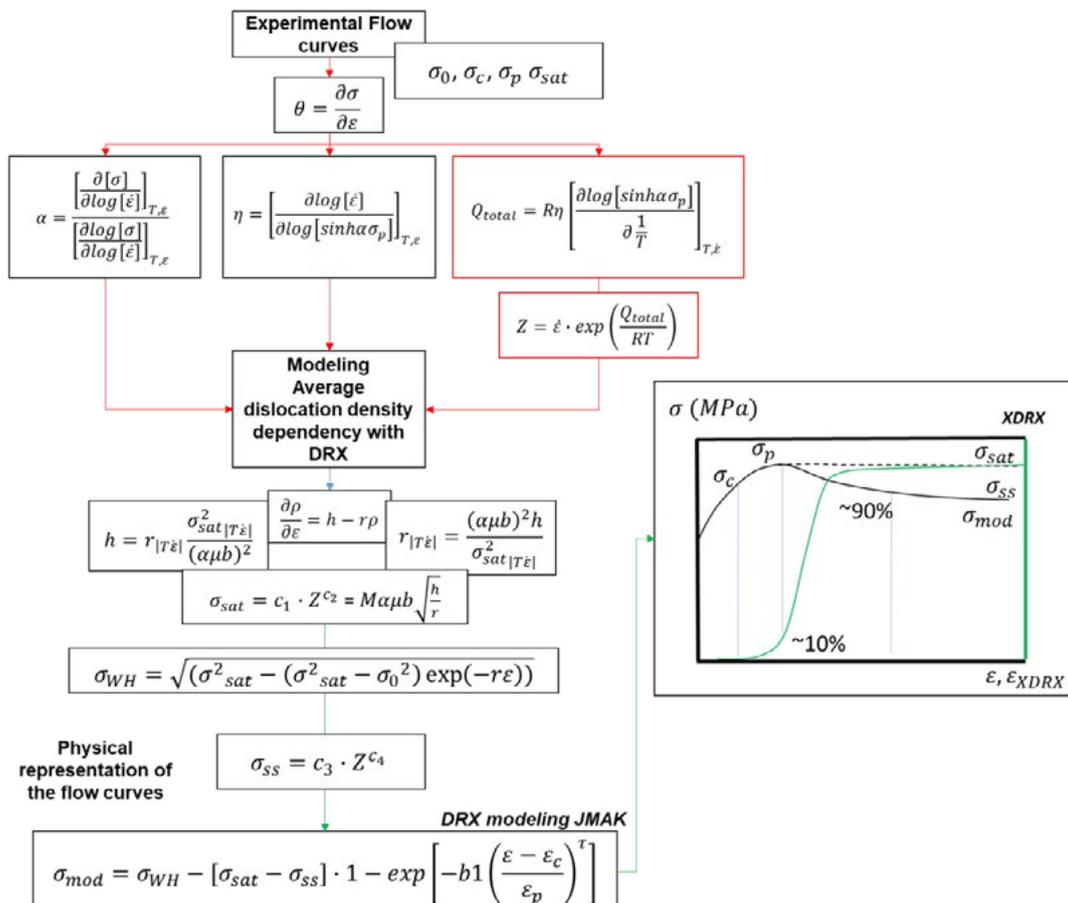


Figure 1: Experimental flowchart for mathematical modeling of flow curves considering the dynamically softened fraction due to dynamic recrystallization.

These values are necessary for the determination of the critical strains ε_c and peak strains ε_p , indicating the beginning of the material's dynamic recrystallization (DRX) during forming [18]. An important

statement about the conceptualized model is that the dislocation density will remain homogeneous in each recrystallized grain. Therefore, each grain is subjected to a von Mises stress state within its equivalent strain field. In this way, it is possible to calculate the mean dislocation density and the recrystallized fraction as a function of the rheological behavior of the plastic flow curve [19].

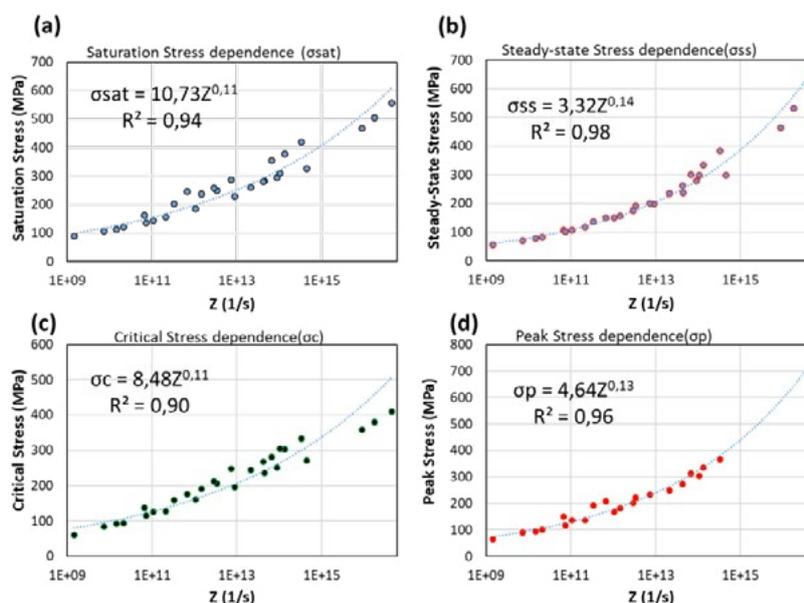


Figure 2: Stress dependencies as a function of Z parameter variation corrected by strain rate and temperature.

2.2. Numerical model and grain size determination

A 3D viscoplastic model representing the physical simulator was created so that it was possible to calibrate the results of the recrystallized fraction based on the yield curves of DIN 18MnCrSiMo6-4 steel. The experiment is conducted in a low-pressure controlled atmosphere with an inert gas. The part is considered a deformable solid, and the dies are rigid with the same physical properties as tantalum, a coating used at the interface between the dies and the specimen. Figure 3 illustrates the model created to represent the same conditions as the physical simulator.

The mesh used for the simulation was tetragonal for both system components. The part was compressed at a controlled strain rate and reduced 60% to its initial height. Table 1 shows the modeled processing conditions, and Table 2 shows the equations implemented in the QForm software subroutine.

Table 1. Processing conditions of the simulation.

Material	Strain rate (s^{-1})	Temperature ($^{\circ}C$)	Initial Grain Size (μm)
DIN 18MnCrSiMo6-4	0.1	1150	45
	5	1150	45

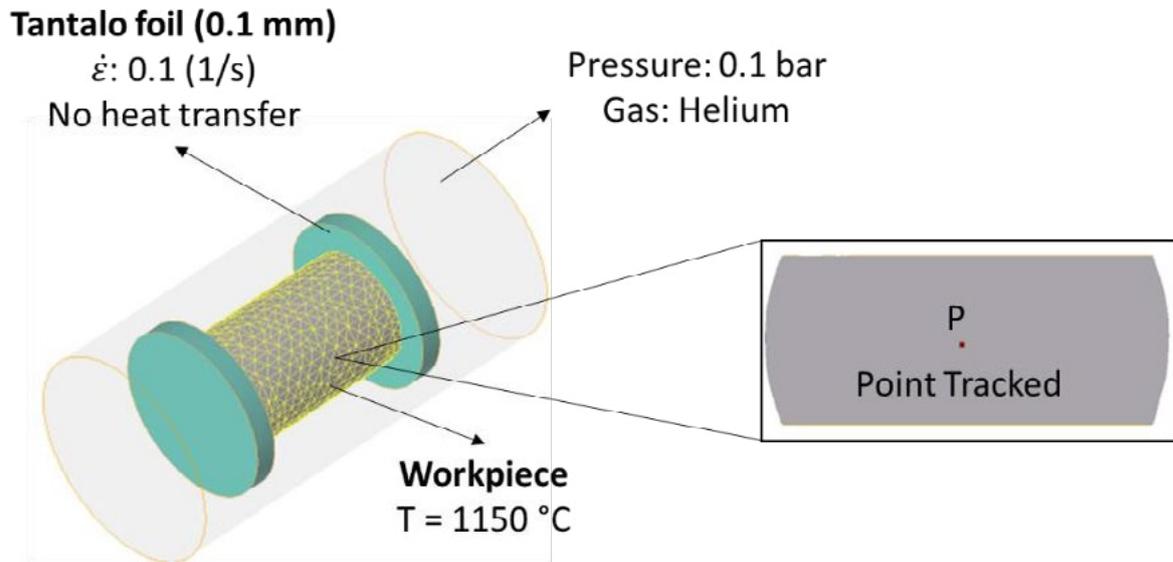


Figure 3: Numerical model design.

The average grain size based on the recrystallized fraction was performed from the samples compressed by the physical simulator, experiments conducted by [3], based on the mathematical model using the equation shown in the flowchart of Figure 1.

Table 2. Sub-routine equations.

Model	Equation
Saturation Stress [N/mm ²]	$\sigma_{sat} = c_1 \cdot Z^{c_2}$
Mean path of dislocations during deformation [m ²]	$h = r_{ T\dot{\epsilon} } \cdot \frac{\sigma_{sat}^2}{M\alpha\mu b}$
Average dislocation density [m ⁻²]	$\bar{\rho} = \frac{\sigma_{mod}}{(M\alpha\mu b)^2}$
Work hardening stress [N/mm ²]	$\sigma_{WH} = (\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2) \cdot \exp[-r\epsilon])^{0.5}$
Critical strain [-]	$\epsilon_c = a_2 \cdot \epsilon_p$
Peak Strain [-]	$\epsilon_p = a_1 \cdot (d_0^{n_1} \cdot \dot{\epsilon}^{m_1} \exp(\frac{Q_1}{RT}))$
Dynamic Recrystallization [-]	$XDRX = 1 - \exp \left[-b_1 \left(\frac{\epsilon - a_2 \cdot \epsilon_p}{a_1 \cdot d_0^{n_1} \cdot \dot{\epsilon}^{m_1} \cdot \exp(\frac{Q_1}{RT})} \right)^{\tau} \right]$
Recrystallized grain size [μm]	$D_{DRX} = a_8 d_0^{h_8} \dot{\epsilon}^{m_8} \epsilon^{n_8} \exp(\frac{Q_8}{RT})$
Average grain size [μm] (Mixture rule)	$AGS = XDRX \cdot D_{DRX} + (1 - XDRX) \cdot d_0$

2.3. Post-Processing sub-routine of Qform UK

The program executed by the subroutine was written in ZeroBrane Studio® (V. 1.90) software (page). For the Qform UK® software to interpret the program, it is necessary to provide the input of some dependent state variables (Stresses, Strains, and Strain Rates) according to the speed and displacement of each node. The organization in the subroutine in some examples is shown in Figure 4, where the architecture used is presented.

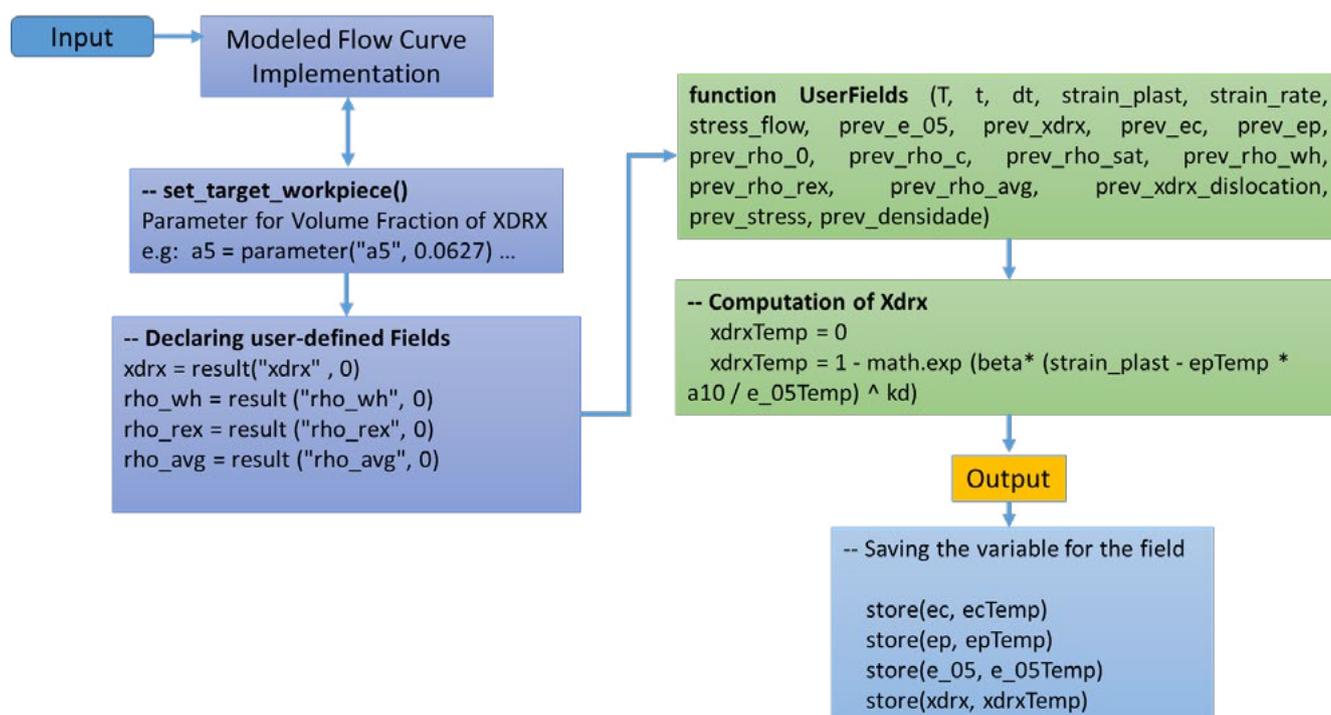


Figure 4. The program's architecture in the subroutine for grain size evolution as a function of flow curves is based on physical principles of dislocations.

In this subroutine, calculating the average dislocation density as a function of the mathematically modeled yield stress was implemented.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Compressive load comparison

Figure 5 compares the experimental and calculated compressive strength to the modeled yield curve. A considerable numerical approximation is seen, with a more significant discrepancy in the results when applied at high strain rates. This variation in high strain rates may be related to changes in dynamic friction during the experiments, which causes a variation in the strain rate of the specimen during processing.

The higher forming force caused by the increase in the strain rate is related to the rheological behavior arising from the flow curves of this material. Physically, this behavior is described as the accumulation and instantaneous annihilation of dislocations during thermomechanical processing, usually due to the nucleation of new energy-free grain boundaries at high temperatures. Figure 6 illustrates the average dislocation density generated during different strain rates and recrystallization kinetic.

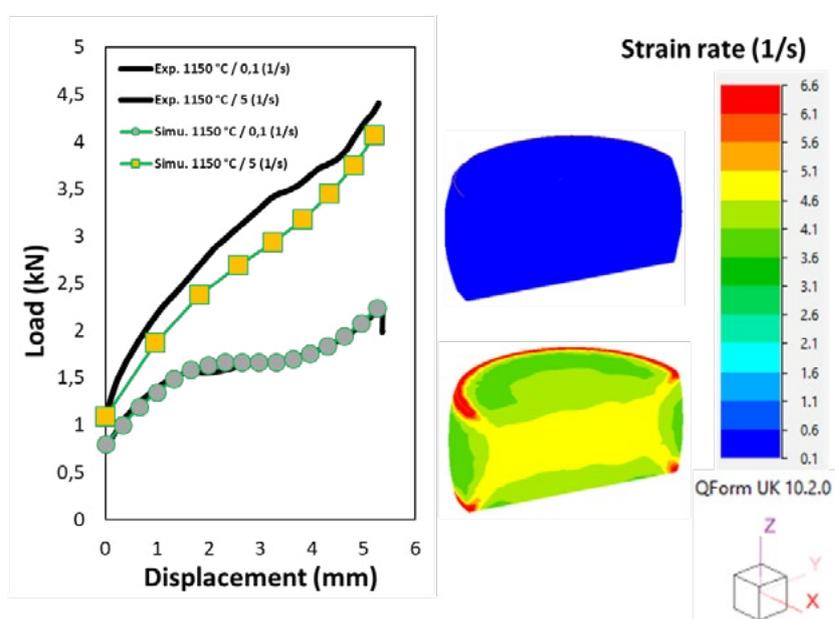


Figure 5: Load vs. displacement comparison between experiment and simulation at $0,1 \text{ s}^{-1}$ and 5 s^{-1} .

This result calibrates the simulation with the experimental results, so the constants fitted by nonlinear regressions for DIN 18MnCrSiMo6-4 steel [3,11] were effectively implemented in the software.

(a)

(b)

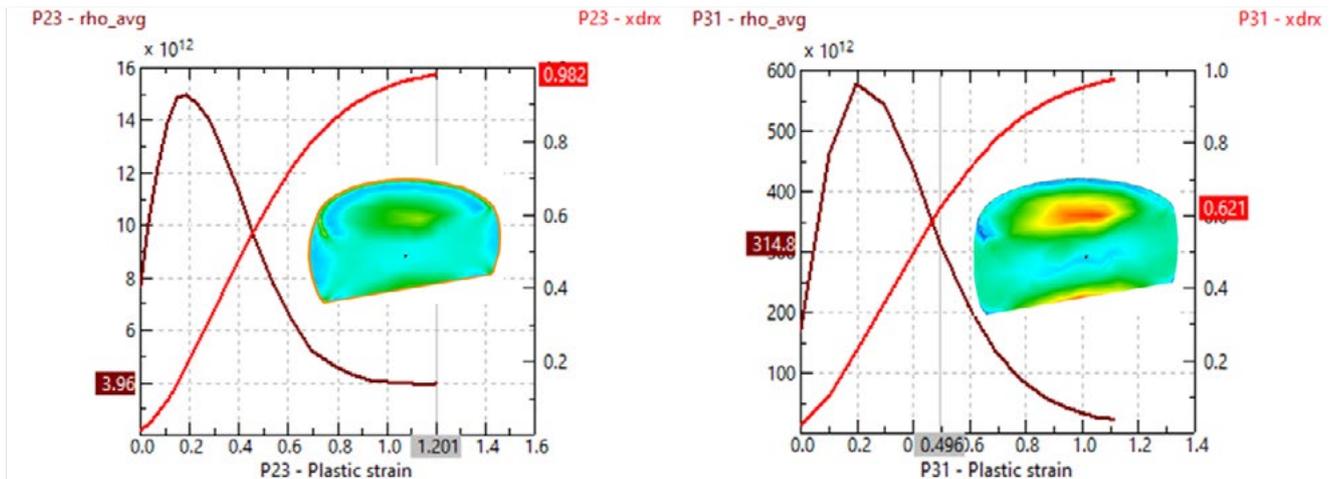


Figure 6: Implemented average dislocation density (in m^{-2}) of the austenite and XDRX kinetic during the compression by user-subroutine, (a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ and (b) 5 s^{-1} .

3.2. Comparison of modeled grain size evolution and experiment

Figure 7 compares the results of the evolution of the recrystallized fraction and the austenitic grain size using the mixture model according to the equation presented in Table 2. Figure 8 shows the experimental results of the austenitic grain size in a normal Gaussian distribution.

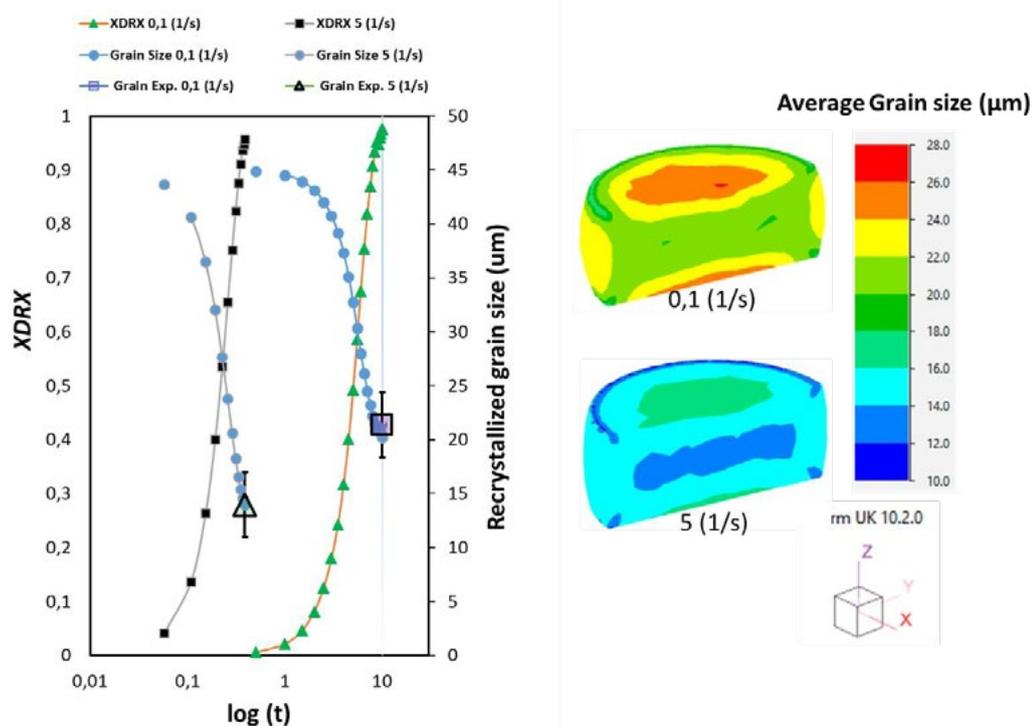


Figure 7: Evolution of the XDRX recrystallized fraction and average recrystallized grain size calculated by the mixing rule and average experimental grain size.

Figure 7 shows that at higher strain rates, the transformation reaction time in the recrystallization of new grains decreases, and the average grain size (region indicated by Figure 3). Figure 6 shows a normal grain size distribution variation for the same analysis region. At low strain rates $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, there is a more significant variance in the half-height width when compared to $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$. This means that there is a higher probability density that the grain size will be more homogeneous at high strain rates. In practical terms, we can obtain more refined and regular-sized grains at the same temperature at higher strain rates. Consequently, the austenitic grain size is reduced, due to the more significant accumulation of energy caused by the movement of dislocations, thus increasing the nucleation sites.

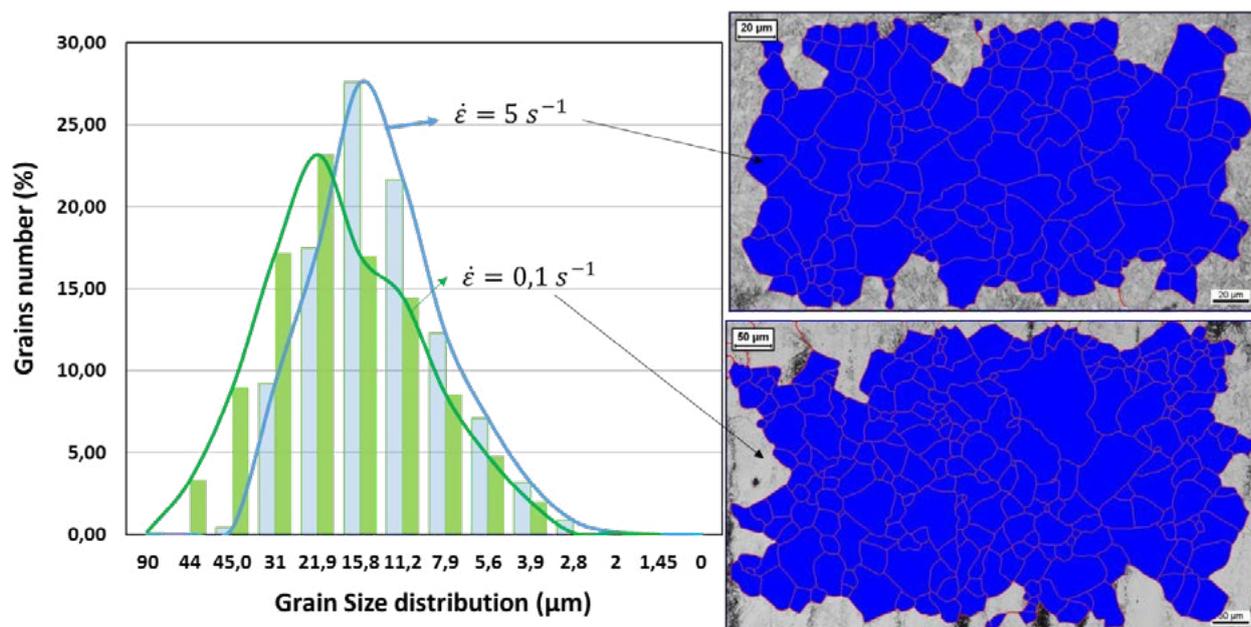


Figure 6. Normal distribution of austenitic grain size after compression at 1150 °C with strain rates in $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$.

4. CONCLUSIONS

The application of a new user-defined subroutine was successfully performed in this work. Through it, the numerical simulation of the evolution of the microstructure was analyzed based on the plastic flow curves, considering the physical principles that lead to the dislocation mechanisms. One can interpret the relationship between the average dislocation density and the strain rate and effectively justify the reduction in grain size at the same temperature.

A good numerical approximation was obtained with the experimental results, thus showing a good calibration of the computational model based on the flow curves and the subroutine written by the user.

ACKNOWLEDGMENT

The authors acknowledge the Coordination for the improvement of Higher Education Personnel (CAPES) and the German Research Foundation (DFG) for the financial support in the frame of the Brazilian-German Cooperation Research initiative in Manufacturing (BRAGECRIM program CAPES grant number 1844/2017, DFG project EP 128/6-2). The authors also thank the SIXPRO Virtual&Practical Process for the QFORM UK and the Metal Forming Institute IBF- RWTH Aachen in Germany for the support. Thiago M. Ivaniski and Alexandre da S. Rocha also acknowledge National Council for Scientific and Technological Development CNPq (process numbers 167948/2017-2 and 316374/2021-0) for the grants.

References

- [1] MENEZES, V. M. Estudo para manufatura energeticamente eficiente de engrenagens através do emprego de aço bainítico de resfriamento contínuo. Master Thesis, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia; 2021.
- [2] DALCIN, R. L et al. Improvement on Pitting Wear Resistance of Gears by Controlled Forging and Plasma Nitriding. *Journal of Materials Research and Technology-JMR&T*, v. 18, p. 4698-4713, 2022.
- [3] IVANISKI, T. M. et al. Numerical and experimental study of an industrial case for grain size evolution in bainitic steel in controlled hot forging and its influence on mechanical performance. *Materials Research*, [s. l.], v. 25, n. 1, 2022.
- [4] HATWIG R.A, DONG J, EPP J, ROCHA A da S. Effect of Compressive Deformations on the Final Microstructure of a Low Carbon High Silicon Bainitic Steel Thermomechanically Processed. *Mater Res*. 2021;24(1):1–7.
- [5] BEVILAQUA, W. L. Observação in situ da reação bainítica durante o resfriamento contínuo em um aço C-Mn-Si-Cr-Mo sob influência de processamento termomecânico. PhD Dissertation, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia; 2021.
- [6] IVANISKI, T. M. et al. Austenitic grain size prediction in hot forging of a 20mncr5 steel by numerical simulation using the JMAK model for industrial applications. *Materials Research*, [s. l.], v. 22, n. 5, 2019.
- [7] COLOMBO, T. C. A; BRITO, A.M.G; SCHAEFFER L. Numerical Simulation of Thermomechanical Processes Coupled with Microstructure Evolution. *Comput Sci Eng*. 2014;1521-9615/(April):10–5.
- [8] DING R, GUO ZX. Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization. *Acta Mater*. 2001;49(16):3163–75.
- [9] ZAHIRI SH, DAVIES CHJ, HODGSON PD. A mechanical approach to quantify dynamic recrystallization in polycrystalline metals. *Scr Mater*. 2005;52(4):299–304.
- [10] MIRZADEH H, NAJAFIZADEH A. Extrapolation of flow curves at hot working conditions. *Mater Sci Eng A* [Internet]. 2010;527(7–8):1856–60. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.013>
- [11] IVANISKI TM, DE SOUZA T, F., ÉPP J, ROCHA A DA S. Constitutive Modelling of High Temperature Flow Behaviour for a Low Carbon High Silicon Bainitic Steel. *Mater Res*. 2020;23(5).
- [12] IERUSALIMSCHY, Roberto; DE FIGUEIREDO, Luiz Henrique; FILHO, Waldemar Celes. Lua—an extensible extension language. *Software: Practice and Experience*, 1996, 26.6: 635-652.
- [13] ESTRIN, Y.; MECKING, H. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metallurgica*, 1984 [s. l.], v. 32, n. 1, p. 57–70.

- [14] SAKAI T, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, MIURA H, JONAS JJ. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Prog Mater Sci* [Internet]. 2014;60(1):130–207. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>.
- [15] AVRAMI, M. Kinetics of phase change, I. General theory. *J. Chem. Phys.* 1939, 7, 1103–1112.
- [16] JOHNSON, W.; MEHL, R. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.* 1939, 135, 416–458.
- [17] KOLMOGOROV, A. Statistical theory of crystallization of metals (in Russian). *Bull. Acad. Sci. USSR Ser. Math.* 1937, 1, 355–359.
- [18] SELLARS, C. M.; WHITEMAN, J. A. Recrystallization and grain growth in hot rolling. *Metal Science*, 1978 [s. l.], v. 13, n. April, p. 187–194.
- [19] MUKHERJEE M, PRAHL U, BLECK W. Modelling of microstructure and flow stress evolution during hot forging. *Steel Res Int.* 2010;81(12):1102–16.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDR Congress*

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

--

Análise da Resposta de um Aço Bainítico Submetido a Tratamento Superficial via *Deep-rolling*

Felipe Canal ⁽¹⁾
Mateus Ritter Pasini ⁽²⁾
Alexandre da Silva Rocha ⁽³⁾

RESUMO

Os aços bainíticos de resfriamento contínuo são caracterizados por atingir boas propriedades mecânicas sem a necessidade de etapas posteriores de reaquecimento como no caso de aços temperados e revenidos. Como consequência, o gasto energético da cadeia produtiva é reduzido. No entanto, tratamentos superficiais ainda são necessários para maximizar o desempenho dos componentes mecânicos produzidos. O presente estudo, propõem uma avaliação inicial da aplicação do tratamento superficial de *Deep-rolling* em um aço bainítico de resfriamento contínuo. Para tal, foi aplicado duas condições, com variação do parâmetro de pressão (150 e 250bar), para compreender a resposta do material ao processo. As amostras foram avaliadas a partir das técnicas de análise de rugosidade, microscopia óptica, perfil de dureza e tensões residuais por meio da difração de Raios-X. Para ambas as condições propostas, obteve-se uma redução considerável da rugosidade, superior a 40%. A dureza foi acrescida devido a deformação plástica do processo, apresentando uma influência em profundidades acima de 900µm. Tensões residuais compressivas também foram obtidas para ambas as pressões, as quais apresentaram similaridade, tanto na intensidade como na profundidade das tensões.

Palavras Chaves: Aço bainítico, *Deep-rolling*, deformação, tensões residuais.

⁽¹⁾ Eng. Mec. Felipe Canal, Mestrando UFRGS, Brasil - felipe1234canal@gmail.com

⁽²⁾ Eng. Mec. Mateus Ritter Pasini, Mestrando UFRGS, Brasil – mateus.pasiini@gmail.com

⁽³⁾ Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha - UFRGS, Brasil - alexandre.rocha@ufrgs.com

ABSTRACT

Continuously cooled bainitic steels are characterized by achieving good mechanical properties without the need for further heating steps as in the case of quenched and tempered steels. As a consequence, the energy consumption of the production is reduced. However, surface treatments are still necessary to maximize the performance of the mechanical components produced. The present study proposes an initial evaluation of the application of Deep-rolling surface treatment in a bainitic steel. For this, two conditions were applied, with variation of the pressure parameter (150 and 250bar), to understand the response of the material to the process. The samples were evaluated using the roughness analysis techniques, optical microscopy, hardness profile and residual stresses by means of X-ray diffraction. For both proposed conditions, a considerable reduction in roughness was obtained, greater than 40%. The hardness was increased due to the plastic deformation of the process, showing an influence at depths above 900 μ m. Compressive residual stresses were also obtained for both pressures, which showed similarity, both in the intensity and depth of stresses.

Key words — Bainitic Steel, Deep-rolling, Deformation, Residual Stresses.

1. INTRODUÇÃO

A engenharia de superfície engloba todas as atividades relacionadas ao melhoramento superficial de componentes mecânicos, de modo que atinja propriedades de resistência a fadiga, corrosão e desgaste superiores ao material de base [1]-[2]. Desta forma, torna-se importantíssima na redução de custos de produção, tanto do ponto de vista de melhorar a vida útil dos componentes mecânicos como também em diminuir os tempos de parada de produção e manutenção das máquinas. Esta área do conhecimento abrange não apenas as etapas iniciais de manufatura e a aplicação e estudo dos tratamentos superficiais dos componentes mecânicos, mas também o comportamento da superfície destes componentes quando em serviço [1].

Conhecer o comportamento do material quando submetido a uma técnica de tratamento superficial a determinados parâmetros é fundamental para o desempenho adequado do componente mecânico em campo [1]. Além disso, novos materiais devem ser explorados no intuito de ampliar a janela de possibilidades nos processos de fabricação de componentes para a indústria.

A respeito de novos materiais, os aços bainíticos de resfriamento contínuo demonstram-se extremamente interessantes. Esses materiais são caracterizados por atingir boas propriedades mecânicas, similares a alguns aços temperados e revenidos, através do resfriamento controlado sem a necessidade de etapas posteriores de tratamento térmico. Além do que, se demonstram extremamente competentes para uma gama de processos de fabricação, como usinagem e conformação mecânica [3]-[4]. Neste cenário, os aços bainíticos vêm despertando grande interesse da indústria, ingressando gradativamente nos setores petrolífero, aeronáutico, automobilístico e metalmeccânico. Esse direcionamento, ocorre devido a duas características importantes dos aços bainíticos: (1) Baixo consumo energético, atrelado a rotas de processamento curtas e redução dimensional dos componentes fabricados; (2) Devido a capacidade desses aços de aliar ótima tenacidade e resistência a tração [5]. Tal combinação somente é possível graças a composição química dos aços bainíticos, a qual é projetada para a obtenção de uma microestrutura bainítica livre de carbonetos. Os aços bainíticos podem conter elementos de liga, tais como: Mo, Mn, Cr, Si, Ni, V, B, Ti entre outros, os quais cumprem funções importantes. A adição de elementos como Mo, Mn e Ni, deslocam o campo ferrítico dos diagramas CCT (Transformação a Resfriamento Contínuo) para a direita, facilitando a transformação da austenita em bainita [6]-[7]. Porém, elevadas quantidades de Mo podem diminuir a tenacidade da bainita, enquanto o Mn mantém constante e o Ni pode melhorar tal propriedade. O Si tem efeito de retardar a formação de cementita e contribuir para obtenção da microestrutura livre de carbonetos. A adição conjunta de B e Ti tem apresentado melhora nas propriedades mecânicas através do refino microestrutural. Já o B e V afeta significativamente a tenacidade do material [6]-[7].

Apesar da boa resistência mecânica e a vantagem das curtas rotas de processamento, ainda existe a necessidade melhorar as características superficiais desses materiais, sendo crucial para crescer e prolongar o desempenho dos componentes mecânicos fabricados a partir dos aços

bainíticos de resfriamento contínuo. Sendo assim, os tratamentos mecânicos superficiais como o *Deep-rolling* podem contribuir significativamente neste aspecto.

O *Deep-rolling* é um tratamento mecânico superficial amplamente utilizado para aperfeiçoar a integridade superficial de componentes mecânicos através da deformação plástica superficial e subsuperficial sem alteração da geometria [8]-[9]. Conforme relatado por [10], no início do século XX, o *Deep-rolling* já era utilizado para aumentar a resistência em eixos do Ford T e posteriormente em eixos de trens. Porém, o avanço tecnológico recente, possibilitou o desenvolvimento de ferramentais mais complexos os quais permitem ampliar a janela de aplicação do tratamento e consequentemente das pesquisas relacionadas ao *Deep-rolling*.

O *Deep-rolling* se destaca por promover através da deformação plástica superficial uma redução considerável da rugosidade de 30 a 50%, aumento da dureza superficial e induzir tensões residuais compressivas, podendo modificar a superfície em até 2mm de profundidade [8]-[11]-[12]-[13]. Neste aspecto, é superior a tratamentos mecânicos superficiais como o *Shot-peening*, o qual tem um alcance inferior e afeta de forma negativa a rugosidade da peça, devido as deformações causadas pelo impacto das esferas contra a peça, mesmo em altas taxas de cobertura [8]. Outro ponto vantajoso está relacionado a execução do tratamento de *Deep-rolling*, onde as ferramentas são acopladas a máquinas de usinagem (tornos e fresas, convencionais e CNC's) requerendo uma menor adaptação ao ciclo produtivo e diminuindo os custos do tratamento [14]. Já o *Shot-peening* requer equipamentos específicos para realizar o tratamento, encarecendo o processo [8]-[10]-[15]-[16]-[17].

A vista do contexto exposto acima, este estudo propõem uma avaliação da camada superficial de um aço bainítico de resfriamento contínuo quando submetido ao tratamento superficial de *Deep-rolling*, com o intuito de elencar a resposta do material ao tratamento por meio de análises em amostras para posterior aplicação em componentes e análises de campo.

2. METODOLOGIA

O aço bainítico de resfriamento contínuo utilizado no trabalho foi o DIN 18MnCrSiMo6-4 com nome comercial HSX130D, conforme composição química na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço DIN 18MnCrSiMo6-4.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Sn	Al	Ti	N	Fe
0.18	1.12	1.53	0.01	0.02	0.13	1.20	0.12	0.23	0.01	0.01	0.01	0.01	Balanço

Fonte: Os autores.

A microestrutura é composta por Bainita Granular (BG), Ferrita Poligonal (FP) e microconstituintes Martensita/Austenita (M/A) dispersos na matriz. O aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 possui uma dureza de núcleo de 330 HV \pm 5.

Para a fabricação dos corpos de prova de geometria cilíndrica, utilizou-se um torno CNC de modelo DMC 8t o qual utiliza a linguagem de programação FANUC. O tratamento superficial de *Deep-rolling* possui uma gama de parâmetros de processo tais como: (1) velocidade da ferramenta, (2) número de passes, (3) diâmetro da esfera, (4) sobreposição (*overlap*) e (5) pressão de trabalho. Os parâmetros (1), (2), (3) e (4) foram fixados de modo que fosse possível focar na resposta do material em relação ao parâmetro da pressão. Para o parâmetro de sobreposição (4) foi definido um fator de 98%, de acordo com a literatura a qual recomenda fatores de sobreposição superiores a 95% para obter uma melhora significativa na rugosidade [24]. Sendo a pressão um dos parâmetros que apresenta maior influência na deformação superficial, definiu-se a utilização de duas intensidades distintas (150 e 250bar). Essas duas pressões possibilitaram avaliar e investigar as possíveis mudanças na camada superficial devido a diferença de rugosidade, microdureza superficial e perfil de tensões residuais. As pressões foram selecionadas de acordo com a faixa de pressões recomendadas pelo fabricante da ferramenta de *Deep-rolling* (*Ecorrol*), com base na dureza do material a ser tratado conforme Tabela 2. O aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 possui uma dureza em seu estado de recebimento de 330HV \pm 5. O tratamento de *Deep-rolling* foi realizado em um centro de usinagem com uma ferramenta modelo HG6-20-003.0-012.5-SL20-R - *Ecorrol* com esfera de diâmetro de 6,3mm. A

Tabela 3 contém os parâmetros utilizados para o tratamento de *Deep-rolling*.

Tabela 2 – Pressão recomendada para o *Deep-rolling* de acordo com a dureza.

Dureza do Material	Faixa de Pressões recomendadas (Bar)
Até 200 HV	20 - 150
Até 450 HV	150 - 250
Até 840 HV	300 - 400

Fonte: *Ecorrol*.

A Tabela 3, apresenta o resumo dos parâmetros utilizados bem como a quantidade de corpos de prova utilizados de acordo com cada geometria.

Tabela 3 – Parâmetros do tratamento de *Deep-rolling*.

Pressão 1	Pressão 2	Avanço	Sobreposição
150 bar	250 bar	300 mm/min	98%

Fonte: Os autores.

Previamente a análise microestrutural, as amostras foram embutidas a frio em resina e então preparadas via procedimento de preparação metalográfica de acordo com a norma ASTM E3 (ASTM, 1995). Posteriormente foram lixadas nas granulometrias de 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 e em seguida realizado o polimento com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm . Por fim, as amostras foram atacadas com reagente Nital 2% por 10s. As imagens foram capturadas em um microscópio óptico *Olympus® FX50-1000x*. Os perfis de microdureza foram realizados no microdurômetro Vickers *Insize* (modelo *ISH-TDV 1000*) do laboratório LS&TC – UFRGS. Os perfis foram construídos segundo as recomendações da norma ASTM E92 (2017), utilizando uma carga de 100g. Em cada amostra foram realizadas 5 medições para cada profundidade. Os ensaios de ultramicrodureza foram realizados em um ultramicrodurômetro Shimadzu DUH-W201S (*Shimadzu Corporation, Tokyo, Japan*) localizado na Departamento de Engenharia Mecânica - UFMG com um penetrador Berkovich. O modo de carregamento utilizado foi o *step-load*. As forças aplicadas foram de 98,5; 191,6; 286,4; 383,1; 477,7; 573; 667,6; 762,4; 857,2; 952; 1046,7; 1141,5; 1238,2; 1333,3; 1427,7; 1522,7; 1617,5; 1712,4; 1807,6 e 1902,4 mN. Os tempos de aplicação da carga e de manutenção do indentador após a aplicação da carga foram de 2 e 15 s, respectivamente, de acordo com especificações técnicas do fabricante. As medições de rugosidade foram executadas em um rugosímetro modelo *Mitutoyo - SJ-210*. Inicialmente o rugosímetro foi calibrado a partir um corpo de prova padrão do próprio instrumento e em seguida avaliado o tipo de perfil (periódico/aperiódico) das amostras para a determinação dos parâmetros do ensaio. As amostras apresentaram um perfil periódico e se adequaram a um *cut-off* de 0,8mm. O comprimento de medição utilizado foi de 4mm. Os parâmetros avaliados foram Ra e Rz. A análise de difração de raios-X foi utilizada para avaliar as tensões residuais no eixo axial das amostras. Com relação aos parâmetros de análise foi utilizado radiação Cromo com $K\alpha$ de 2.2897 Å, voltagem de 33 kV e corrente de 40 mA e um colimador de 2mm. O ensaio foi realizado para um intervalo 2θ de 142 a 163° com espaçamento de 0,1° com tempo de escaneamento tangencial e longitudinal de 60 s em cada passo. Foram medidos 19 ângulos psi em um intervalo $-60^\circ < \psi < +60^\circ$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção será apresentado e discutido os resultados das análises após o *Deep-rolling* comparando com os resultados da condição superficial usinada.

3.1. RUGOSIDADE

A variação da amplitude dos picos de rugosidade é exibida na Figura 1 – (a) e (b). Para ambas as pressões utilizadas, foram obtidos valores inferiores dos parâmetros Ra e Rz quando comparado com as amostras usinadas. A deformação plástica da superfície resultante do *Deep-rolling* é responsável por essa mudança. Os picos são deformados, este material então escoou, passando a preencher os vales, e por consequência, reduz a rugosidade. Independente da condição inicial devido a usinagem, o *Deep-rolling*, aplicando apenas um passe, tem uma tendência a reduzir a rugosidade [17]-[18]-[19].

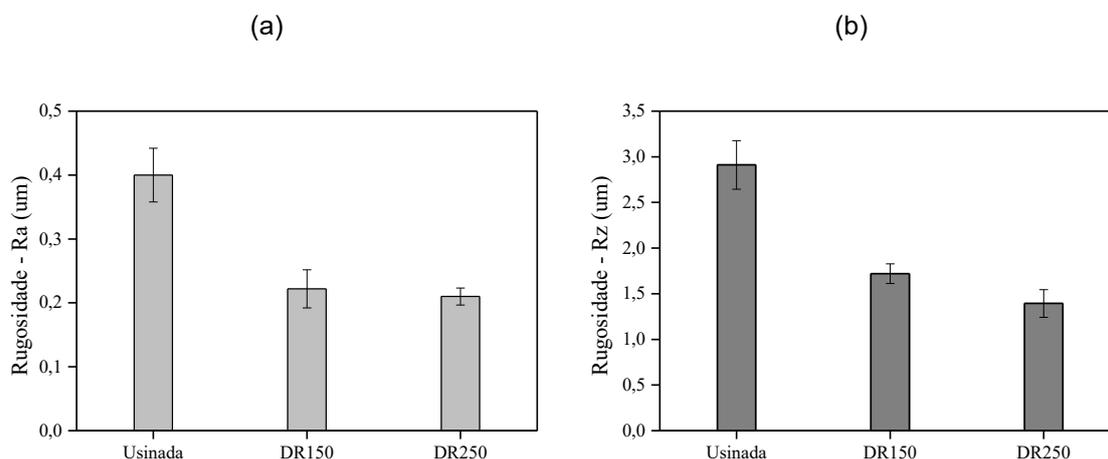


Figura 1 – Rugosidade das amostras tratadas via Deep-rolling – (a) Parâmetro Ra; (b) Parâmetro Rz.

Apesar de, o aumento da pressão indicar que maiores pressões tendem a causar uma maior redução da rugosidade, o acréscimo de 150 para 250bar, não apresentou diferenças significativas para o parâmetro Ra, sendo 0,21µm e 0,23µm respectivamente. No entanto, o parâmetro Rz tende a diminuir de forma mais significativa com o aumento da pressão, sendo 1,72µm e 1,39µm para pressões de 150 e 250bar.

Com relação ao parâmetro Ra, o qual representa uma média aritmética dos valores absolutos das ordenadas $Z(x)$, à similaridade dos resultados não diz respeito a alguma irregularidade no processo. O aumento da pressão no *Deep-rolling*, não necessariamente deve resultar em melhora na rugosidade. Pressões demasiadamente altas tendem a deteriorar a integridade superficial, causando falhas por cisalhamento e danos à superfície [21]. A vista disso, a maior pressão de 250bar utilizada, não foi suficiente para causar um dano severo na superfície a ponto de prejudicar a rugosidade. No entanto, altas pressões podem deslocar grande quantidade de material, fazendo com que os vales sejam preenchidos acima da linha média, formando então, novos picos [22]. Tal fenômeno, pode justificar a similaridade do parâmetro Ra entre as pressões utilizadas. Por outro lado, a maior pressão de 250bar foi mais efetiva para preencher os vales mais profundos, resultado em menores valores de Rz quando comparado com a pressão de 150bar.

3.2. MICRODUREZA E MICROESTRUTURA

Os perfis de microdureza Vickers e ultramicrodureza são apresentados na Figura 2 (a) e (b) respectivamente. O *Deep-rolling* provocou um aumento de dureza para ambas as pressões utilizadas quando comparada com a condição usinada. O perfil de ultramicrodureza (Figura 2 – (b)) evidencia que com o aumento da pressão (150→250bar), a dureza superficial também aumenta. Esse aumento da dureza está atrelado as deformações plásticas causadas pelo *Deep-rolling* as quais são superiores para maiores pressões, causando um maior encruamento da região superficial [13]-[22]. Apesar da

dureza se coincidir em profundidades a partir de 2 μm , o perfil de microdureza (Figura 2 – (a)) demonstra que nas profundidades de 50-100 μm , a pressão de 250bar apresenta valores superiores em relação à condição de 150bar. O aumento da pressão causa um aumento nas tensões desenvolvidas no material, as quais são máximas na região subsuperficial, conforme a teoria de Hertz, um pico de dureza na subsuperfície pode ser obtido [20]-[23].

A profundidade da camada afetada pelo *Deep-rolling* pode ser considerada como o ponto em que os valores de dureza se aproximam do estado de recebimento. Para ambas as pressões utilizadas, a profundidade da camada afetada considerada foi de aproximadamente 900 μm . A literatura demonstra que, o aumento da pressão tende a aumentar gradualmente a camada deformada e conseqüentemente o perfil de dureza [13]-[22]. No entanto, isso depende das propriedades do material tratado [16]. À medida que a deformação imposta se aproxima do limite de deformação do material, o aumento da pressão tende a ter uma menor influência.

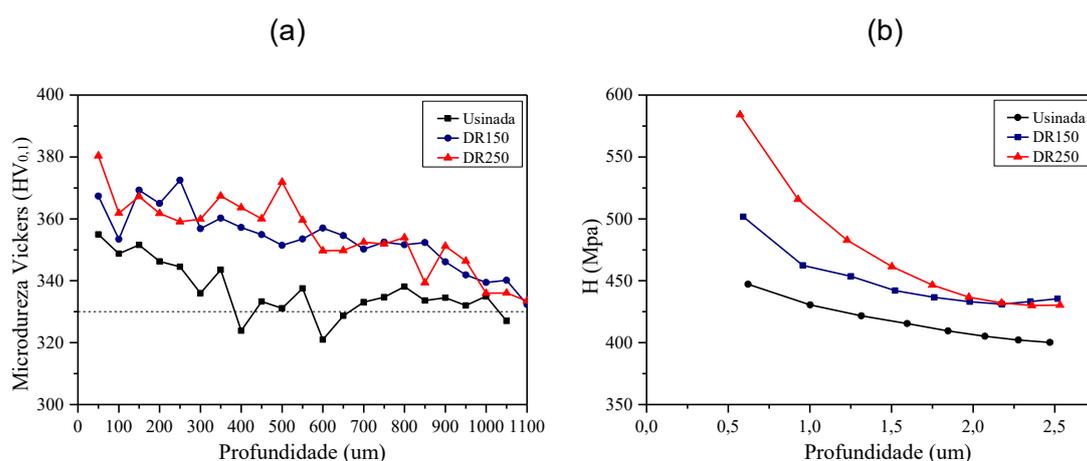


Figura 2 – Perfis de dureza – (a) microdureza Vickers (b) Ultramicrodureza.

O aumento da dureza resultante das deformações plástica superficiais corrobora com as análises via microscopia óptica da microestrutura (Figura 3). Próximo à superfície é observado uma região de alta deformação (3 μm), sendo perceptível um direcionamento da microestrutura (deformação) em uma profundidade de 20 μm e 30 μm para as pressões de 150 e 250bar respectivamente.

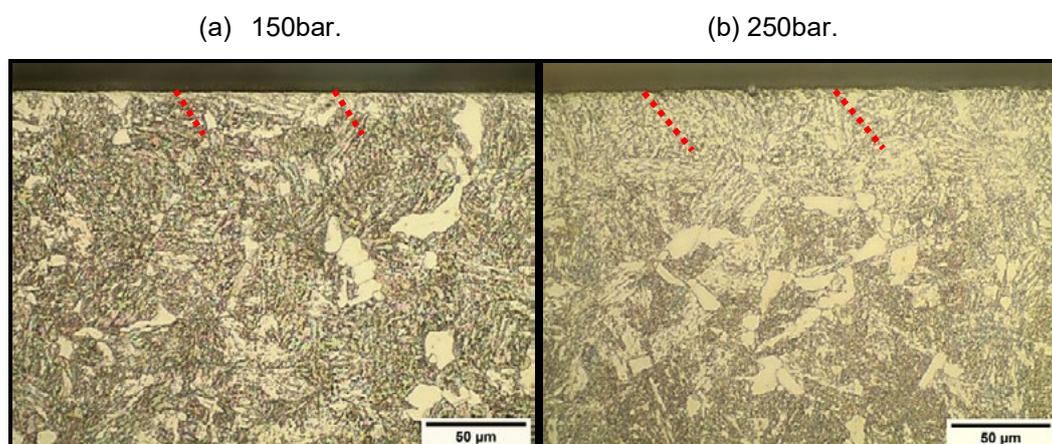


Figura 3 – Microestrutura das amostras após o *Deep-rolling*.

As deformações plásticas podem causar transformações de fases, as quais podem interferir na microestrutura e dureza da camada subsuperficial. O aço bainítico de resfriamento contínuo em

estudo possui microconstituintes M/A dispostos entre as ripas de ferrita bainítica, desta forma, uma transformação de fases durante a deformação plástica a frio pode ter ocorrido e contribuído para um aumento da dureza nas regiões de maior deformação. No entanto, não foi possível realizar nesta etapa do trabalho um mapeamento do percentual de austenita retida da superfície em direção ao núcleo das amostras tratadas.

3.3. TENSÕES RESIDUAIS

As tensões residuais superficiais exibidas pela Figura 4, demonstram que a aplicação do *Deep-rolling* na pressão de 150bar não promoveu tensões residuais mais compressivas que a condição prévia (usinada). Este resultado pode ter relação com a acomodação das tensões na superfície devido a deformação. Além disso, a maior intensidade das tensões residuais compressivas para a condição usinada deve-se a usinagem dos corpos de prova, principalmente, devido a etapa de acabamento, onde baixos valores de avanços (0,06mm/rev. neste caso) tendem a proporcionar tensões residuais compressivas.

Embora a condição usinada contenha tensões residuais compressivas, elas não apresentam grande profundidade, tendendo a zero a partir de 50-75 μ m. Já as condições com *Deep-rolling*, por outro lado, apresentaram tensões residuais compressivas em profundidades superiores a 300 μ m. A profundidade das tensões é regida pela deformação superficial causada, à qual é influenciada principalmente pelo parâmetro da pressão. No entanto, a resistência a deformação do material influencia na capacidade de deformação imposta pelo processo e por consequência nas profundidades e intensidades das tensões residuais obtidas. Para uma mesma pressão de processo do *Deep-rolling*, um material laminado apresentara profundidade e intensidade das tensões residuais compressivas distintas quando comparadas ao mesmo material temperado e revenido por exemplo [13]-[16]. Para as condições utilizadas neste trabalho, as pressões de 150 e 250bar, apesar de apresentarem tensões residuais mais compressivas com o aumento da pressão, os perfis de tensões residuais compressivas são similares, tanto na intensidade quanto na profundidade.

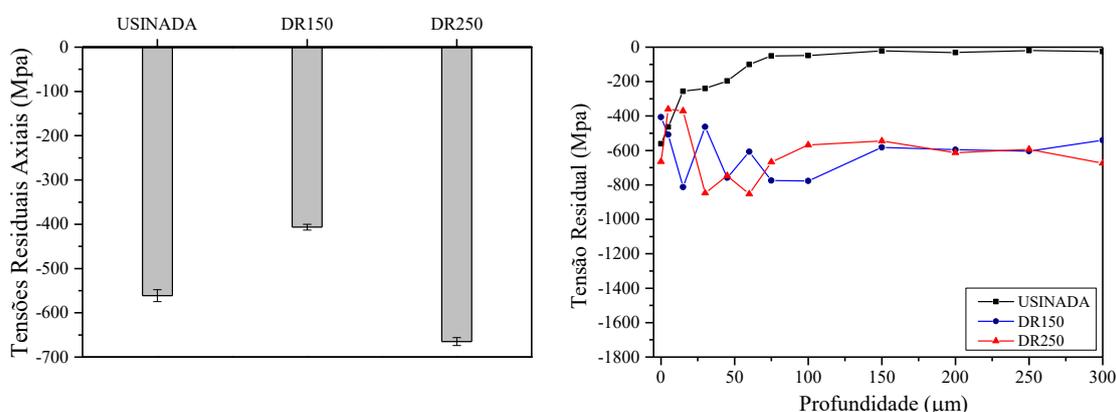


Figura 4 – Gráfico das Tensões Residuais – (a) Superficiais (b) Perfil de Tensões Residuais.

4. CONCLUSÕES

A aplicação do *Deep-rolling* no aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 apresentou resultados interessante no que diz respeito os benefícios que este tratamento pode aferir a superfície dos materiais:

- A rugosidade em termos de parâmetro Ra foi reduzida em aprox. 40% para ambas as pressões;

- A dureza superficial aumenta com a aplicação do processo, à qual é acrescida com o aumento da pressão. A dureza é máxima na superfície e diminui em direção ao núcleo, com uma profundidade de 900µm para ambas as pressões.
- Ambas as condições utilizadas (150 e 250bar), apresentaram um perfil de tensões residuais compressivas, a qual apresenta profundidades superiores a 300µm.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi executado com o suporte da CAPES – Programa BRAGECRIM (Processo no. 88881.142485/2017-01 – auxílio n° 1844/2017) e CAPES – PROEX (Processo 23038.000341/2019-71) e CNPq (processo n° 435795/2018-0. Felipe Canal agradece ao CNPq pela bolsa de mestrado (processo n° 130473/2021-9.) e A. S. Rocha agradece ao CNPq pela bolsa PQ (processo n° 316374/2021-0).

5. REFERÊNCIAS

- [1] BURAKWSKI T, WIERZCHON T. Surface Engineering of Metals - Principles, Equipment, Technologies. Analysis. 1999;(1997)
- [2] ALIOFKHAZRAEI M. Modern Surface Engineering Treatments. InTech 2013.
- [3] BADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels: Theory and Practice. 3. ed. [S. l.: s. n.], 2015.
- [4] DALCIN, Rafael Luciano et al. Microestrutura e Propriedades de Desgaste do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 Nitretado a Plasma em Diferentes Temperaturas. Revista Matéria, [S. l.], 15 out. 2019.
- [5] WANG, Kaikai. Microstructure-property relationship in bainitic steel: The effect of austempering. Materials Science & Engineering A, [S. l.], p. 120-127, 9 ago. 2016.
- [6] WANG, S. C. et al. - "The effect of alloying elements on the structure and mechanical properties of ultralow carbon bainitic steels". IN: China Steel Technical Report, n. 6, 1992, pp 1 - 9.
- [7] XAVIER, Marcos Domingos. A morfologia da Bainita, [S. l.], jun. 2009.
- [8] SCHULZE, V. Modern Mechanical Surface Treatment. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. 2006.
- [9] FISCHER, A., SCHOLTES, B., & NIENDORF, T. On the Influence of Surface Hardening Treatments on Microstructure Evolution and Residual Stress in Microalloyed Medium Carbon Steel. In Journal of Materials Engineering and Performance (Vol. 29, Issue 5, pp. 3040–3054). Springer, 2020.
- [10] ALTENBERGER, I. Deep Rolling-the Past, the Present and the Future. 2005.
- [11] LOH, N.H; TAM, S.C; MIYAZAWA, S. Statistical analyses of the effects of ball burnishing parameters on surface hardness. Wear 129, 1989.
- [12] KLOCKE, F.; LIERMANN, J. Roller burnishing of hard turned surfaces. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 38, n. 5–6, p. 419–423, 1998.
- [13] ABRÃO, A. M., DENKENA, B., KÖHLER, J., BREIDENSTEIN, B., & MÖRKE, T. The influence of deep rolling on the surface integrity of AISI 1060 high carbon steel. Procedia CIRP, 13, 31–36. (2014, a).
- [14] RODRÍGUEZ, A., LÓPEZ DE LACALLE, L. N., CELAYA, A., FERNÁNDEZ, A., & LAMIKIZ, A. Ball burnishing application for finishing sculptured surfaces in multi-axis machines. International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems, 4(3–4), 220–237 (2011).
- [15] DELGADO, P., CUESTA, I. I., ALEGRE, J. M., & DÍAZ, A. State of the Art of Deep Rolling. Precision Engineering, 46, 1–10. 2016.
- [16] ABRÃO, A. M., DENKENA, B., KÖHLER, J., BREIDENSTEIN, B., MÖRKE, T., & RODRIGUES, P. C. M. The influence of heat treatment and deep rolling on the mechanical properties and integrity of AISI 1060 steel. Journal of Materials Processing Technology, 214(12), 3020–3030 (2014, b).
- [17] BACH, F. W., MÖHVALD, K., LAARMANN, A., & WENZ, T. Modern Surface Technology Edited by. In Science and Technology, 2006.
- [18] MARTINS M. A. Efeito dos parâmetros de torneamento e do roleteamento sobre a integridade superficial do aço ABNT 4140. 2019.
- [19] DELGADO, P., CUESTA, I. I., ALEGRE, J. M., & DÍAZ, A. State of the Art of Deep Rolling. Precision Engineering, 46, 1–10. 2016.
- [20] ALTENBERGER, I. Deep Rolling-the Past, the Present and the future. 2005.

- [21] LUCA, L.; NEAGU-VENTZEL, S.; MARINESCU, Effect of Working Parameters on Surface Finish in Ball-Burnishing of Hardened Steels. Precision Engineering v29. 2005.
- [22] FIGUEIREDO, F. S. D. Influência do teor de carbono sobre a integridade superficial de aços submetidos à operação de roleteamento. Dissertação de Mestrado – UFMG, 2019.
- [23] RICHARDS, M. D., MATLOCK D. K., SPEER J. G. Deep Rolling Response of Notched Medium Carbon Bar Steels. SAE Technical Papers Series, 01-2004.
- [24] DENKENA, B; GROVE, T; MAISS, O. Influence of hard turned roller bearings surface on surface integrity after deep rolling. 3rd CIRP Conference on Surface Integrity (CIRP CSI), [S. l.], p. 359-362, 2016.



Fatores Econômicos na Análise de Ferramentas de Forjamento por Simulação

Economic Factors in Forging Tool Analysis

Rudinei G. Waltrick⁽¹⁾
Alisson S. Lima⁽¹⁾
Rodrigo R. Lobenwein⁽²⁾
Alisson S. Duarte^(2,3)

RESUMO

A análise de matrizes de forjamento via simulação numérica se torna cada vez mais presente na indústria. A investigação cuidadosa tem desmistificado ações ineficazes com foco único na alteração da matéria prima ou no processo de confecção dessas matrizes, dando luz à investigação acerca do projeto da ferramenta definido para o forjamento. Este artigo apresenta casos de melhoria na qualidade de ferramentas de forjamento que somente foram possíveis frente à abordagem de simulação via QForm UK, incluindo eliminação de quebras e redução de desgaste e, conseqüentemente, resultando no aumento de vida útil dessas ferramentas. Fatores econômicos impactados pelas análises de ferramentas durante a simulação, resultando em alterações na prática, foram definidos e correlacionados.

Palavras Chave: Fator econômico, Ferramenta de forjamento, Matriz de forjamento, Trincas nas matrizes, Quebras nas matrizes, Simulação, Custo.

Abstract

Forging die analysis by numerical simulation has been largely implemented in the industry. As a result, old approaches based on material exchanging and die manufacturing procedures has been replaced by minutious virtual investigation. Business cases focused on dies quality improvement are presented in this paper by using QForm UK, including fracture and wear reduction, and as a consequence resulting in a longer die life. Economic factors influenced by simulation die analysis, which promoted modifyings in the practice, have been correlated together.

Keywords: Engrenagem, Coroa, Forjamento, Quebra, Dobra, Simulação.

⁽¹⁾ Minusa, rudinei_waltrick@minusa.com.br e alisson_lima@minusa.com.br

⁽²⁾ SIXPRO Virtual&Practical Process, contato@sixpro.pro

⁽³⁾ UFMG, alissonds@ufmg.br

1. INTRODUÇÃO

A falha por fratura em matrizes de forjamento possui relação com a solicitação das mesmas a tensões elevadas. Quando trativas, essas tensões são particularmente danosas. A matriz axissimétrica fraturada mostrada na Figura 1 (a) sofreu trincas radiais provenientes de tensões elevadas e trativas na direção tangencial (ou circunferencial). Esquemáticamente, observa-se na Figura 1 (b) que as pressões exercidas sobre a superfície da cavidade da matriz durante o forjamento resultam em tensões trativas tangenciais, capazes de fraturar a matriz.

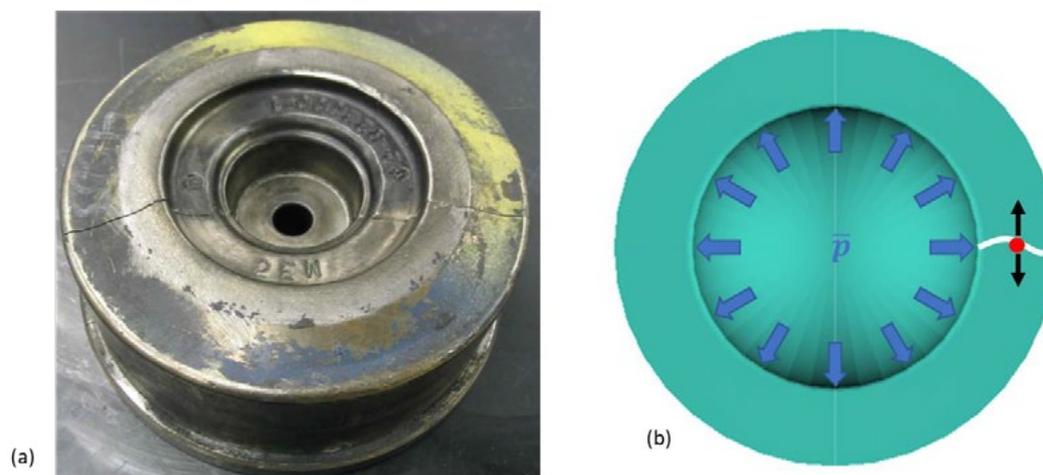


Figura 1 – (a) Falha em matriz de forjamento [1] e (b) vista de cima esquemática de uma matriz inferior representando tensões trativas em um ponto causadas pela pressão de forjamento [2].

De maneira mais direta, é possível calcular as tensões exercidas em matrizes durante o seu forjamento e correlacioná-las com falhas evidenciadas em prática. Observa-se a falha mostrada na Figura 2. A simulação do processo foi realizada via QForm UK (Micas Simulation Ltd., Oxford, UK), com atenção a análises na matriz que resultaram em tensões consideravelmente elevadas e predominantemente trativas na região em que se apresentou fratura na prática. Para tanto, calculou-se a tensão efetiva de von Mises (Eq. 1), mostrando que a tensão resultante foi alta, e também a tensão média (Eq. 2), indicando que as tensões foram majoritariamente positivas e, portanto, trativas. As tensão efetiva máxima atingiu um valor próximo de 1.600 MPa, sendo esse o valor do Limite de Escoamento do material da matriz à temperatura ambiente. Já a tensão média atingiu um valor positivo de 540 MPa, evidenciando uma condição trativa na região.

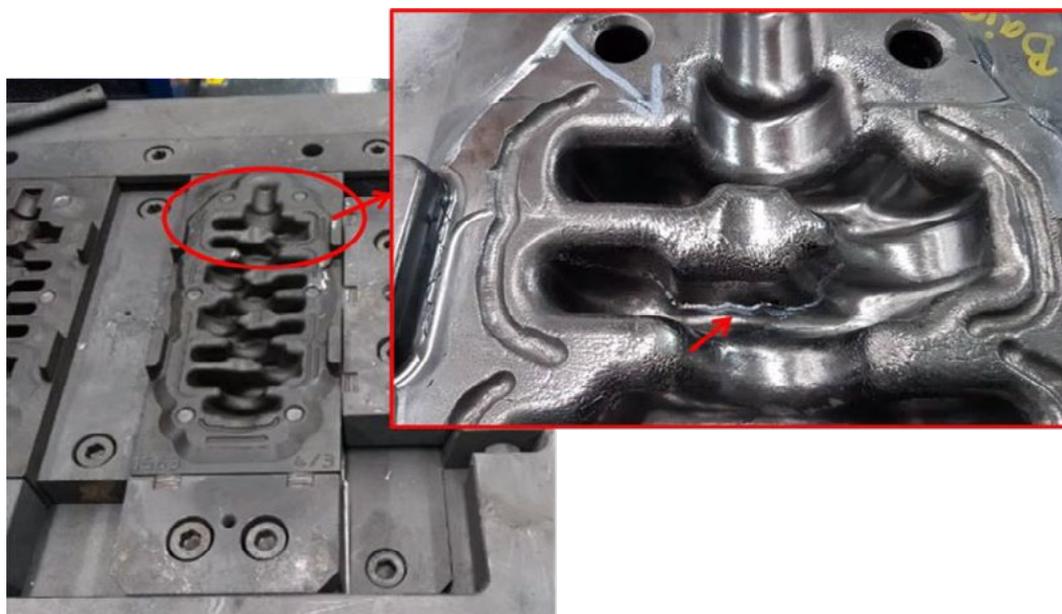


Figura 2 – Falha em matriz complexa de forjamento [3].

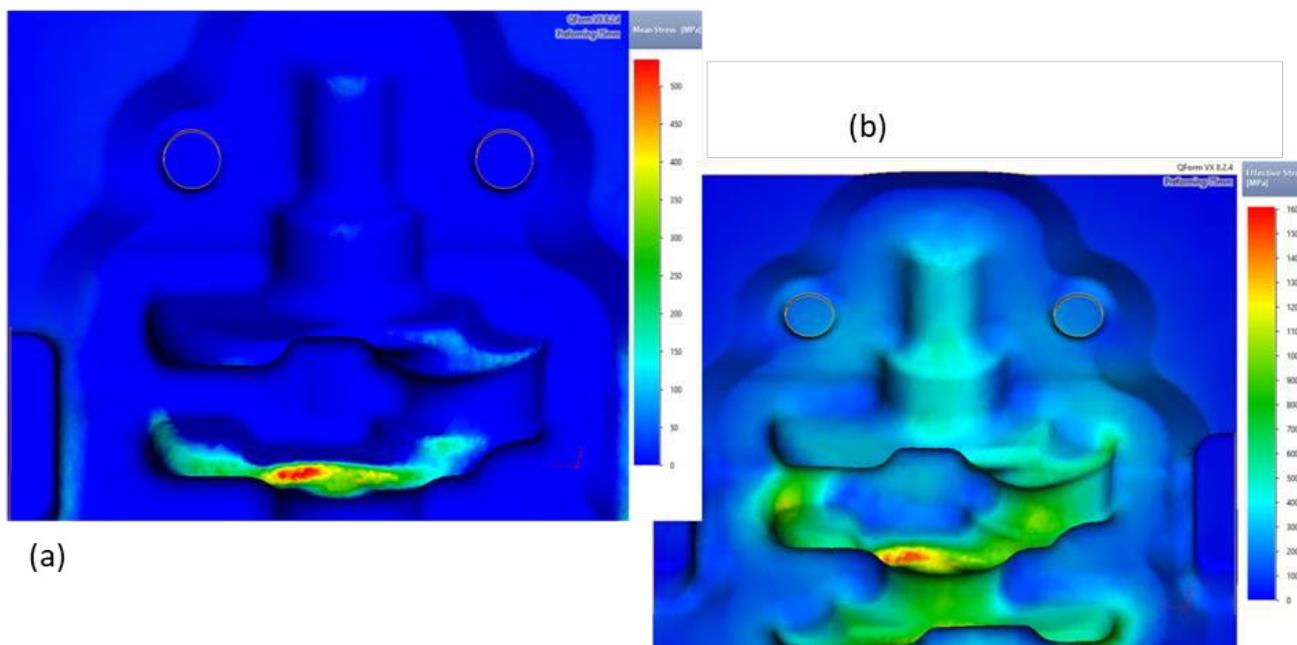


Figura 3 – Análises por simulação na região de falha: (a) tensões médias bastantes trativas (atingindo 540 MPa) e (b) elevadas tensões efetivas (atingindo 1.600 MPa) [3].

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (\text{Eq. 1})$$

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]^{1/2}, \quad (\text{Eq. 2})$$

onde σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais.

Um dos possíveis mecanismos de ocorrência dessas fraturas é a fadiga termomecânica de baixo ciclo. Uma fratura por fadiga de baixo ciclo pode ser observada em uma matriz na Figura 4 (a). A simulação via QForm UK mostrada na Figura 4 (b) indicou que a trinca por fadiga se iniciou com apenas 233 ciclos (número de peças forjadas). Novamente, observa-se que a trinca por fadiga possui correlação direta com a magnitude das tensões envolvidas, uma vez que a tensão média e a tensão efetiva são elevadas na mesma regiões que apresentou fadiga, tanto na simulação (Figura 5) quanto na prática.

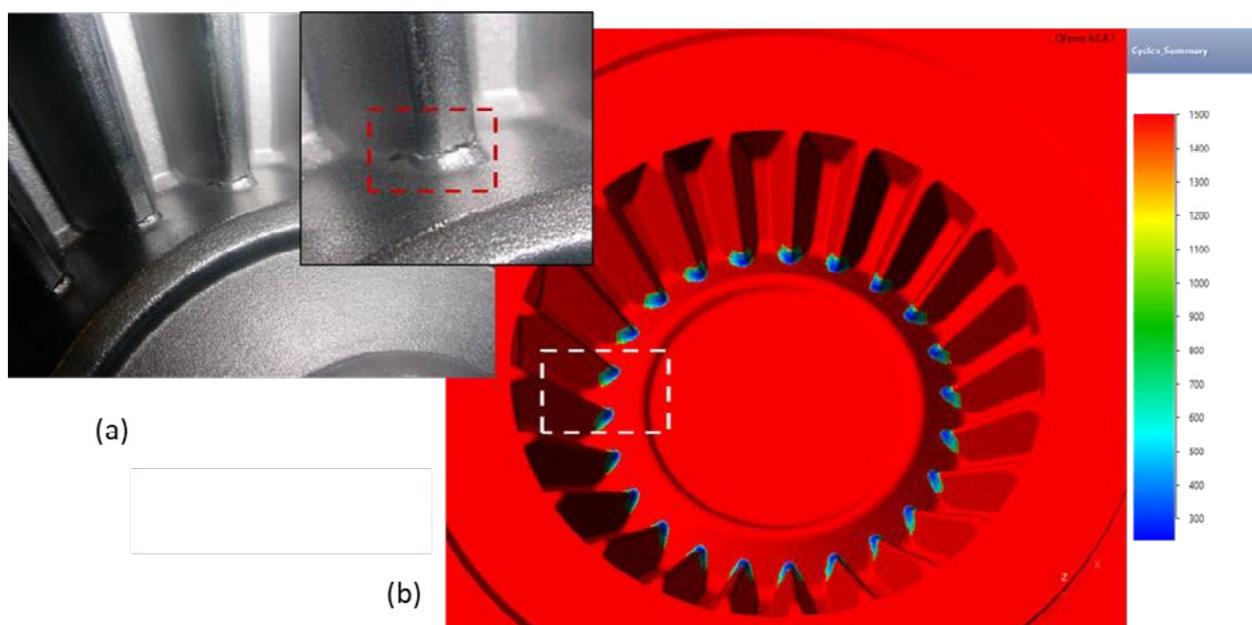


Figura 4 – Análise de fadiga: (a) prática e (b) simulada (233 ciclos) [3].

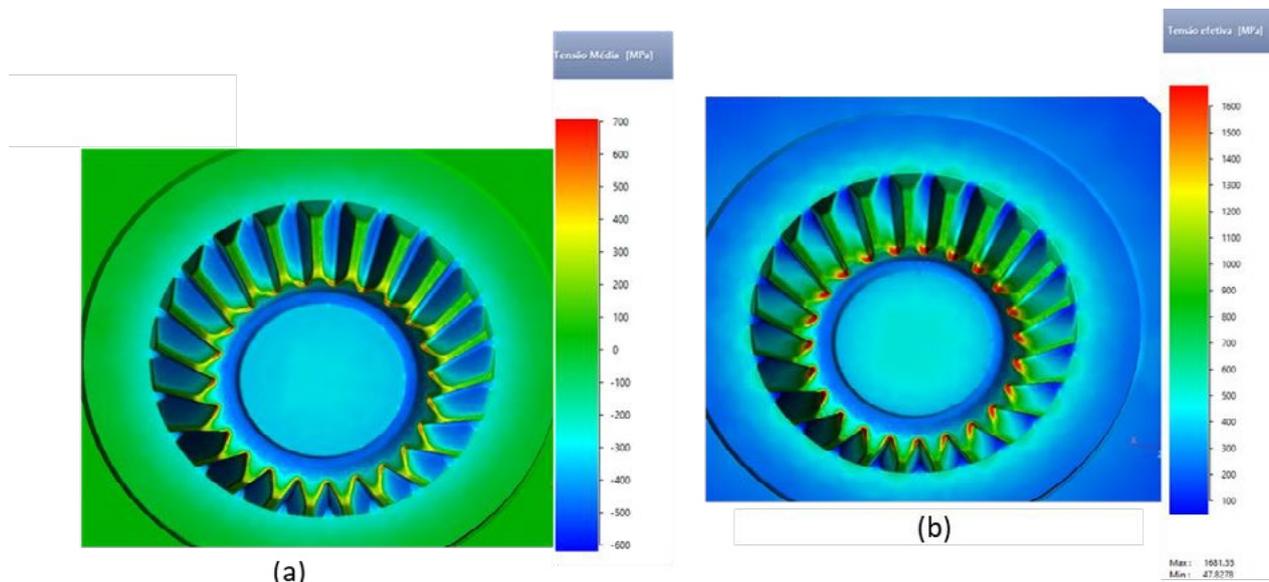


Figura 5 – Análises por simulação na região de fadiga: elevadas (a) tensões médias (atingindo 700 MPa) e (b) efetivas (atingindo 1.700 MPa) [3].

O desgaste em ferramentas também possui relação direta com as tensões sofridas, as quais são provocadas pelas pressões e pelas tensões cisalhantes exercidas na superfície da matriz. De acordo com o modelo de Archard, o desgaste, w , depende, entre outras variáveis, da pressão, p , regulada por um coeficiente empírico, a , e da tensão cisalhante, τ (Eq. 3). Coeficientes empíricos são demandados para que se obtenha uma previsão da vida útil em fadiga, por exemplo, em profundidade por quantidade de peças forjadas. Quando esses coeficientes não são definidos ou mesmo correlacionados com valores de desgaste em prática, é possível trabalhar com o conceito de desgaste relativo. O desgaste em uma determinada ferramenta está demonstrado na Figura 6, bem como a previsão do desgaste relativo por pressão para esta mesma ferramenta.

$$w \propto (p^a, \tau, \dots). \quad (\text{Eq. 3})$$

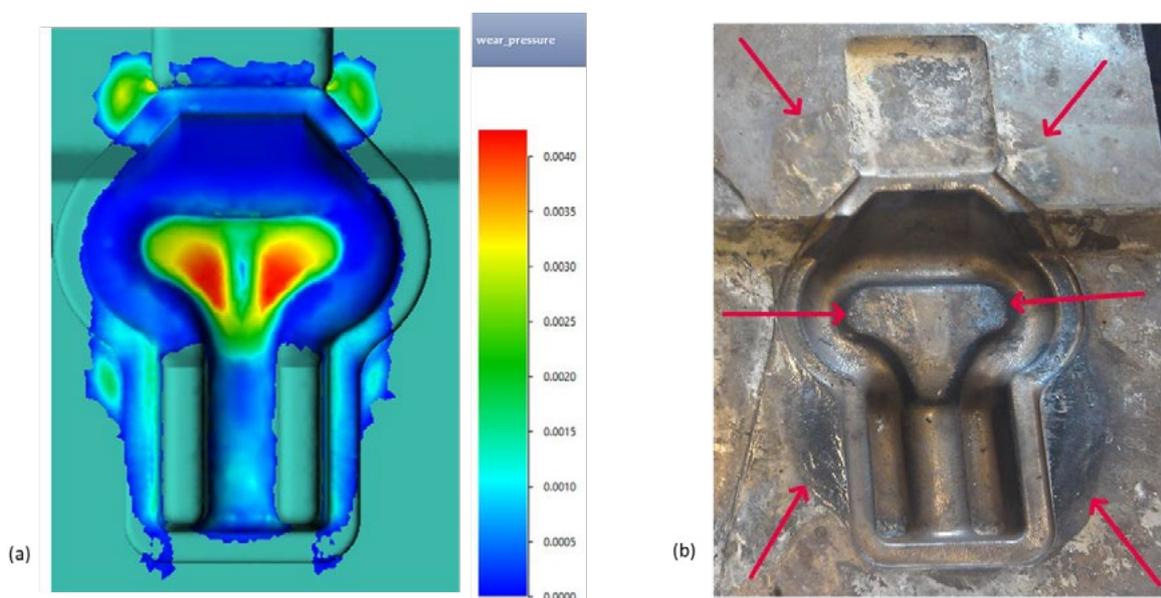


Figura 6 – Comparação entre o (a) desgaste relativo simulado e a (b) inspeção visual do desgaste na prática [3; cortesia: PJSC].

Por fim, este artigo tem foco na conclusão econômica frente a uma abordagem de redução ou eliminação de falhas em matrizes com base apenas em análises de tensões efetivas. Estando a tensão efetiva relacionada com falhas nas matrizes, foram compreendidos diferentes estudos de caso.

2. ESTUDOS DE CASO

Diversos fatores econômicos podem ser considerados na definição da redução de custos e no ganho de oportunidade quando se é implementada a simulação do processo de forjamento através do Método dos Elementos Finitos. Embora o conjunto de fatores econômicos possa variar e até mesmo apresentar elevada complexidade, boa parte desses fatores estão apresentados na Figura 7, tendo como objeto central a simulação de um forjamento a quente via QForm UK (Micas Simulation Ltd., Oxford, UK).

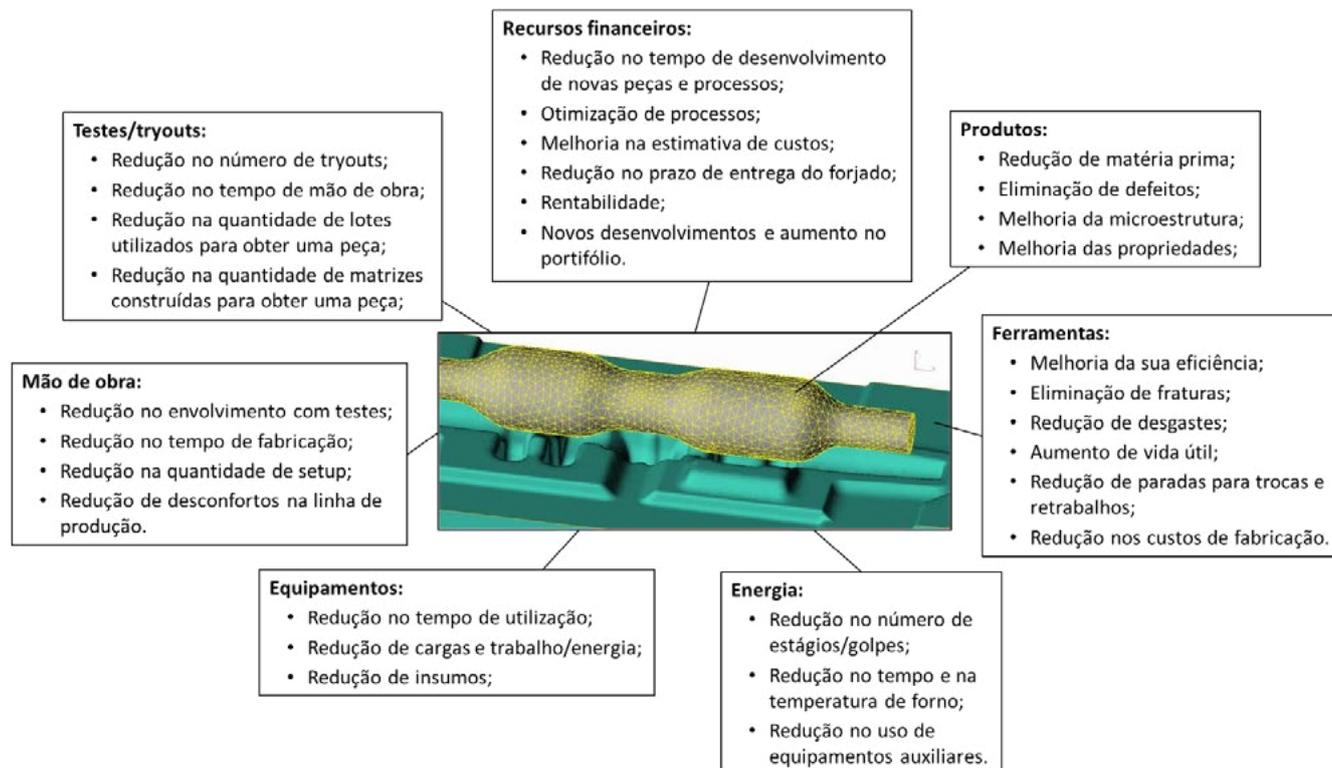


Figura 7 – Fatores econômicos realizáveis no uso da simulação no forjamento.

Os casos que se seguem possuem foco na análise de ferramentas de forjamento, buscando pontuar alguns fatores econômicos em cada caso. Entende-se que a análise das ferramentas é atividade inerente à investigação por simulação e que, portanto, possui influência em todos os fatores descritos na Figura 7. Vale mencionar que embora todos os casos abordados neste artigo tenham utilizado a simulação via QForm UK para serem solucionados, não foram apresentadas as simulações em todos os casos por uma questão de confidencialidade.

O primeiro caso abordado trata-se de trincas ocorridas em uma *matriz para o forjamento de um flange*. Na sua primeira versão, esta matriz sofreu trinca durante a sua atuação. Esta trinca está evidenciada na Figura 8 (a). Buscando controlar a ocorrência de uma trinca catastrófica nesta matriz, aumentou-se a quantidade de paradas no processo para retrabalhar a matriz. De maneira simplificada, esses retrabalhos consistiam em interromper o processo, efetuar a desmontagem das matrizes, movimentar para a área de ferramentaria e preparar todos os equipamentos para efetuar o retrabalho. Então pré-usinar a matriz (abrir a matriz para acrescentar solda), efetivamente acrescentar a solda e depois realizar a usinagem final. Vale ressaltar ainda que todo o processo de soldagem é estritamente controlado, bem como, manutenção da temperatura do material de base, aplicação de almofada e eletrodo específico ao material de base, limpeza e isenção de qualquer escória e posterior alívio de tensões proveniente do processo de deposição. Depois de tudo isso, realizar a movimentação e todo o setup para dar início ao processo de forjamento novamente.

Claramente, diversos fatores relacionados *Ferramentas, Energia, Equipamentos, Mão de obra e Recursos financeiros* foram envolvidos nesse caso. Além do mais, a melhoria nesta ferramenta envolve os demais fatores, eliminando *Tryouts* (feitos via simulação) e garantindo o *Produto*, frente às alterações na matriz.

Como exemplo, considerando-se apenas os tempos de pré-usinagem, solda e usinagem final, contabilizou-se 5, 25 e 12 horas, respectivamente, totalizando 42 horas. No entanto, com o uso da simulação, foi possível reduzir consideravelmente as tensões efetivas requeridas na matriz, conforme pode ser visto na Figura 8 (b). Os valores máximos de tensão efetiva caíram de 2.000 para menos de 1.000 MPa. Isso reduziu consideravelmente a presença de trincas na nova matriz, possibilitando eliminar as etapas de pré-usinagem e de solda e reduzir o tempo da usinagem final de 12 para 7 horas. Isso representou uma redução total de 42 para 7 horas, ou seja, uma redução no tempo de ferramentaria de 83%. Não somente esses fatores podem ser contabilizados e traduzidos em valores financeiros, mas todos os demais fatores estabelecidos na Figura 7 podem ser abordados e compor os ganhos que se tem com a simulação.

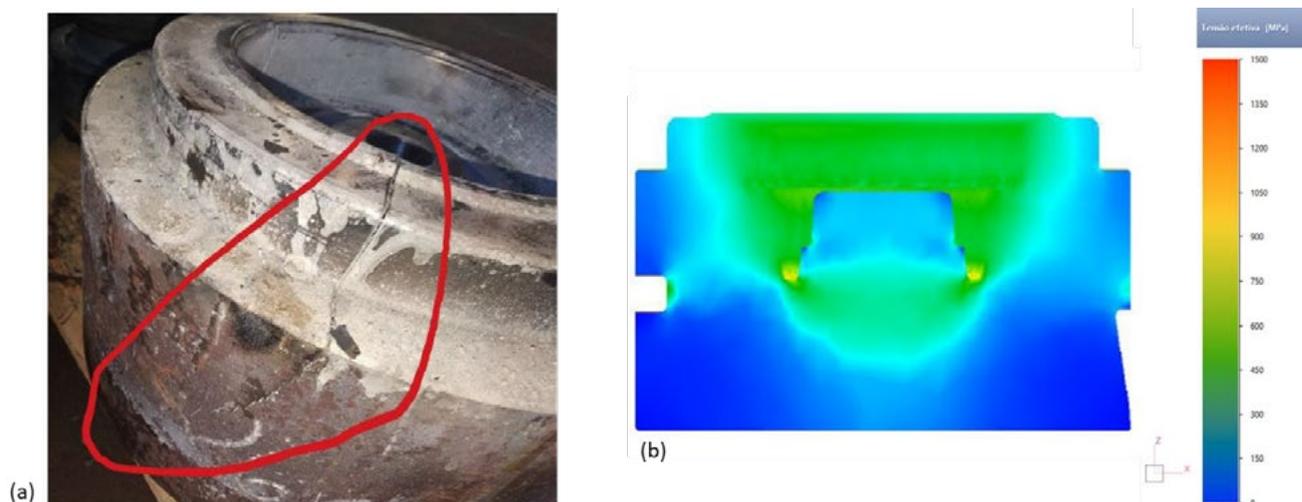


Figura 8 – (a) Matriz antiga apresentando quebra e (b) novo projeto da matriz sendo testado via simulação, resultando em tensões efetivas reduzidas e mais adequadas.

O segundo caso considerado foi a *matriz para o forjamento de segmentos de roda motriz*. O aspecto da fratura desta matriz pode ser visto na Figura 9. A tecnologia de forjamento inicial resultou em inúmeras fraturas catastróficas em várias matrizes desta família de peças. Isso provocou linha de produção parada, setups perdidos, desconforto na linha de produção, consumo excessivo de aço ferramenta e de tempo de fabricação, entre vários outros.

Em casos como este, é comum as soluções serem focadas na contestação da qualidade do aço ferramenta adquirido, ou na prática de tratamento térmico realizada pelo fornecedor. Entretanto, foi com a simulação via QForm UK que a forjaria encontrou as respostas, viabilizando o processo de forjamento e realizando uma considerável redução de custos em todos os aspectos já mencionados até aqui. Novamente, todos os fatores econômicos ficaram em evidência frente à necessidade de se encontrar uma solução via simulação.



Figura 9 – (a) Produto projetado que causou a (a) quebra da matriz inferior (aspecto da fratura nas duas metades).

Por último, o terceiro caso abordado foi o *punção para o forjamento de buchas*. Analisando as tensões efetivas e o desgaste relativo nas simulações, otimizou-se a geometria dos punções de forjamento, conforme mostrados os punções antes e depois da modificação na Figura 10. A ponta do punção é a parte que entra em contato direto com a peça de trabalho aquecida, sofrendo assim maior desgaste.



Figura 10 – Punção (a) antigo e (b) novo.

Os lotes de Buchas forjadas giram em média na quantidade de 8.000 peças. Anteriormente, a vida útil média dos punções eram de 2.500 peças. Após produzir essa quantidade de peças, esses punções precisavam ser retrabalhados com solda. No entanto, com a melhoria validada e concluída, os punções atuais ganharam uma vida útil média de 8.000 peças. Sendo assim, com apenas punção foi possível concluir um lote inteiro de buchas forjadas. Além disso, após o término de cada lote de 8.000 peças, só os processos de usinagem e polimento já são suficientes para recuperar os punções. Essa recuperação é possível de ser feita sem a necessidade de deposição de solda. No entanto, após o uso por três lotes, 24.000 buchas, a recuperação com solda é necessária.

Existe uma quantidade considerável desses punções, pois cada tipo de bucha tem o seu punção. Inclusive, não somente os punções de forjamento foram otimizados, mas também os punções de furação e as facas de rebarbação. Praticamente, eliminou-se o setup intermediário desse processo e ganhou-se em produtividade. Novamente, os fatores econômicos descritos até aqui são de considerável importância para prever a significativa redução de custos com este processo.

3. Conclusões e considerações finais

Com base no desenvolvimento dos três estudos de caso apresentados, foi possível definir fatores econômicos que influenciam na determinação dos benefícios da simulação. Além disso, pôde-se mostrar a existência de estreita correlação entre esses fatores e as melhorias de ferramentas de forjamento apresentadas.

Logo, o uso e aquisição de um software de simulação normalmente não deve ser compreendido como um custo, mas como um verdadeiro investimento. Com o uso da simulação, torna-se viável o desenvolvimento de novos processos, a otimização de processos correntes e a redução de custos.

Em especial, para quem trabalha diretamente na produção, poder quantificar o número de peças que um ferramental pode produzir é de extrema importância para a eficiência de cada linha de produção. Tanto a produção quanto a ferramentaria possuem ganhos. No caso das ferramentarias, por exemplo, o retrabalho em ferramentas se torna reduzido e outras despesas como mão de obra, insumos, eletrodos, ferramentas de usinagem etc. são minimizados.

4. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

1. Bergeron, J. C., Burns, E., Bushie, J., Sandberg, H. e Heuvel, A. V. *Failure Analysis of H13 gear blank forging dies*. Gear Solutions, p58-69, May, 2014.
2. Duarte, A. S. *Análises de matrizes no forjamento*. Coluna Simulação Computacional, Revista Forge, Abril de 2020.
3. QForm UK. *Business cases*. QForm files, 2020.



41st SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ON DEVELOPING METHODS FOR SIMULATION-AIDED LAYOUT OF COMPLEX HOT SHEET METAL FORMING PROCESSES

Naveen Krishna Baru ⁽¹⁾

Tobias Teeuwen ⁽²⁾

David Bailly ⁽³⁾

Gerhard Hirt ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Gas-based hot sheet metal forming processes enable production of complex parts from high-strength aluminum alloys, especially for lightweight design. In these processes, the gaseous forming medium results in uniform loading on the sheet and a better stress distribution, which altogether increase the formability. The complex thermomechanical interactions within these processes mandate development of an accurate and robust FE modelling methodology, which is however not straightforward due to numerous process aspects and unknown parameters. The current study proposes an approach for development of methods for accurate modelling and simulation of gas-based hot forming of AA6010 sheets. The approach involves calibration of material and process parameters with help of a series of laboratory experiments and further investigation of modelling parameters with complex benchmark geometries. The overall approach can be transferred for developing the simulation methods for various modern hot forming processes. The currently developed methods can be directly used as basis for simulation-aided layout of the relevant gas-based aluminum hot forming processes.

Keywords — Aluminum hot forming, Gas-based forming, Finite element method, Simulation

⁽¹⁾ Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen, Germany, naveen.baru@ibf.rwth-aachen.de.

⁽²⁾ Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen, Germany, tobias.teeuwen@ibf.rwth-aachen.de.

⁽³⁾ Dr.-Ing.; Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen, Germany.

⁽⁴⁾ Prof. Dr.-Ing.; Institute of Metal Forming (IBF), RWTH Aachen, Germany.

1. INTRODUCTION

To lower the emissions and aid an eco-friendly mobility, apart from using clean energy and improving fuel-efficiency, lightweight design is nowadays intensively explored. Automobile components made of lightweight 6xxx and 7xxx aluminum alloys of high specific strength results in an optimal trade-off between the weight and structural functional properties. To form these alloys, novel warm and hot forming processes are invented where gaseous forming medium is used to uniformly distribute the forming load and increase the sheet formability and achievable part complexity. In the past two decades, several gas-based rapid hot sheet metal forming processes such as hot metal gas forming, hot die forming, high speed blow forming, etc. were developed. These processes use innovative approaches for improving formability of aluminum alloys thereby enabling the manufacturing of complex lightweight components.

The development of gas-based hot forming processes is quite challenging due to the complex temperature and strain rate dependent material behavior. Moreover, continuously evolving thermomechanical and tribological interactions between the tools, workpiece and the forming medium influence the effective material formability and resulting component properties. Without in-depth understanding of these interactions, development and optimization of these processes is cumbersome.

FE simulations assist in in-depth process understanding by showing the sheet deformation and evolution of the process variables. Therefore, FE simulation model is becoming a mandatory element of industrial product and process development, and serves as a cost and resource efficient means for realizing a new lightweight component. Since the gas-based forming processes involve complex interactions, a systematic determination of the modelling parameters and verification of the fidelity of different modelling and simulation aspects is necessary. In this work, an approach and the methods developed for establishing the FE models of gas-based hot forming process are shown.

2. REQUIREMENTS OF HOT SHEET METAL FORMING PROCESS SIMULATIONS

In order to model a hot forming process, the significant process aspects should be understood and quantified. The foremost aspect is the material behavior under process conditions. Next to that, the process parameters such as process duration, gas-pressure rate, blank holder force, etc. are necessary. Apart from these, uncontrollable aspects such as tribology and heat transfer mechanisms always prevail and significantly influence the forming process. So, these aspects should also be characterized and sufficiently replicated within the simulations.

Within the modern rapid gas-based hot forming processes, the material undergoes complex thermomechanical deformations at high strain rates. Therefore, temperature and strain rate dependent material data until high strains is necessary [1]. For high temperature flow curve determination of high strength steels, hot tensile tests are suitable and are commonly used. Aluminum alloys however exhibit low strain hardening and consequently early necking during a tensile test, which makes it suboptimal for high strain flow curve determination. Therefore, hot layer compression tests are being used for flow stress determination [2]. Alternatively, non-conventional testing methods such as hot gas bulge test [3] or hot biaxial tensile test [4] can be used. However these tests are not yet known to be used for determination of flow curves of high strength aluminum alloys. Nowadays, several modern test methods are being developed for hot flow curve determination. These tests however have challenging test setup requirements and complex specimen preparation methods.

In aluminum forming at elevated temperature, the friction coefficient depends on the tool and workpiece materials and their surface roughness, lubricant, temperature and contact pressure [5]. For determination of the friction coefficient, direct experimental methods such as strip drawing test, classical pin-on-disc test, twist compression test, etc. can be used. Another important interaction, the heat transfer also depends on the tool material, surface roughness, lubricant material, temperature and the contact pressure [6]. In order to determine the heat transfer parameters for hot forming processes, experimental methods mainly involve holding and compressing the specimen in between the dies, while measuring the temperature histories with thermocouple. However, these techniques are quite cumbersome and mandate complex testing facilities and numerous experiments. Inverse methods can be used for an easy and effective determination of characteristic parameters without requirement of the specific test setup. Examples of application of inverse method for identification of

friction coefficients and for the heat transfer parameters are given in [7] and [6] respectively. The work [8] in addition shows a method of inverse determination of convection heat transfer coefficient with help of simulations.

Apart from the necessary input parameters, process simulations also require the knowledge of the suitable numerical modelling and simulation methods. For instance, material modelling, discretization, etc. An important aspect is to accurately model the softening flow behavior of aluminum at high temperatures as shown in [9] for a hybrid gas-based forming process. Moreover, during gas-based forming of geometrically complex components, large deformation occurs at the sharp edges and small radii due to sheet stretching. The suitable discretization approach and element types can be sometimes limited, as shown in [2]. Element size here plays a major role in predicting the sheet thickness at radii [10]. At corners, sufficient element size must be ensured with help of techniques such as adaptive remeshing [11].

Within the current study, the input parameters for the numerical simulation of a modern gas-based forming process are determined with help of a single laboratory test concept via inverse methods. Using different laboratory scale sheet metal parts of increasing geometrical complexity, the numerical modelling aspects are successively investigated, refined and validated.

3. DETERMINATION OF INPUT DATA FOR PROCESS SIMULATIONS

In the current study, gas-based hot forming of the precipitation hardening aluminum alloy EN AW-6010 is investigated. Firstly, the process is analyzed and the significant interactions within the process as well as the physical parameters to quantify them are identified. Following this, the process-relevant input parameters are extracted via different characterization and inverse techniques. By intentionally varying the process boundary conditions so that only one unknown interaction is dominating the process, each of the characteristic parameters are successively calibrated. After that, the input data is implemented for setting up the models of laboratory parts of varying complexity.

3.1. Process analysis at laboratory scale and identification of crucial parameters

In order to understand the process and its crucial aspects, a laboratory test setup for forming a simple axisymmetric part is realized. The test setup consists of die and blank holder at elevated temperature under nearly isothermal conditions. The sheet is placed in between the tools, conductively heated up and solution heat-treated for 20 minutes and then loaded with pressurized gas as shown in the Figure 1. The gas enters the forming chamber through the outlet in the upper blank holder whereas the tools are held against each other with a user-defined blank holder force over the process time to retain sufficient gas pressure for forming the sheet.

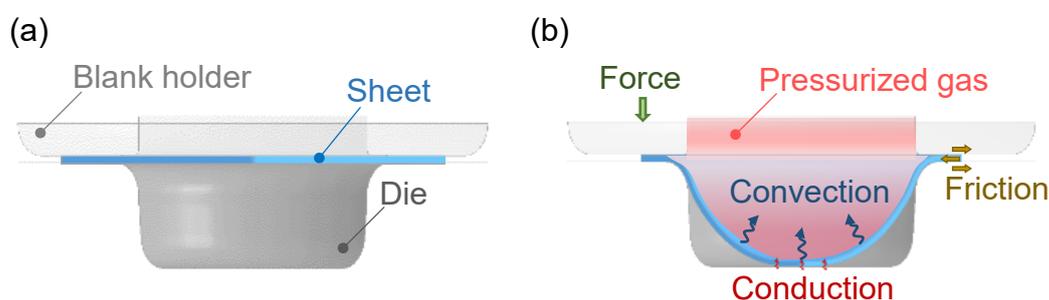


Figure 1: (a) Setup of gas-based hot forming of a simple axisymmetric part and (b) significant interactions within the process.

It is observed that during the forming process, the sheet first cools down via forced convection due to pressurized gas and then heats up again upon contact with the hot tools. Since the material flow stress is temperature dependent, it is important to determine the heat transfer coefficients corresponding to these mechanisms for a reliable process modelling. Furthermore, the draw-in of the sheet significantly depends on the lubricant material and the corresponding friction conditions. These

crucial aspects highly influence the process outcome and need to be considered within the process model. Apart from these, the material flow curves under the prevailing temperatures are necessary for reliable prediction of the material flow and resulting properties of the formed component.

3.2. Determination of heat transfer coefficients

In the current study, the process relevant heat transfer coefficients are calibrated via simplified methods neglecting the complex inter-dependencies. The temperature drop in the workpiece due to forced convection depends on the pressure rate and the sealing condition, which further depends on the defined blank holder force. To account for these dependencies, calibration experiments are performed on a 4 mm thick blank for different combinations of pressure rate and blank holder force. With help of two embedded thermocouples as shown in Figure 2a, the temperature evolution at the center of the blank approximately 1 mm away from the upper and lower surfaces is continuously measured during the experiment. The specimen is then exposed to pressurized gas for ten seconds and then the valves are closed. The specimen cooled down during this time and then its temperature increased due to contact with the hot tools.

The convection heat transfer coefficient and the thermal contact conductance are calibrated inversely by reproducing the experimentally measured temperature profiles within the simulations. The corresponding FE-Model (Figure 2b) with tools and blank is built in LS-Dyna and thermal simulations are performed since the blank deformation is negligible. The specimen is discretized with eight solid elements over the thickness. An instance of the experimentally measured and simulated temperature profiles is shown in Figure 2c.

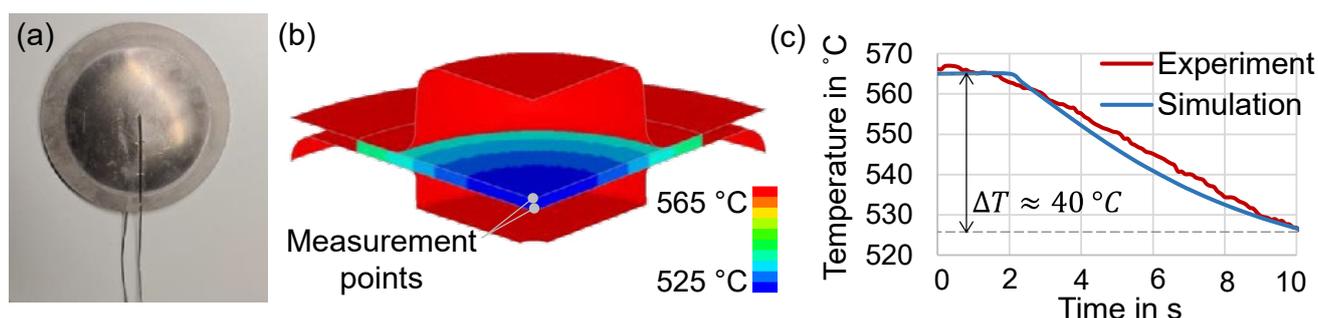


Figure 2: (a) Specimen used for calibration of the heat transfer coefficients, (b) Model setup and (c) an instance of experimental and simulated temperature profiles.

According to the applied blank holder force and the defined rate of gas pressure rate, the heat transfer parameters are interpolated and used for the process modelling hereafter.

3.3. Determination and validation of material data

The process-relevant temperature and strain rate dependent flow curves until high strain of 0.7 shown in Figure 3a are determined via layer compression test. During the layer compression tests, the frictional effects are kept to minimum by choosing the height to diameter ratio of the specimen to be 1.5. Anisotropy is found to be negligible due to dissolution of microstructure during the solution heat treatment before the testing.

In order to validate the material parameters, an axisymmetric FE-model (Figure 3c) of the forming process (Figure 3b) is setup. The flow curves are modelled via thermo-viscoplastic material card. The parts are formed while restricting the sheet draw-in by applying a high blank holder force of 75 kN. Through this, the influence of friction, which is not yet quantified, is kept to minimum. The previously calibrated convection heat transfer coefficient is used for modelling the cooling of the sheet during the forming process.

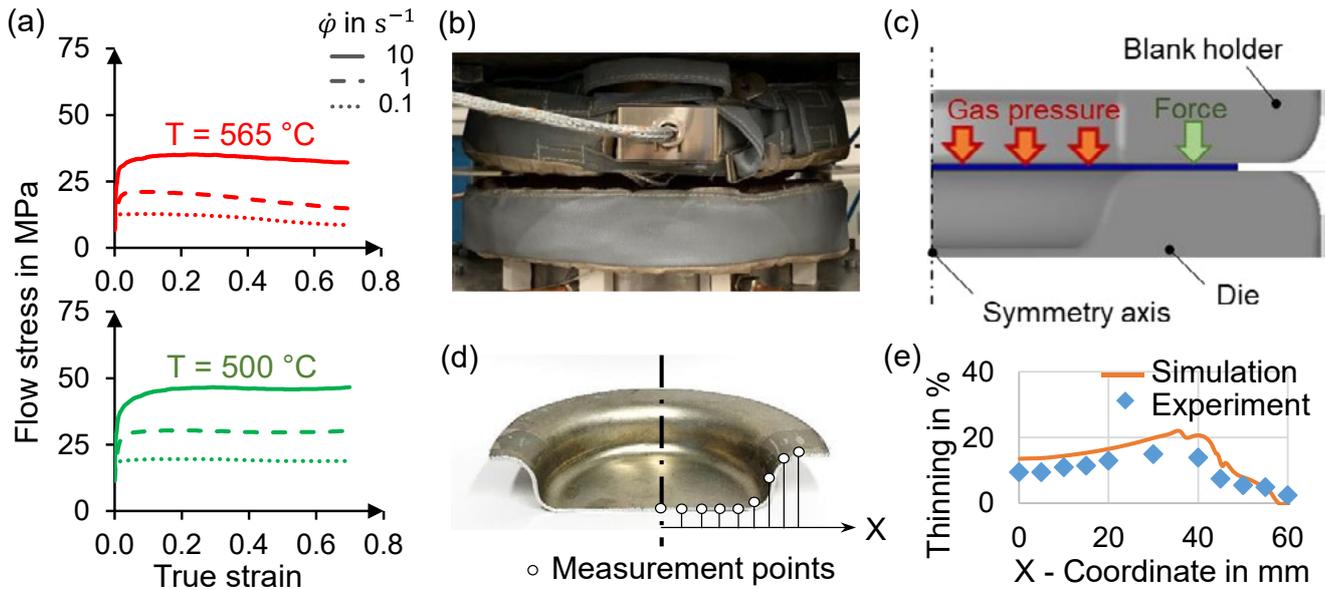


Figure 3: (a) Flow curves, (b) laboratory test, (c) FE model setup, (d) measuring points and (e) comparison of thinning.

Upon comparison of the results shown in Figure 3, it can be seen that the experimental and simulated thinning correspond to each other. The material data is thus validated and suitable for modelling the gas-based hot forming processes.

3.4 Determination of friction coefficient

Friction conditions significantly influence the sheet draw-in during forming and the resulting thinning distribution within the part. An inverse approach is used in order to calibrate the friction coefficient for the boron nitride used in this study. A lower blank holder force varying from 20 to 50 kN along with a gas pressure rate of 50 bar/s is applied so that the sheet draws in during forming process. Within the corresponding FE-model, the friction coefficient is calibrated by matching the simulated sheet thinning and draw-in to the experimentally measured values. It can be inferred from the Figure 4b that the Coulomb friction coefficient is roughly 0.14.

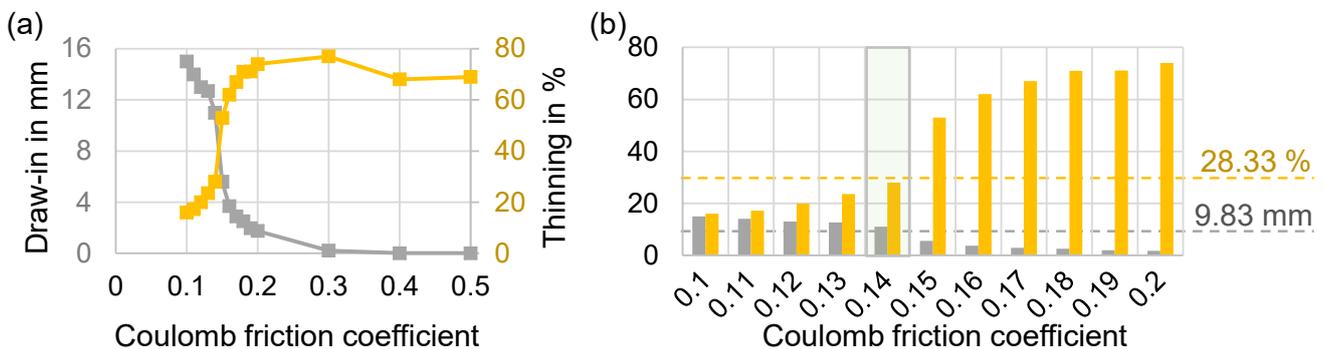


Figure 4: (a) Variation of the maximum thinning and draw-in of the sheet for different friction coefficients and (b) identified value of friction coefficient based on experimentally measured values.

With this, the parameters of the most important boundary conditions necessary for modelling of gas-based hot forming processes are determined.

4. DEVELOPMENT OF SUITABLE FE MODELLING AND SIMULATION METHODS

After the identification and validation of the input parameters, investigations regarding the modelling aspects are performed. Since the sheet metal forming simulations are normally performed in 3D, the current process model is built in 3D in LS-Dyna and first of all different discretization aspects are investigated. After that, the methods are transferred to relatively complex 3D laboratory parts and further aspects are investigated.

4.1 Investigation of 3D FE discretization aspects

In order to check the discretization aspects, the aforementioned axisymmetric cup forming process is taken as the basis. Within the corresponding 3D FE-Models, three different discretization options – shell, thick-shell and solid elements available in LS-Dyna as shown in Figure 5 are used for the discretization of the initial blank. For all these cases, mesh convergence analyses were initially performed to select a suitable element size. The experimental thinning measurements are used to validate the results. A comparison of the results obtained with different element forms is shown in the Figure 5.

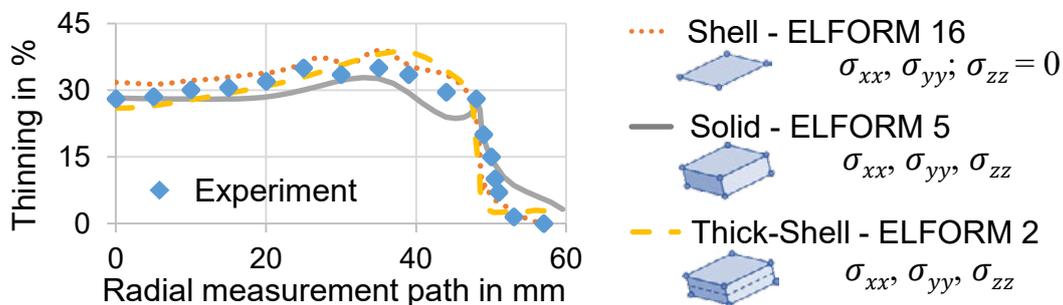


Figure 5: Thinning results from experiment and simulations with different types of discretization in LS-Dyna [2].

As already described in the previous study [2], depending on the thickness of the initial blank, slightly different results were predicted by different element types. For the 2 mm thick sheet investigated in the current study, the typically used shell elements are sufficient for the discretization of the sheet. The only draw-back of the shell elements is their inability to model the through thickness stresses. When the normal stress is high enough to cause reduction in sheet thickness, solid elements should be used for capturing this deformation. For thick sheets investigated in [2], a slight reduction in the sheet thickness is observed towards the edge of the part in the flange region. The solid and thick-shell elements captured this deformation better than the shell elements. However, they are computationally expensive compared to the shell elements.

4.2 Verification for different 3D strain states

To evaluate if the modelling method and the 3D shell elements are also effective for relatively complex strain paths and strain states occurring during the gas-based hot forming processes, a cross-die specimen is investigated. The tools within the previous laboratory test are replaced with the form of a cross-die and the simulations as well as experiments are performed. The blank geometry is modified according to the cross-die specimen where an octagonal blank is slenderized and filleted so that it draws in uniformly from the flange. In order to achieve sufficient pressure accumulation to form the cross-die specimen completely, a higher sealing force is necessary. Therefore, the applied blank holder force is set to increase from 10 to 75 kN during the forming process.

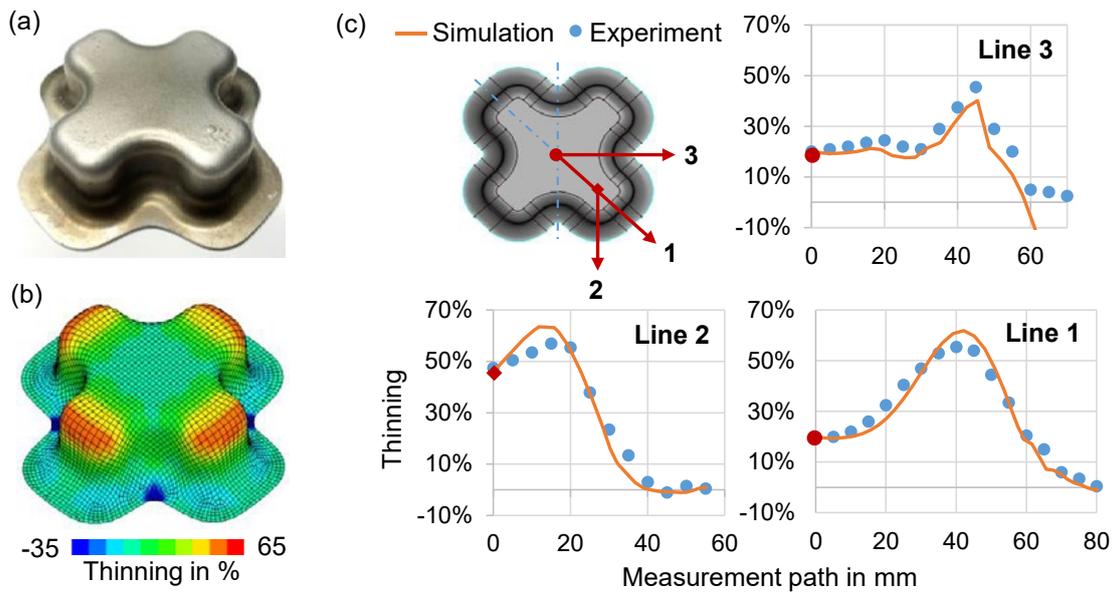


Figure 6: (a) Cross-die specimen from (a) experiment, (b) simulation and (c) associated thinning curves [2].

Upon comparing the results along the characteristic symmetry lines (Figure 6c), it can be seen that the deviations between the experiments and simulations are minor. Through this, it can be said that the input data and the FE modelling methodology is also applicable for different strain states.

4.3 Verification for complex geometrical scenarios

Gas-based hot forming processes are capable of producing geometrically complex components with sharp edges and corners, stepped features and local protrusions due to enhanced material ductility and formability. The modelling method should be able to represent these complex geometrical features and the associated large deformation of the sheet. For modelling method verification and robustness analysis, a complex benchmark test with different geometrical scenarios, strain states and strain paths as shown in Figure 7 is developed [12].

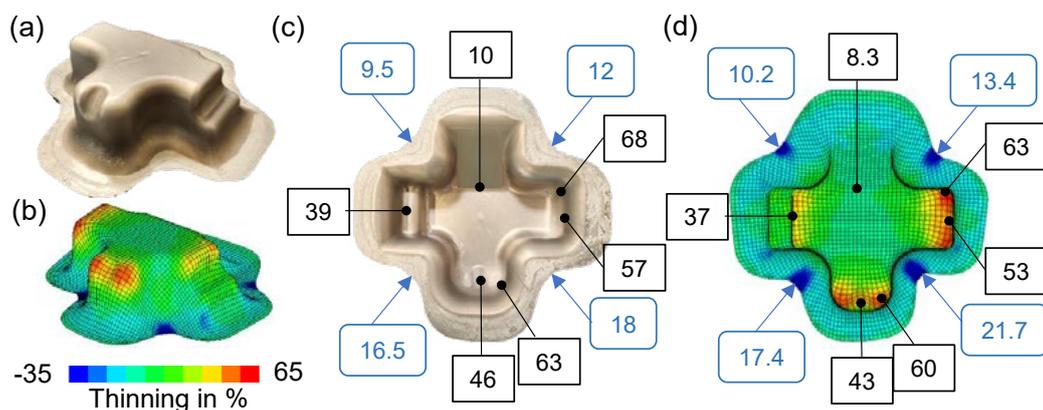


Figure 7: Benchmark from (a) experiment and (b) simulation with thinning in % (black dots) and draw-in in mm (blue arrows) in (c) and (d) [12].

Very high thinning occurred in the right and lower arms in the Figure 7b and 7c. The results show slight deviations between simulations and experiments. This can be due to evolving friction coefficient due to high surface enlargement. The draw-in deviation is moreover due to the compressive normal stresses and outward material flow within the experiments.

Due to the small radii and sharp corners, the linear quadrilateral elements currently used for discretization are geometrically insufficient for modelling. Therefore, the meshing approach need to be

further investigated in order to improve the accuracy of representation of the fine geometrical features. Decreasing the element size is not a reliable option, especially at the corner radii. Adaptive remeshing technique can be used, but frequent remeshing is required to bring down the element size to the necessary minimum at these corners, which also requires high computational effort. Currently, modelling and simulation methods are being developed to model the fine geometrical features accurately at a reasonable computational effort.

5. SUMMARY AND CONCLUSION

In this work, an approach for development of FEM-based CAE methods for simulation of modern gas-based hot forming processes and their validation with help of a series of laboratory tests is presented. The developed CAE methods serve as basis for effective process development and layout of complex industrial gas-based hot forming processes.

REFERENCES

- [1] NEUGEBAUER, R., ALTAN, T., GEIGER, M., et al., 2006. Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures. *CIRP Annals* 55(2):793-816.
- [2] BARU, N.K., TEEUWEN, T., TELLER, M., et al., 2021. On appropriate Finite Element discretization in simulation of gas-based hot sheet metal forming processes. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 1157 012027.
- [3] BRAUN, A., STORZ, J., HIRT, G., 2015. Development of a gas based bulge test for the determination of flow curves for hot sheet metal forming processes, in: *METEC & 2nd ESTAD 2015*, Düsseldorf.
- [4] XIAO, R., LI, X., LANG, L.H., et al., 2016. Biaxial tensile testing of cruciform superalloy at elevated temperatures, *Materials & Design* 94, 286-294
- [5] LIU, Y., ZHU, B., WANG, K., LI, S., ZHANG, Y., 2020. Friction behaviors of 6061 aluminum alloy sheets in hot stamping under dry and lubricated conditions based on hot strip drawing test, *Tribology Int.* 151, 106504
- [6] LIU, X., JI, K., FAKIR, O.E., FANG, H., GHARBI, M.M., WANG, L., 2017. Determination of the interfacial heat transfer coefficient for a hot aluminium stamping process, *J. Mat. Pro. Tech.* 247, 158-170.
- [7] SORGENTE, D., LOMBARDI, A., COVIELLO, D., et al., 2022. A strain-dependent model for the coefficient of friction in the tool-blank interaction in superplastic forming. *J. Man. Pro.* 73:791-798.
- [8] TROMBE, A., SULEIMAN, A., LE MAOULT, Y., 2003. Use of an Inverse Method to Determine Natural Convection Heat Transfer Coefficients in Unsteady State. *ASME. J. Heat Transfer.* 125(6): 1017–1026
- [9] HONG, J.H., KIM, H., KIM, W., et al., 2021. Failure with strain localization of aluminum alloy 7075 sheets at elevated temperature and its application to two-step hybrid forming. *Met. Mater. Int.* 28:871-886.
- [10] LUCKEY, S.G., FRIEDMAN, P.A., WEINMANN, K.J., 2007. Correlation of finite element analysis to superplastic forming experiments. *J. Mat. Pro. Tech.* 194 (1-3):30-37.
- [11] GEDIKLI, H., CORA, Ö.N., KOÇ, M., 2011. Comparative investigations on numerical modeling for warm hydroforming of AA5754-O aluminum sheet alloy. *Materials & Design* 32(5):2650-2662
- [12] BARU, N.K., TEEUWEN, T., BAILLY, D., HIRT, G. (2022). A Novel Benchmark Test for Validating the Modelling and Simulation Methodology of Modern Gas-Based Hot Sheet Metal Forming Processes. In: *NUMISHEET 2022. The Minerals, Metals & Materials Series*. Springer, Cham.



Metodologia para Definição de um Forjamento Axissimétrico em até 6 horas

A Six Hours Methodology for an Axisymmetric Forging Design

Guilherme O. Goulart⁽¹⁾
Alisson S. Duarte^(2,3)

RESUMO

A elaboração de processos de forjamento pode ser otimizada utilizando-se uma metodologia bem definida. Motivado pelos desafios de forjamento propostos anualmente nas Olimpíadas de Forjamento do QForm UK, os quais são estabelecidos na indústria parceira, este artigo determina a metodologia de elaboração de um processo de forjamento para uma peça axissimétrica. Com base no produto usinado apresentado na edição 2021, define-se um modelo de raciocínio para a elaboração do forjado e do processo de forjamento, bem como do modelo por elementos finitos e das análises pertinentes via simulação no QForm UK. Além disso, a metodologia fica compreendida em um tempo máximo de desenvolvimento de 6 horas.

Palavras-Chave: Forjamento, Olimpíadas QForm, Método dos Elementos finitos, Análises de Falha.

ABSTRACT

Forging process design optimization is possible by means of a well-defined methodology. Motivated by the QForm UK International Forging Olympiad challenge, using industrial cases, a forging process design for axisymmetric parts is defined and described in this paper. Based on a machined part presented at 2021 Olympiad edition, a methodology to create a forged part geometry and its forging process was described, including a QForm UK finite element setup and its results analysis. This methodology also considers a 6 hours time limit to be applied.

Keywords: Forging, QForm Olympiad, Finite Element Method, Failure Analysis.

⁽¹⁾ Mestrando, Universidade Federal do Rio Grane do Sul, og.guilherme@yahoo.com.br

⁽²⁾ Professor, Escola de Engenharia da UFMG, alissonds@ufmg.br

⁽³⁾ Consultor Técnico, SIXPRO Virtual&Practical Process, alisson@sixpro.pro

1. Introdução

1.1 Preparação

Motivado pela Olimpíada Internacional de Forjamento organizada pela empresa desenvolvedora do software QForm UK (Micas Simulation Ltda., Oxford, UK), este artigo propõe estabelecer uma metodologia para o desenvolvimento de um projeto de forjamento de uma peça axissimétrica em até 6 horas. Embora esta metodologia esteja contextualizada em um cenário de competição, os mesmos procedimentos, cálculos, simulações e análises apresentados são aplicados à definição de qualquer processo industrial de forjamento axissimétrico.

A primeira ação preparatória para a competição foi o treinamento na realização de simulações numéricas com o software, replicando as simulações das competições dos anos anteriores, com o intuito de aprender a utilizar o software e entender os recursos e as respostas de cada análise em um âmbito de competição. A segunda ação preparatória foi um levantamento dos trabalhos que ficaram em primeiro, segundo e terceira colocação nas competições, desde 2016 até 2020, totalizando 22 trabalhos analisados. A partir deste momento, foi iniciada uma comparação dos primeiros colocados com os demais colocados de cada ano buscando verificar quais tópicos os mesmos analisaram além dos respectivos segundo e terceiros colocados. O próximo ponto foi comparar todos os primeiros lugares e o que tinham em comum. Por fim, foi montada a estrutura conforme apresentada neste artigo, no item 3.

Foi visto que a maioria dos relatórios vencedores utilizavam a norma DIN 10243-1 para cálculo das tolerâncias e dimensões. Esses relatórios possuíam muita variação na metodologia de cálculos da rebarba e, portanto, optou-se por utilizar a média dos cálculos de Voigtlander, Vieregge, Neuberger & Mockel e Teterin & Tarnovski [1] [2] [3]. A determinação da peça de trabalho consiste basicamente em cálculos de volume e fator de recalque. Já as dimensões das matrizes não são obtidas através de cálculos, mas foram baseadas em uma tabela.

A maior parte dos relatórios apresentavam análises de tensão, temperaturas, escoamento na superfície (gartfield), vetor de velocidade, fibragem, deformação plástica, tamanho do elemento e preenchimento para a peça. Para as ferramentas, as análises se mantiveram em tensão e temperatura. Um fluxograma com a síntese das etapas para preparação é mostrado na Figura 1.

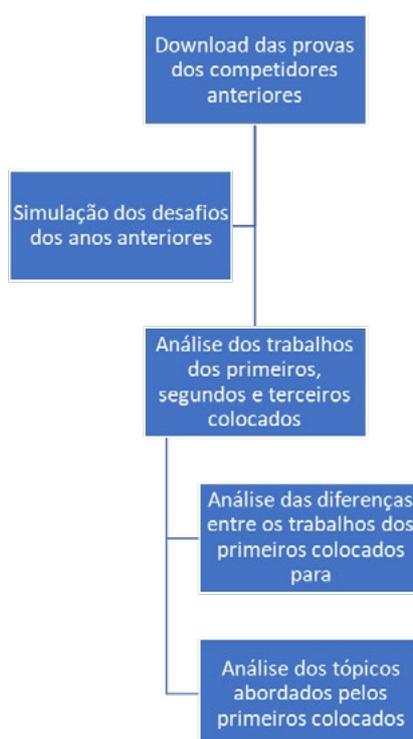


Figura 1 - Ações Preparatórias.

1.2 Desafio

A elaboração da presente metodologia baseou-se em um estudo de caso apresentado como desafio na competição de 2021. A peça usinada objetivada está mostrada na Figura 2. Além disso, foi informada a relação de equipamentos disponíveis na planta de forjamento para a realização do processo, sendo estes: martelos de 3, 5 e 10 ton, prensas mecânicas de 25 e 40 MN e uma prensa de corte de 2.5 MN. Já a composição química do material do forjado foi definido em aço, com a composição química definida na Tabela 1.

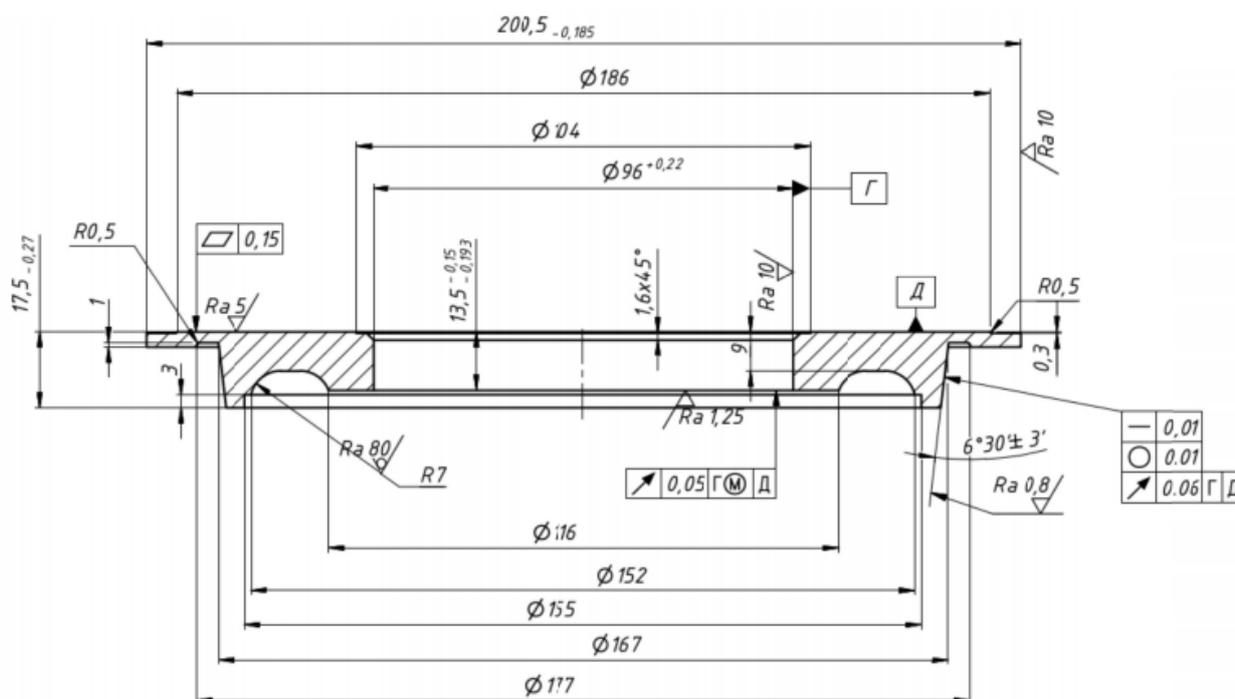


Figura 2 - Desenho da Peça Usinada.

Tabela 1 - Composição química do material da peça.

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.12 – 0.18	0.15 – 0.4	0.4 – 0.6	Máx.: 0.035	Máx.: 0.035	0.4 – 0.7

2. Elaboração do projeto

2.1 Peça forjada

O detalhamento e os métodos utilizados para definição da geometria forjada foram baseados nas informações do caso apresentado como desafio. Logo, utilizou-se a norma DIN 10243-1 como referência para definir as tolerâncias de forjado, a partir do maior comprimento, largura, espessura e altura da peça, bem como da massa da peça e a massa do corpo envolvente. Essa norma estipula uma série de equações com o objetivo de definir grupos de família de forjamento e composição química do material, para então estabelecer as tolerâncias. Dadas as condições apresentadas e com base na norma supracitada, chegou-se à grade de tolerâncias demonstrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Tolerâncias do forjado.

GRUPO I		
Característica	Máximo	Mínimo
Comprimento	1,1	-0,5
Largura / Diâmetro	1,5	-0,7
Altura	1,1	-0,5
Rebarba Admissível	0,8	
Profundidade Corte Admissív.	0,8	
Deslocamento Admissível	0,7	
GRUPO II		
Característica	Máximo	Mínimo
Espessura	1,1	-0,5
GRUPO III		
Característica		
Flexão e empenamento adm.	1	
Distância entre centros normal	±1,1	Largura
Distância entre centros normal	±0,8	Comprimento
Distância entre centros estreita	±0,6	até 1250 mm
GRUPO IV		
Característica		
Altura admissível de ressalto		1,6
Largura admissível de ressalto		0,8

De modo geral, arbitrou-se que as regiões internas e externas dos diâmetros teriam 2,5 mm de sobremetal e as faces superiores e inferiores teriam 3,0 mm de sobremetal. Não foram consultadas normas ou artigos para essa definição. Com isso, realizou-se uma sobreposição da peça usinada com a peça forjada, conforme apresentado na Figura 3.



Figura 3 - Sobreposição: usinado x forjado.

Em seguida, definiu-se a melhor posição para a linha de partição da peça, sendo essa localizada na metade da altura, tanto na região interna quanto na região externa, como apresentado na Figura 4. Com a definição da linha de partição, foram então adicionados ângulos de 3° para garantir a extração da peça.



Figura 4 - Localização da Linha de Partição.

Para definição da rebarba, utilizou-se a média dos resultados encontrados para os métodos de Voigtlander, Vieregge, Neuberger & Mockel e Teterin & Tarnovski [1] [2] [3], os quais utilizam como parâmetros de base a massa do forjado, a área projetada, o maior comprimento, a maior largura, a maior altura e um fator de complexidade. Para o desafio considerado neste caso, a geometria da rebarba foi calculada conforme mostrado na Tabela 3. Com esta metodologia, o forjado final ficou com uma rebarba de 3,0 mm de espessura e uma largura (setor) de 10,3 mm.

Tabela 3 - Dimensões da Rebarba.

Massa (kg)	Área Projetada (mm ²)	Maior Comprimento (mm)	Maior Largura (mm)	Maior Altura (mm)	Fator de Complexidade
2,7962	33294	205,9	205,9	21,5	1
Autor		Espessura (mm)	Tolerância	Relação (W/T)	Setor (mm) Tolerância
VOIGTLANDER		3,3	± 0,2 mm	4,4	14,4 ± 0,5 mm
VIIEGGE		3,6	± 0,2 mm	2,1	7,6 ± 0,5 mm
NEUBERGER & MOCKEL ®		2,6	± 0,2 mm	3,1	7,9 ± 0,5 mm
TETERIN & TARNOVSKI ®		2,7	± 0,2 mm	4,1	11,1 ± 0,5 mm
Média		3,0	± 0,2 mm	3,4	10,3 ± 0,5 mm

A partir dos resultados encontrados no dimensionamento dos elementos da peça forjada, elaborou-se a geometria do forjado apresentada na Figura 5. Os principais elementos de interesse no dimensionamento do forjado estão indicados sequencialmente na Figura 6.

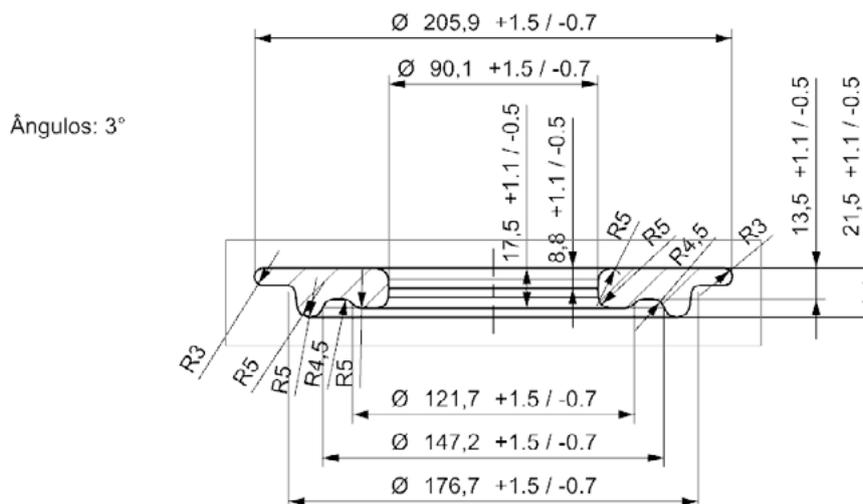


Figura 5 - Geometria da Peça Forjada.



Figura 6 - Dimensionamento de Forjado.

2.2 Processo de forjamento

Primeiramente, determina-se analiticamente a carga de forjamento com o objetivo de selecionar o equipamento a ser utilizado no processo. A carga de processo, C_p , pode ser calculada como

$$C_p = A_p \cdot F_{cp},$$

(Eq. 1)

onde A_p é a área projetada e F_{cp} é um fator utilizado para simplificar os cálculos de carga de forjamento, sendo o seu valor definido arbitrariamente em 600 MPa.

A área projetada é calculada a partir do diâmetro final, que consiste na soma do maior diâmetro do forjado mais o dobro da largura na apartação, D_t ,

$$D_t = D_f + (2 \cdot s_m), \quad (\text{Eq. 2})$$

onde D_f é o maior diâmetro do forjado e s_m é a largura da apartação. Com isso temos uma carga aproximada de 24,1 MN.

Com base na carga calculada, foi possível definir que a prensa mecânica de 25 MN seria apropriada. No entanto, com o objetivo de reduzir a carga exigida para etapa de forjamento, foi considerado uma operação preliminar de recalque, buscando reduzir a altura do tarugo e aproximar o diâmetro da geometria da peça. Ainda, uma terceira e última operação foi definida para remoção da rebarba, utilizando uma prensa de corte de 2,5 MN.

Outro parâmetro de interesse é a definição do volume do tarugo para preenchimento total da peça forjada. O tarugo deve considerar o volume da geometria da peça forjada somado ao volume da rebarba. O volume de um tarugo cilíndrico, V , é

$$V = \frac{D^2}{4} \cdot \pi \cdot h. \quad (\text{Eq. 3})$$

Já o fator de encalque, F_{enc} , é definido como

$$F_{enc} = \frac{h}{D}. \quad (\text{Eq. 4})$$

Combinando as Eqs. 3 e 4, tem-se a definição do diâmetro, D ,

$$D = \sqrt[3]{\frac{V \cdot 4}{\pi \cdot F_{enc}}}. \quad (\text{Eq. 5})$$

Por fim, manipulando as variáveis da equação do fator de encalque, tem-se a definição da altura da geratriz, h ,

$$h = F_{enc} \cdot D. \quad (\text{Eq. 6})$$

Nessa etapa, o parâmetro manipulável é o fator de encalque que deve ser acima de 1 e abaixo de 3. Para este caso, foi atribuído 1,7, chegando então no diâmetro do tarugo de 64,5 mm. Consultando o catálogo de fornecedores de matéria prima [4], seleciona-se a bitola mais próxima de 66,68 mm. Com o diâmetro corrigido, chegou-se na altura de 114 mm. Neste momento, vale mencionar que após algumas simulações, esse comprimento foi corrigido para 120 mm.

2.3 Matrizes

Com o intuito de realizar a sequência de produção já estabelecida, foram modeladas as matrizes de encalque (primeira operação), que consistem apenas em duas faces planas, e as matrizes de forjamento (segunda operação), apresentadas na Figura 7. Para a rebarbação (terceira operação), considerou-se o conjunto mostrado na Figura 8, constituído pelas ferramentas de rebarbar (a), de extração da rebarba (b), agulha (c), extrator da peça (d) e furador (e).

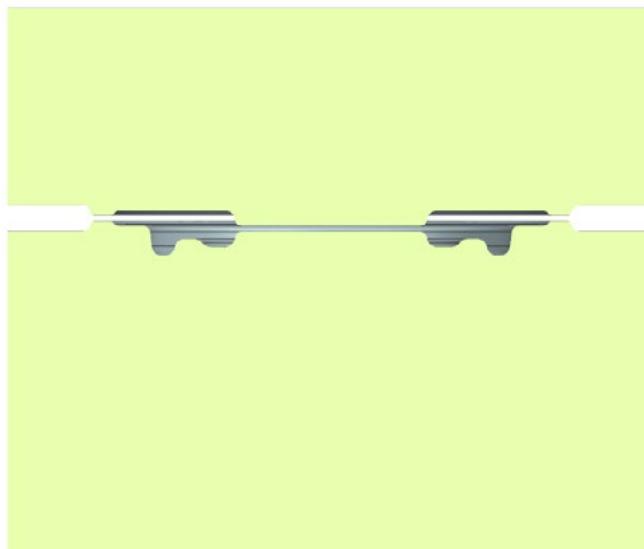


Figura 7 - Matrizes de Forjamento.



Figura 8 - Conjunto de Ferramentas para Rebarbação.

3. Validação do projeto

3.1 Modelo por elementos finitos

A validação do projeto foi realizada através de análises via simulação no software QForm UK. Algumas simulações foram necessárias para testar a tecnologia inicialmente definida, bem como para aprimorar a mesma. Apresenta-se neste texto somente os resultados satisfatórios, ou seja, os últimos resultados obtidos via simulação. A configuração da simulação está definida na Tabela 4 para os processos de encalque, forjamento e rebarbação.

Tabela 4 - Configuração da simulação.

Projeto	
Nome:	P02_OQ
Operação	
Quantidade de Operações:	3
Tipo de Operação:	General Forming
Parâmetros Adicionais:	Com Processo Térmico
Tipo de Problema:	2D Axissimétrico
Geometria	
Conforme Item 2.11 deste relatório	
Parâmetros do Blank	
Material:	15Cr3
Temperatura:	1140 °C
Parâmetros da Ferramenta	
Lubrificante	Grafite + Água (Forjados a Quente)
Material da Matriz:	H13 HRC50
Temperatura:	120 °C (Todas)
Deformação Acoplada:	Sim
Transferência de Calor para Peça:	Sim
Operação de Encalque	
Ferramenta 1	25 MN
Ferramenta 2	Eixo Fixo +OZ
Distância entre Ferramentas:	18 mm
Peça:	-
Ambiente:	20 °C
Ferramentas	Fixadas na mesa
Resfriamento ao Ar:	5 s
Resfriamento na Ferramenta:	3 s
Operação de Forjamento	
Ferramenta 1	25 MN
Ferramenta 2	Eixo Fixo +OZ
Distância entre Ferramentas:	3.3 mm (Rebarba)
Peça:	-
Ambiente:	20 °C
Ferramentas	Fixadas na mesa
Resfriamento ao Ar:	3 s
Resfriamento na Ferramenta:	3 s
Operação de Rebarbação	
Ferramenta 1	2.5 MN
Ferramenta 2	2.5 MN
Ferramenta 3	Eixo Fixo -OZ
Ferramenta 4	Eixo Fixo +OZ
Ferramenta 5	2.5 MN
Deslocamento da Ferramenta	30
Peça:	-
Ambiente:	20 °C

É razoável dizer que o QForm UK consiste em um ambiente de forjamento virtual e, portanto, dispõe de uma prensa virtual para a realização de um processo de forjamento. Entretanto, as análises neste ambiente virtual vão muito além do que qualquer análise possível de ser feita na prática. A começar pelas cargas demandadas em cada operação, obtidas via simulação, apresentadas na Tabela 5. Observou-se que foi possível garantir que a prensa mecânica de 25 MN, pré-selecionada, realmente atenderia à demanda de forjamento.

Tabela 5 - Cargas de Processo.

Processo	Carga (MN)
Encalque	2,96
Forjamento	20,31
Rebarbação	0,43

3.2 Análises no forjado

Analisou-se a distribuição o gradiente de temperatura encontrado no final do processo de forjamento (Figura 9). Esta análise se faz importante pois é necessário avaliar a recristalização e possível região termicamente tratada da peça onde pode-se obter uma microestrutura não desejada. Além disso, a análise do gradiente de temperatura permite avaliar regiões de refino de grão, auxiliada de outras análises, como por exemplo a deformação plástica.

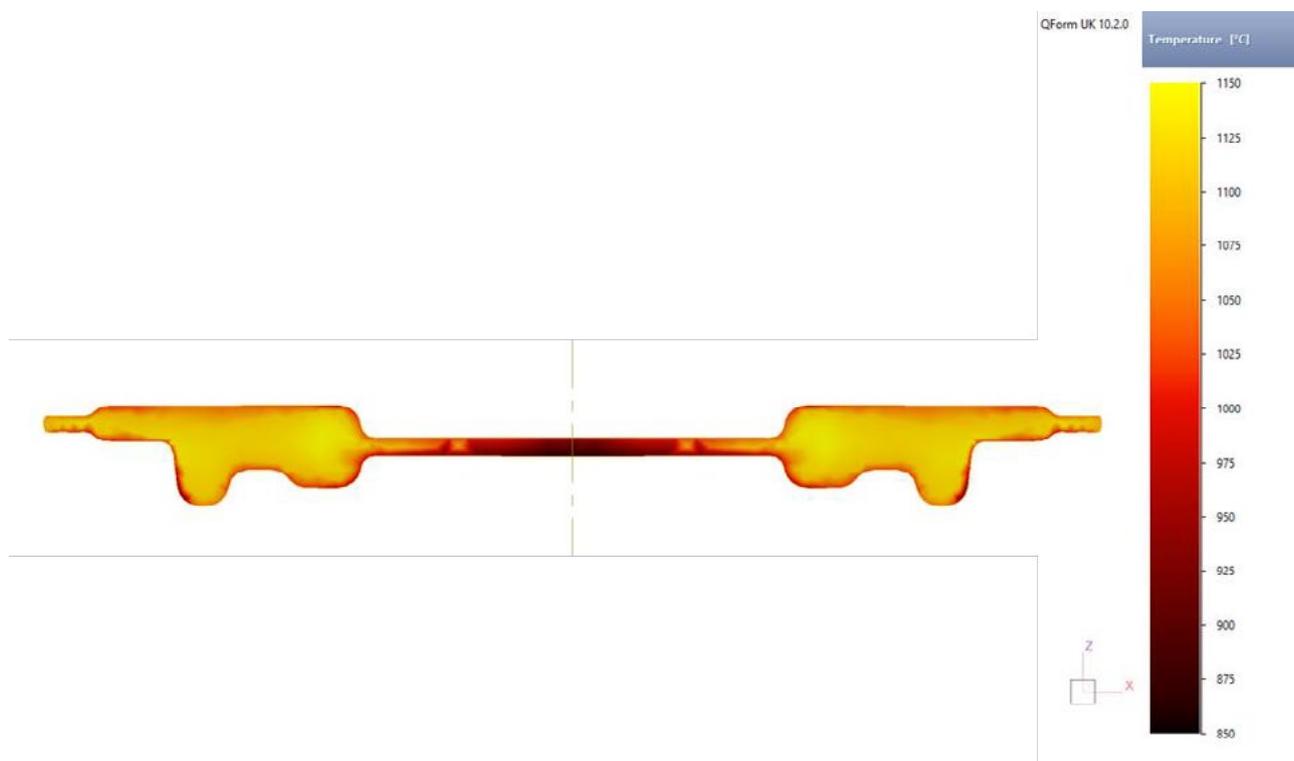


Figura 9 - Análise Térmica do Forjamento.

Eventuais defeitos oriundos de um escoamento inadequado na superfície da peça durante o forjamento foram verificados através da subrotina de “Análise de fluxo de superfície” (Gartfield), como mostrado na Figura 10 para valores entre 0 e 1. Valores acima de 0,7 indicam a ocorrência de uma falha profunda na superfície, a qual não é possível ser retrabalhada.

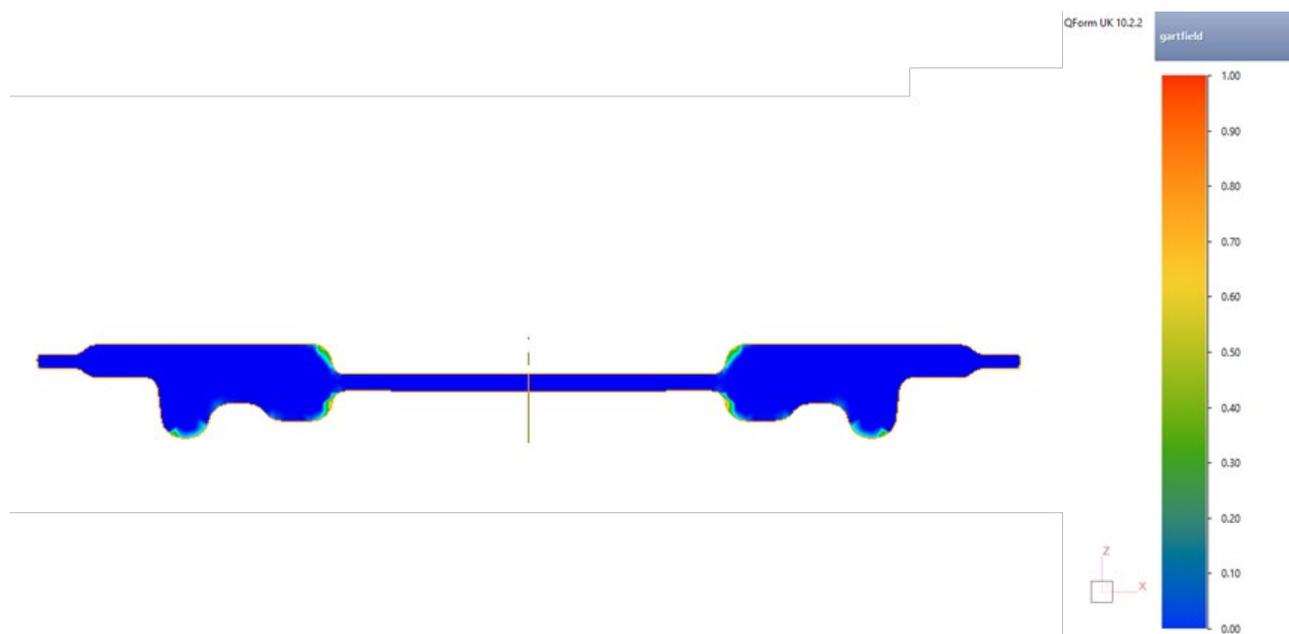


Figura 10 - Análise do Fluxo de Superfície.

Embora não seja uma dobra, muitas vezes esse tipo de defeito pode ser confundido com dobra. Para uma maior evidência da análise de fluxo de superfície, restringiu-se a faixa de valores entre 0,7 e 1, conforme a Figura 11. O resultado apresentou uma possível falha de forjado na região da rebarba interna, contudo, a região deverá ser usinada posteriormente, podendo então este risco de defeito ser desconsiderado. Importante ressaltar que não foram observados defeitos de dobra para este processo.

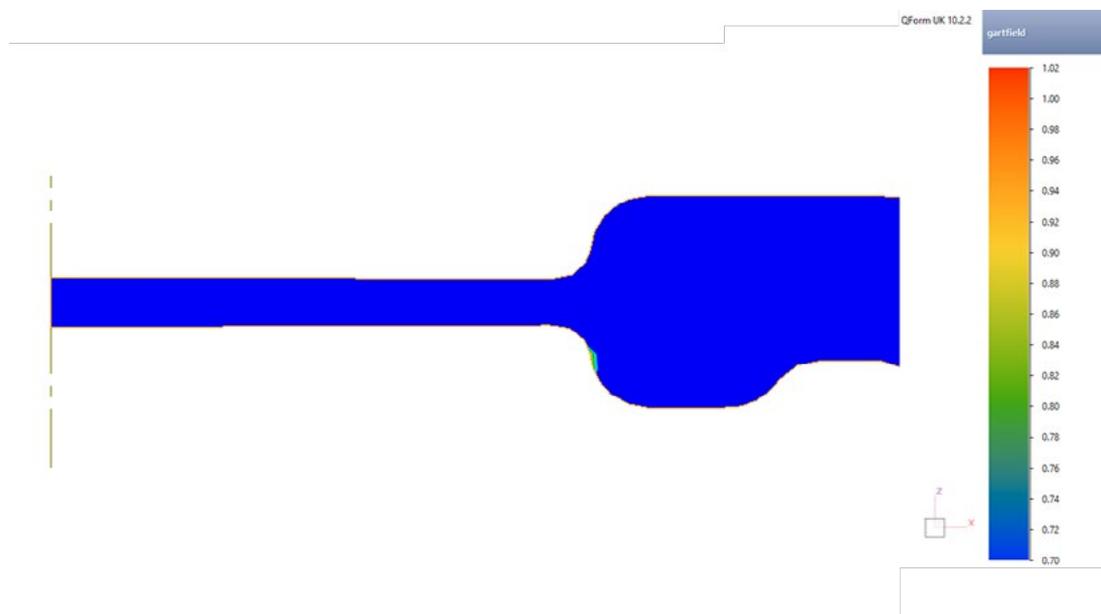


Figura 11 - Análise do Fluxo de Superfície na Faixa Crítica.

Observa-se na Figura 12 a distribuição de velocidade final do processo. Fica, portanto, evidenciado que as regiões de maior profundidade da cavidade foram devidamente preenchidas, ficando então a principal zona de escoamento de material na rebarba. O QForm possui outro recurso que é a verificação da distância de preenchimento, visando auxiliar na análise do forjamento, indicando eventuais escoamentos inapropriados do material ao longo do contorno da peça. Esta análise é mostrada na Figura 13. Ainda, outro recurso é a visualização dos nós da malha da peça que estão em

contato com a matriz (Figura 14), certificando de que não houve defeito por falta de preenchimento. Os resultados mostram que a peça foi completamente preenchida no final do processo.

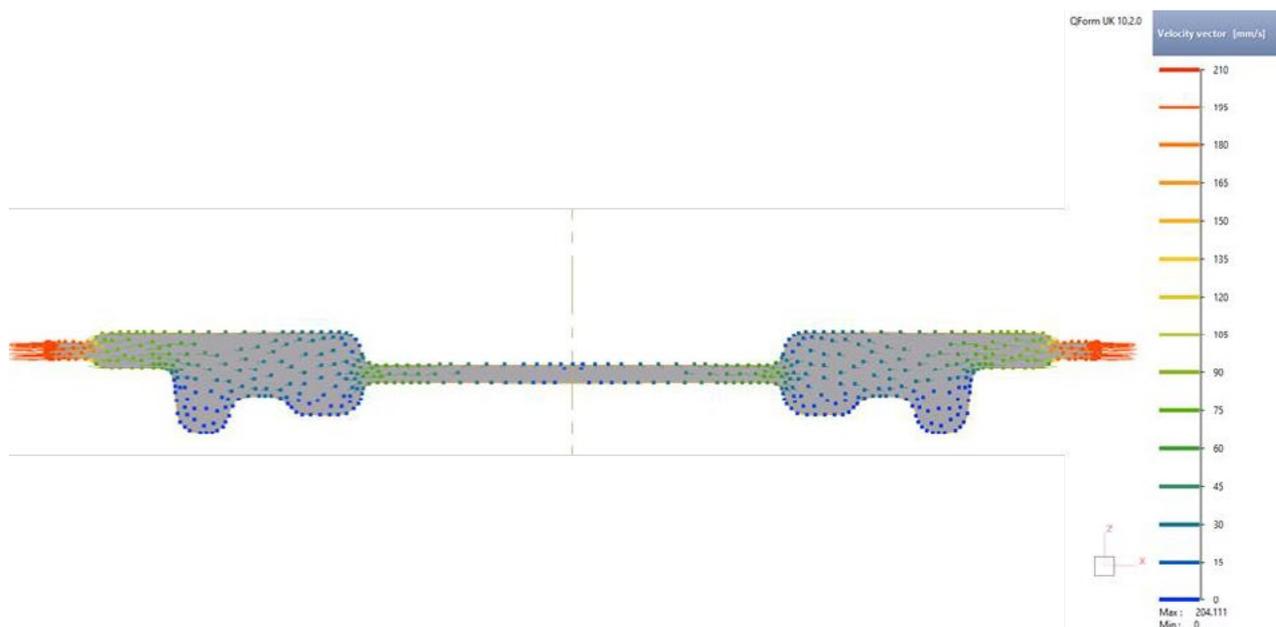


Figura 12 - Distribuição da Velocidade Final no Forjado.

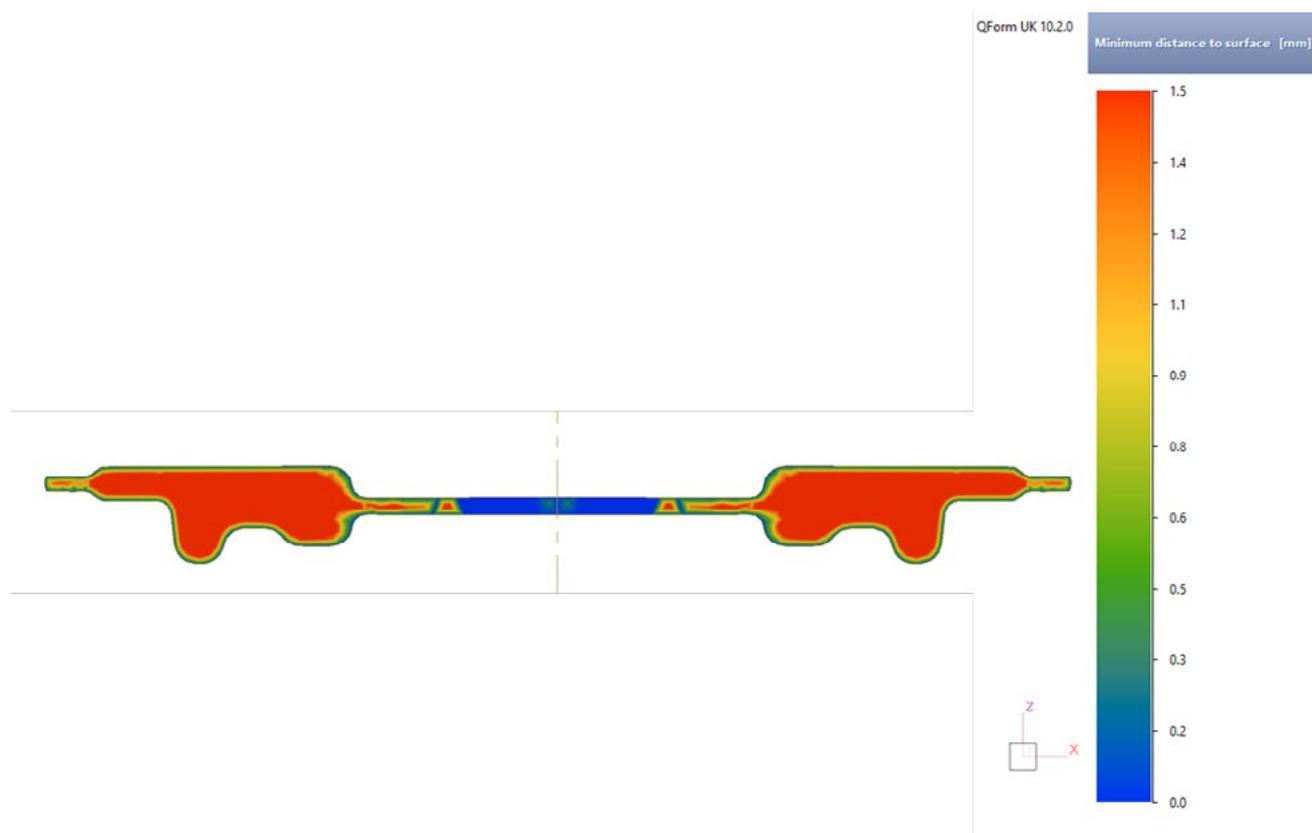


Figura 13 - Análise do Preenchimento.

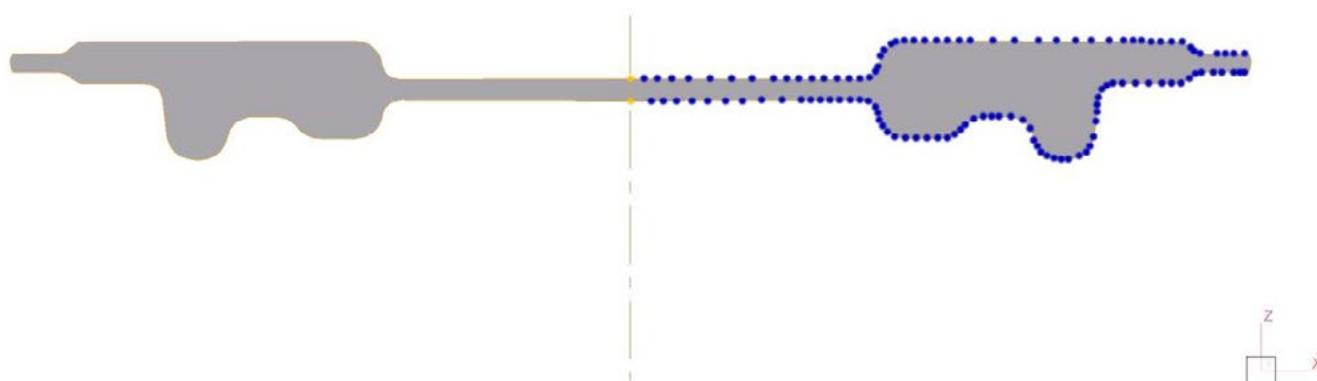


Figura 14 - Nós em Contato Peça x Matriz.

Continuando as análises dos resultados, a continuidade da fibragem é um ponto fundamental em um forjado. Logo, analisou-se a fibragem conforme pode ser visto na Figura 15. Já a deformação plástica resultante do processo de forjamento é mostrada na Figura 16.

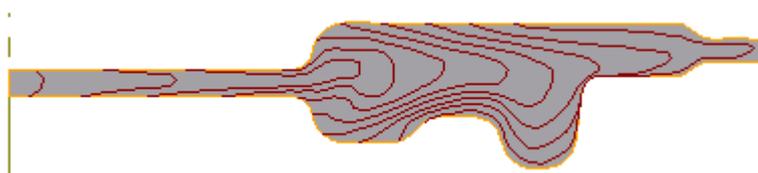


Figura 15 - Fibragem do Forjado.

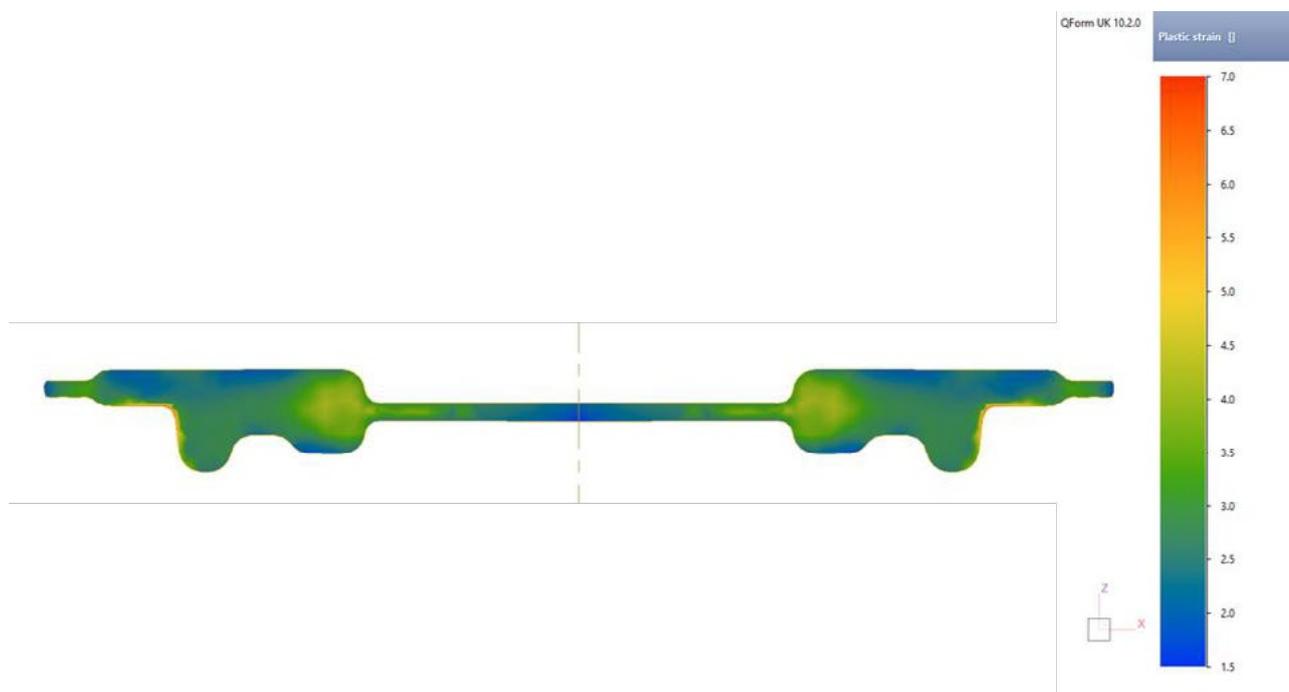


Figura 16 - Deformação Plástica do Forjado.

Através de isolinhas de deformação plástica (escala de 0 a 1), visualizadas na Figura 17 para a operação de encalque, é possível correlacionar as deformações com um potencial refinamento de grão. Já para a operação de forjamento, as isolinhas de deformação plástica estão apresentadas na Figura 18, mostrando que todo grão foi refinado neste processo.

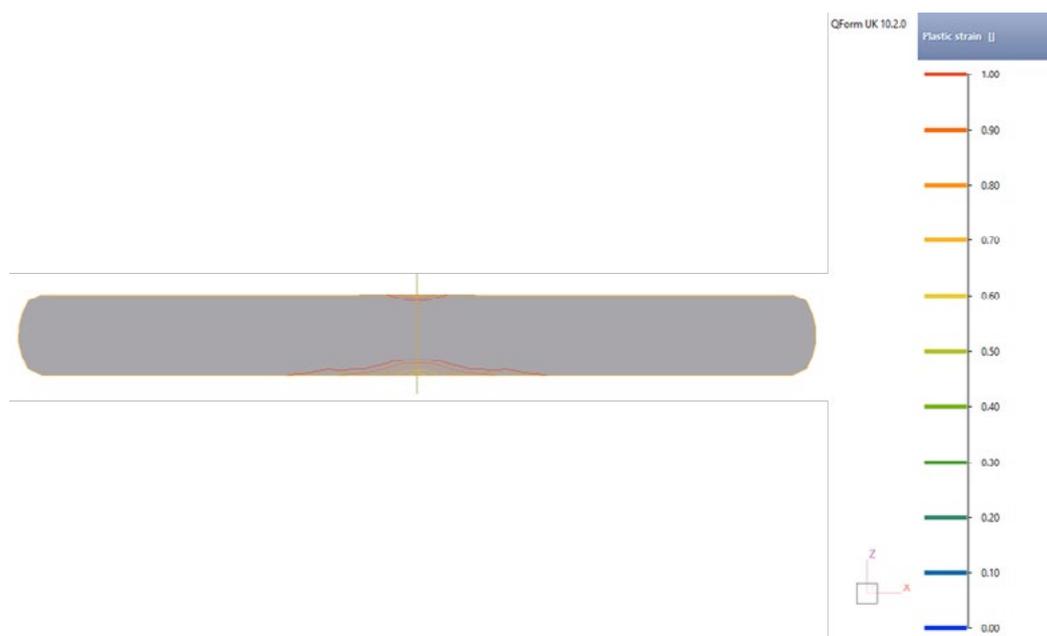


Figura 17 - Isolinhas de Deformação Plástica na Operação de Recalque.

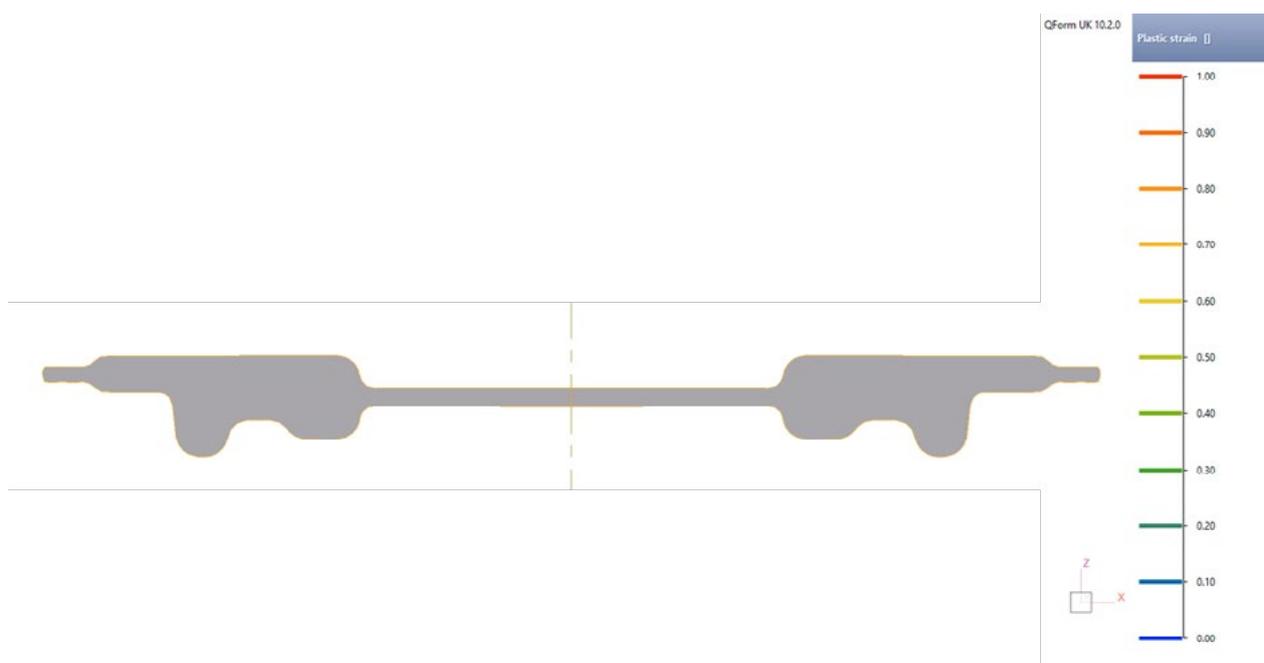


Figura 18 - Isolinhas de Deformação Plástica na Operação de Forjamento.

3.3 Análises nas matrizes

Apesar do processo contar com uma primeira operação de encalque, a operação mais rigorosa foi a de forjamento. Desta forma, todas as análises relativas a ferramentas foram realizadas nas matrizes de forjamento.

É possível visualizar o aumento de temperatura da ferramenta de forjamento na Figura 19. Uma vez definido o material da matriz com sendo o aço H13, é importante não permitir que a temperatura ultrapasse 600 °C, pois acima desse valor o material poderia perder as suas características que o tornam interessantes como ferramenta de forjamento a quente. Observou-se uma máxima temperatura muito pontual, sendo que o restante da matriz não ultrapassou os 500 °C.

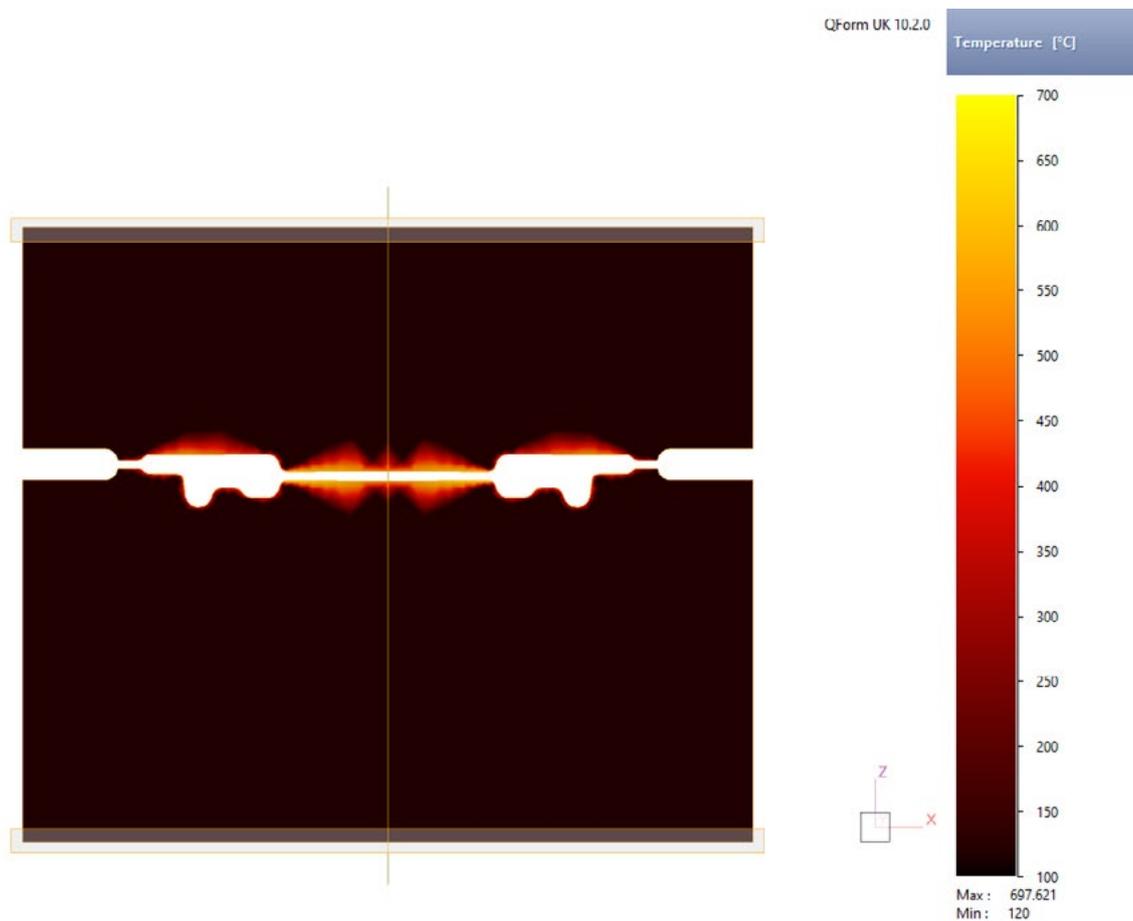


Figura 19 - Gradiente de Temperatura Ferramenta de Forja

As principais análises de tensões nas matrizes são referentes às tensões efetiva e média. As tensões efetivas solicitadas nas matrizes estão evidenciadas na Figura 20. Essas se mantêm a valores bem abaixo do Limite de Escoamento do aço H13, ou seja, não representam risco de deformação plástica ou quebra.

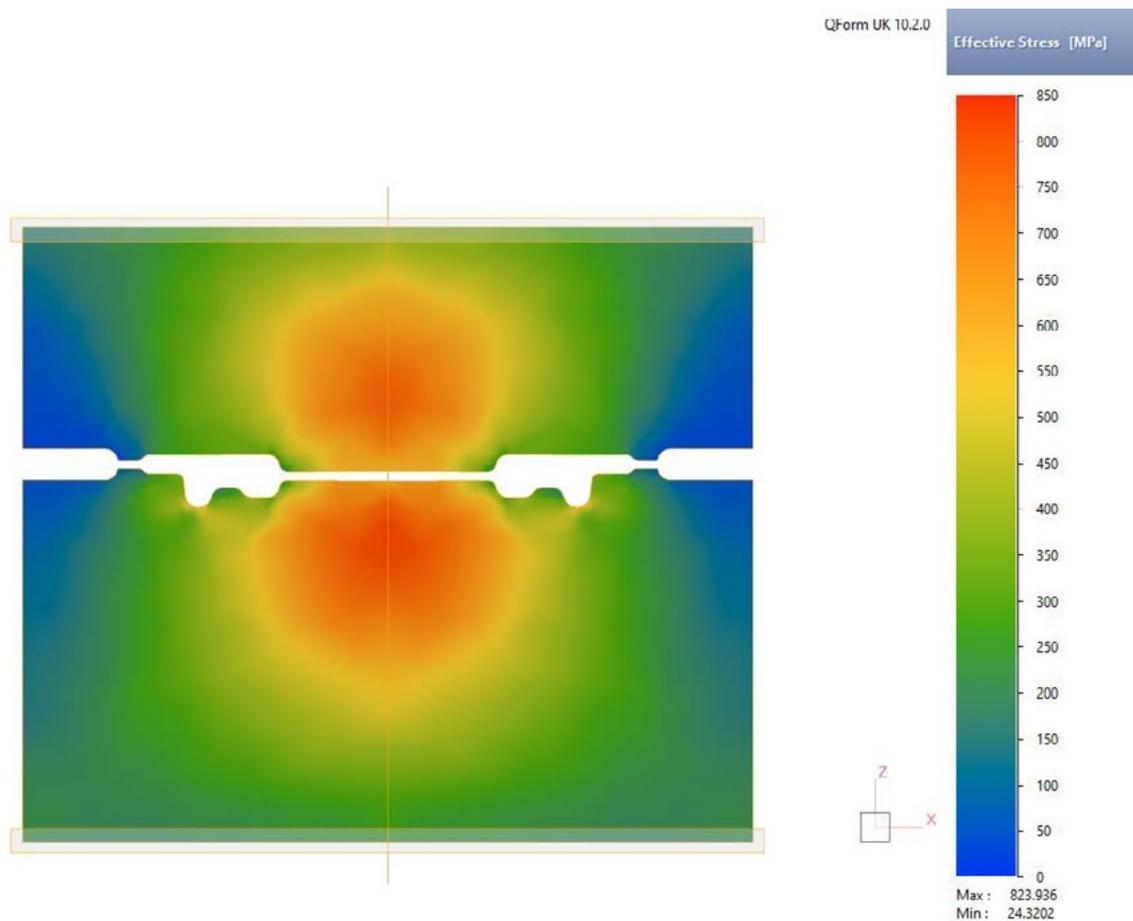


Figura 20 - Tensões Efetivas nas Matrizes de Forjamento

Entretanto, é importante também analisar as tensões médias solicitadas nas matrizes, a fim de se compreender se as tensões são majoritariamente trativas ou compressivas. A distribuição das tensões médias pode ser visualizada na Figura 21 e mostra valores trativos de até 200 MPa. Esses valores são, geralmente, aceitáveis para ferramentas em H13, mas recomenda-se atenção às regiões solicitadas nessas magnitudes.

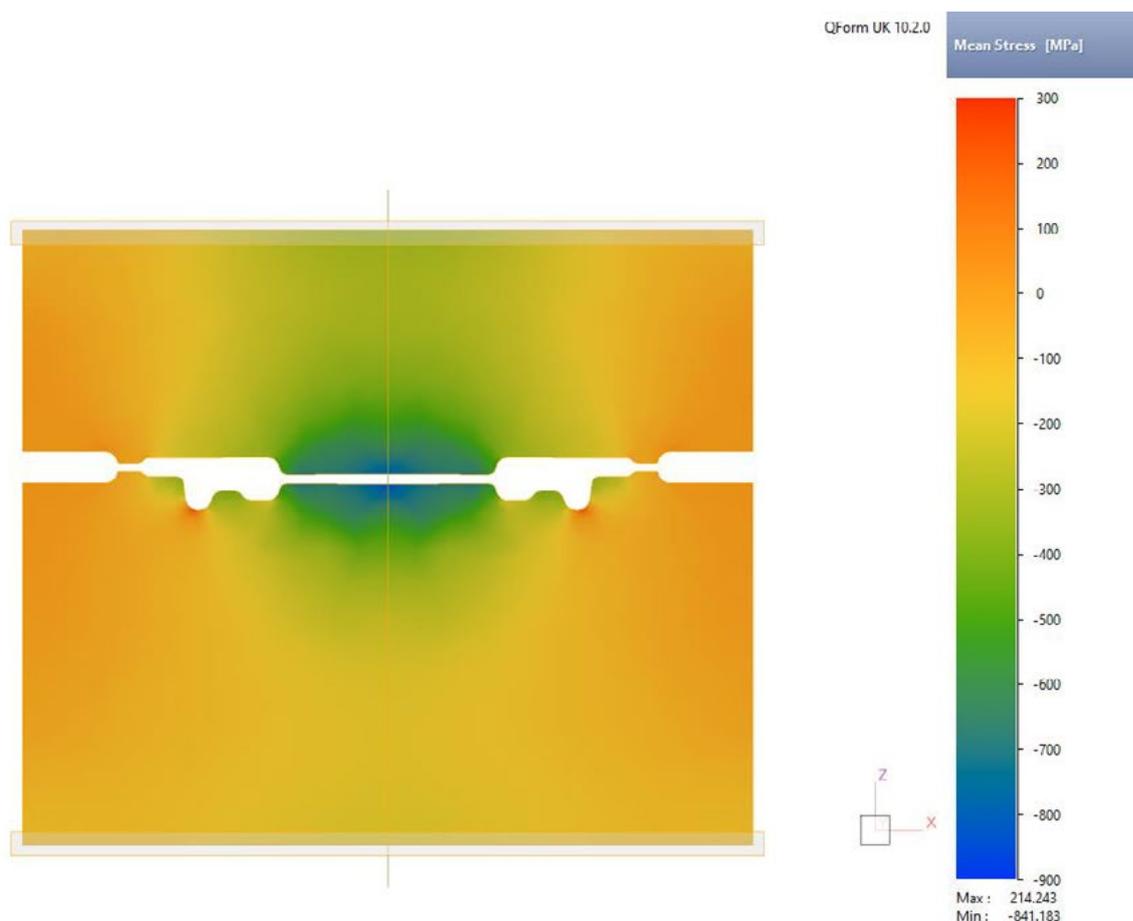


Figura 21 - Tensões Médias nas Matrizes de Forjamento

Com os valores de máxima tensão compressiva e máxima tensão trativa, através da metodologia apresentada por Norton [5] foi possível estimar a vida útil da ferramenta em 4.093 ciclos, conforme apresentada na Tabela 5. Hipoteticamente, se for considerada que a matriz sofra uma regravação a cada 3.000 ciclos, então o número de ciclos estimado é aceitável. A saber, o QForm possui uma subrotina para análise da vida útil em fadiga termomecânica, ou seja, o número de golpes que a ferramenta suporta até trincar pode ser obtido de maneira direta na própria simulação.

Tabela 6 – Estimativa de vida em fadiga

Estimativa de Falha por Fadiga										
$\sigma_{\text{máx}}$ (Mpa)	$\sigma_{\text{mín}}$ (Mpa)	Sut (Mpa)	Comprimento Matriz B (mm)	Espessura Matriz H (mm)	Solicitação	Confiabilidade	Superfície	Temperatura (°C)	Diâmetro Equivalente	
823,9	24,3	900	310	160	Flexão	99	Usinado / Laminado a Frio	600	179,9	
σ_a (Mpa)	σ_m (Mpa)	Se' (Mpa)	Se (Mpa)		Cca	Cco	Csu	Cte	Cta	
399,8	424,1	450	25,4		1	0,81	0,74	0,13	0,72	
m	b	N (Ciclos)			A	b				
0,5	4,4	4093			4,51	-0,265				

3.4 Operação de rebarbação

Por fim, a última operação é a rebarbação, onde realiza-se a remoção da rebarba através de ferramentas de corte. Este processo também foi simulado e resultou em uma peça que não foi deformada, garantindo as dimensões obtidas no processo de forjamento. Vale ressaltar que foram observados pontos vermelhos, que geralmente indicam a presença de dobras. Contudo, essas indicações concentraram-se na rebarba, isentando a peça destas falhas, conforme exibido na Figura 27.

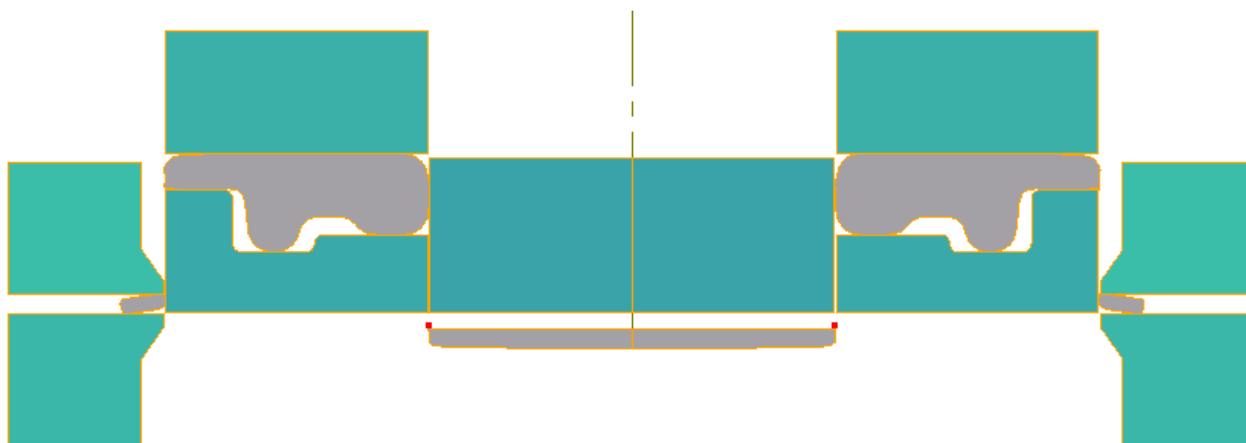


Figura 1 – Operação de rebarbação.

4. Conclusões e Considerações Finais

A tecnologia de forjamento elaborada foi concluída com uma geratriz de Ø66,67 mm por 120 mm de altura, tendo 3,28 kg, para preenchimento de um forjado de 2,8 kg e um usinado de 1,62 kg, resultando em um rendimento metálico de 85%. Conforme resultados da simulação, os processos de encalque, forjamento e rebarbação foram otimizados tanto para um processo manual quanto robotizado. As cargas máximas respeitam as cargas nominais das máquinas selecionadas.

A etapa de estruturação e preparação para a simulação mostrou-se mais demorada que a simulação propriamente dita, pois a definição de todos os parâmetros levou tempo. No entanto, compreende-se que o profissional não deve se limitar ao software, sendo extremamente importante o entendimento do estado da arte do processo a ser simulado, bem como um entendimento prévio para a definição dos parâmetros de processo.

5. Referências

- [1] MARINKOVIC, V., JANKOVIC, P. **Application of Regression Method for Determining the Die Land Dimensions Based on Data from Industry**. Faculty of Mechanical Engineering. Vol. 45, No 4, Belgrado: 2017.
- [2] SAMAL, C. **Study of Process Parameters Towards Improving Efficiency of Closed Die Hot Forging Process**. National Institute of Technology, India: 2014.
- [3] SEDIGHI, M., POURBASHIRI, M., TOKMECHI, S. **Using FVM Simulation and ANN to Predict Forging Load for Different Gutter Dimension in Forging Process**. Proceedings of the Third International Conference on Modeling, Simulation and Applied Optimization. Iran: 2009.
- [4] Gerdau. Catálogo Barras e Perfis Tabela de Bolso Versão Site. Disponível em: <https://fundicaomartinelli.com.br/wp-content/uploads/2020/07/Barras-e-Perfis-Tabela-Gerdau.pdf> Acessado em: 30/04/2021.
- [5] NORTON, R. **Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada**. 4. Ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.

Expanding the fracture limits to biaxial tension in bulk forming

Rui FV Sampaio¹, João PM Pragana¹, Ivo MF Bragança², Carlos MA Silva¹, Paulo AF Martins¹

¹ IDMEC, Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa, Portugal,
{rui.f.sampaio, joao.pragana, carlos.alves.silva, pmartins}@tecnico.ulisboa.pt

² CIMOSM, Instituto Superior de Engenharia de Lisboa, Instituto Politécnico de Lisboa, Portugal, ivo.braganca@isiel.pt

ABSTRACT — *The formability limits of bulk forming in the in-plane principal strain space and in the effective strain vs. stress-triaxiality space are characterized by an uncertainty region in which cracks may be triggered by tension (mode I of fracture mechanics) or by out-of-plane shear (mode III of fracture mechanics). The problem in obtaining experimental data in this region has been known for a long time and the main objective of this paper is to present a new upset formability test geometry that can effectively contribute to the characterization of the formability limits of bulk metal forming parts subjected to biaxial tension. The overall methodology employed combines experimentation along with analytical and numerical modelling, and the contents of the paper is a step towards diminishing the actual lack of knowledge regarding failure by fracture in bulk forming parts subjected to stress-triaxiality values beyond uniaxial tension. Results show that a new uncoupled ductile damage criterion built upon the combination of the integrands of the normalized Cockcroft-Latham and McClintock ductile damage criteria can be successfully used to model the physics of the bulk forming limits for the entire range of stress-triaxiality values corresponding to cracking on free surfaces and successfully predicts the damage accumulation regions within bulk formability specimens.*

1 Introduction

Apart from special purpose metal forming processes in which cracks and formation of new surfaces are needed for the tools to move and for the process to be carried out, such as blanking, piercing, and fine blanking, in all the remaining metal forming processes cracks are undesirable and must be prevented at the design stage. Crack triggering and propagation in metal forming happens as the result of a competition between the accumulation of damage due to tensile stresses, in-plane shear stresses, and out-of-plane shear stresses. These three macroscopic sources of damage are related to the well-known crack opening mechanisms of fracture mechanics: mode I – tension, mode II – in-plane shear, and mode III – out-of-plane shear [1].

For the case of bulk forming, results obtained by Kuhn et al. [2] and plotted in the principal in-plane strain space, $\varepsilon_1 = f(\varepsilon_2)$, showed that the fracture locus in tensile, rolled, and cylindrical upset test specimens fall on a straight ‘-1/2’ sloped line falling from left to right (refer to ‘1’ in Fig. 1a).

Later, Erman et al. [3] proposed the existence of a bilinear fracture locus resulting from the combination of the fracture limit line of slope ‘-1/2’ and a new fracture limit line of slope ‘-1’ parallel to the loading path of pure shear and labelled as ‘2’ in Fig. 1a. Because this second fracture line is typical of failure by tension (mode I), it may be concluded that loading paths crossing fracture loci built upon the two straight lines of slope ‘-1/2’ or ‘-1’ will eventually result in failure by fracture with crack opening modes due to out-of-plane shear (mode III) and tension (mode I), respectively.

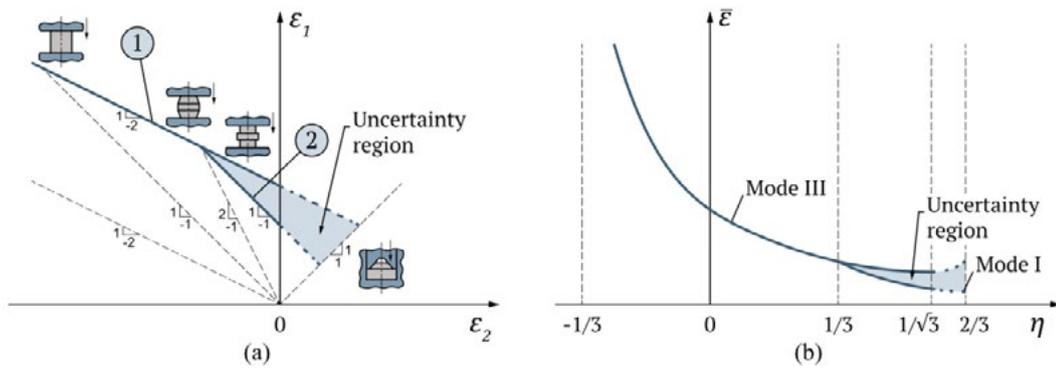


Fig. 1: Schematic representation of the formability limits in (a) the in-plane principal strain space and (b) the space of effective strain vs. stress triaxiality, evidencing the uncertainty region shaded in light blue.

The link between the above-mentioned failure mechanisms and the critical values of ductile damage was performed by Martins et al. [1], who demonstrated that the slopes ‘-1/2’ and ‘-1’ are directly related to the normalized Cockcroft-Latham [4] and McClintock [5] uncoupled ductile damage criteria, respectively.

Another type of representation for the bulk metal forming loading paths that has roots in the pioneering works of Hancock and Mackenzie [6] is the effective strain vs. stress-triaxiality space, $\bar{\epsilon} = f(\eta)$, with $\eta = \sigma_m/\bar{\sigma}$. In this alternative representation the fracture loci are given by curved hyperbolic-like lines (Fig. 1b) and are not limited to plane stress conditions. The transformation of the fracture locus corresponding to mode I from the principal strain space to the effective strain vs. stress triaxiality space can be performed analytically [7] if plane stress loading conditions are assumed, as it is the case of sheet metal forming cracks being triggered on free surfaces of bulk metal forming parts.

Although recent studies point mostly to the occurrence of failure by tension in bulk metal forming for test samples subjected to states-of-stress between uniaxial tension ($\eta = 1/3$) and plane strain ($\eta = 1/\sqrt{3}$) [7], it should not be forgotten that revealed the existence of unique fracture forming limits defined by a single straight line of slope ‘-1/2’ [2],[3], compatible with the normalized Cockcroft-Latham ductile damage criterion and the crack opening mode III (out-of-plane shear). This was perceived to vary with both the material and temperature [3] and the two different sets of results give rise to the ‘uncertainty region’, highlighted in Fig. 1.

Erman et al. [3] addressed this problem in their original paper, concluding that the ‘deviations in the small strain region’ could be explained by means of the Marciniak and Kuczynski [8] model for localized thinning if two types of small inhomogeneities were considered in the axial and radial directions. However, this methodology consists of using a localized instability approach directly linked to the plane stress loading conditions of sheet metal forming to the three-dimensional stress loading conditions of bulk metal forming, in which fracture is not preceded by necking. This probably explains the inconclusive circumstances that these authors claimed to determine the application of the model with one type of inhomogeneities over another.

To obtain experimental data in the ‘small strain region’ of the principal strain space and support the discussion on the deviations of the fracture loci in that region, Erman et al. [3] proposed a partial extrusion test capable of providing equal biaxial tensile strains at fracture. By applying the test to AISI 4640 sintered steel powder at room temperature, they confirmed that the strains at fracture were located on the first quadrant of the principal strain space and close to the fracture forming line with slope ‘-1/2’. However, the obtained fracture strain values were extremely small and the region where the cracks were triggered is not visible during testing, therefore, making the employment of the state-of-the-art digital image correlation (DIC) systems unsuitable.

Similar problems of accessibility to DIC systems are found with the ring expansion test specimen developed by Silva et al. [7], which is also capable of providing fracture strains in the first quadrant of the principal strain space. In this case, however, cracks are triggered at the inner ring surface, which is in contact with the die, resulting in negative values of stress triaxiality.

The above discussion justifies the intention of revisiting the fracture forming limits in bulk metal forming under biaxial tension by presenting an innovative upset test geometry that allows measuring the evolution of strains in a free surface of interest by DIC and by combining the results of these tests with fractography of the cracked surfaces using a scanning electron microscope (SEM). The onset of fracture in the ‘uncertainty region’ is discussed in the light of the fracture forming lines corresponding to crack opening by modes I and III, and a single uncoupled ductile damage criterion is proposed to modulate the material and loading preferences for either of the crack opening modes.

Finite element simulation using an in-house computer program gives support to the entire presentation.

2 Material and methods

2.1 Mechanical characterization

The experimental work was performed on commercial aluminum AA7075-T6 that was supplied in the form of solid rods with 200 mm diameter. The flow stress curve was determined by means of compression tests carried out on cylindrical test specimens with 25 mm of both height and diameter machined from the rods. The tests were conducted at room temperature on an Instron SATEC 1200 kN hydraulic testing machine with a constant moving crosshead speed of 5 mm/min (0.083 mm/s).

A molybdenum disulfide (MoS_2) based lubricant was applied on the top and bottom surfaces of the specimens for assurance of near frictionless conditions and the compression platens had an average roughness, R_a , of 0.06 mm.

2.2 Bulk formability tests and methodology

The bulk formability tests were carried out at room temperature and without lubricant on the same hydraulic testing machine that had been used before in the determination of the material flow stress.

Axially loaded conventional bulk formability specimens (cylindrical, tapered, and flanged) were tested along with the newly proposed test specimen that will be hereafter denoted as the ‘barreled ring specimen’. These were machined from the supplied AA7075-T6 aluminum rods according to the geometries provided in Table 1, and later deformed before being compressed between flat parallel platens with a crosshead speed of 5 mm/min.

As results will show later, the barreled ring specimen allows, for the first time ever in bulk metal forming, for crack triggering under biaxial tension, while allowing the strain loading paths evaluation through DIC.

Geometry (mm)	Cylindrical	Tapered		Flanged	Barreled ring
H	25	25	25	25	50
D	25	30	35	35	170
d	-	25	25	25	90
t	-	5	5	5	6
h	-	-	-	-	28
D_i	-	-	-	-	158
Identification	c	t1	t2	f	br

Tab. 1: Geometry for the bulk formability test specimens.

The evolution of the on-surface (in-plane) strains with time during the upset formability tests was determined by means of a Q-400 3D DIC system from Dantec Dynamics equipped with two 6-megapixels resolution cameras with 50.2 focal lenses and $f/8$ aperture (Fig. 2a). For this purpose, the test specimens were made as large as possible to minimize the curvature on the surfaces of interest where the cracks were triggered, and the measurements were performed. These measuring regions were painted in white and subsequently sprayed along the original gauge length with a stochastic black speckle pattern. During testing the measuring regions were illuminated with a spotlight and images were acquired with a frequency of 10 Hz (10 images per second). Combining the evolutions of the on-surface strains and the upset force with time, the exact instant of time at which cracks were triggered was acquired (see Fig. 2b). This experimental procedure relies on the fact that a drop in the upset force marks the onset of cracking [9].

The evolution of the strain loading paths in the principal strain space, $\varepsilon_1 = f(\varepsilon_2)$, (Fig. 2c) is then computed by combining the evolutions of the major and minor strains with time. The alternative evolutions in the strain vs. stress-triaxiality space, $\bar{\varepsilon} = f(\eta)$, (Fig. 2d) are obtained from the transformation of the loading paths assuming plane stress conditions, which is valid for the free outer surfaces where cracks are triggered.

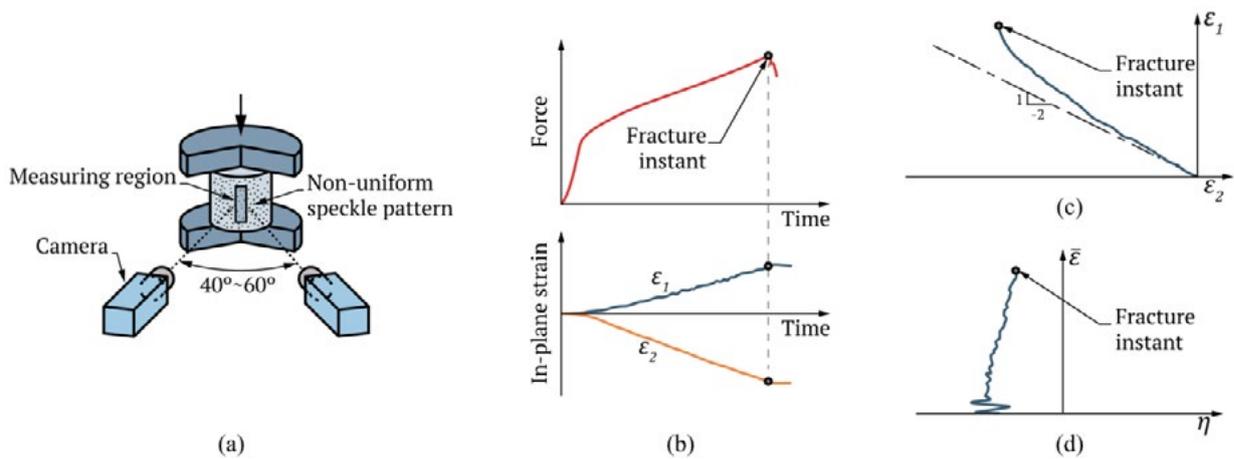


Fig. 2: (a) Schematic representation of the experimental setup utilized in digital image correlation (DIC), (b) combination of the load-time and strain-time evolutions showing the onset of cracking, (c) typical plot of a strain loading path determined by DIC in the principal strain space and (d) alternative representation in the effective strain vs. stress-triaxiality space.

2.3 Numerical simulation

Numerical simulations of the newly proposed specimen geometry were performed with the finite element computer program *i-form*, an in-house software built upon the irreducible finite element flow formulation [10]. The specimens were assumed deformable, isotropic, and rotationally symmetric objects with their cross sections discretized by means of quadrilateral elements. Refinement of the meshes in the regions where cracks are triggered and subsequently propagated were performed by means of a quadtree subdivision strategy.

Fig. 3 includes an example of the finite element model, containing approximately 5600 elements, utilized in the numerical simulation of the barreled ring at the beginning and end of testing.

The compression platens were modelled as rigid objects and their contour was discretized by means of linear contact-friction elements. Friction was included by means of the law of constant friction, $\tau_f = mk$, where k is the shear flow stress and m is the friction factor. A value of m equal to 0.1 was used after checking the finite element predicted forces that best matched the experimental measurements.

The accumulation of ductile damage for the test specimens that exhibit cracking by tension (mode I), D^{Mc} , was calculated by means of the uncoupled criterion due to McClintock [5], whereas the accumulation of ductile damage for the test specimens that exhibit cracking by out-of-plane shear (mode III), D^{NCL} , was determined by

means of the normalized Cockcroft-Latham [4] uncoupled damage criterion. Both criteria are included in the finite element computer program by means of the following expressions,

$$D^{Mc} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} \quad (1)$$

$$D^{NCL} = \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} \quad (2)$$

where σ_m is the hydrostatic stress, $\bar{\sigma}$ is the effective stress, σ_1 is the major principal stress component, and $\bar{\epsilon}$ is the effective strain.

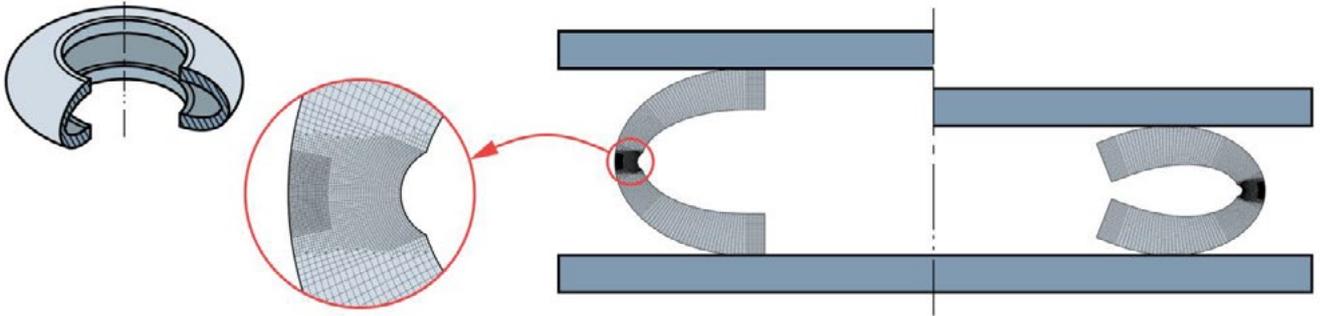


Fig. 3: Finite element model of the upsetting of the new barreled ring specimen at the beginning (left) and end of testing (right) with a detail of the region of interest where cracks are triggered and propagated.

3 Results and discussion

3.1 Formability limits in the principal strain space

The experimental strain loading paths up to fracture were determined according to the methodology described in Section 2.2, which combines the in-plane principal strains vs. time evolutions obtained from DIC with the force vs. time evolutions obtained from the load cell. Fig. 4a, includes these results for the new barreled ring specimen.

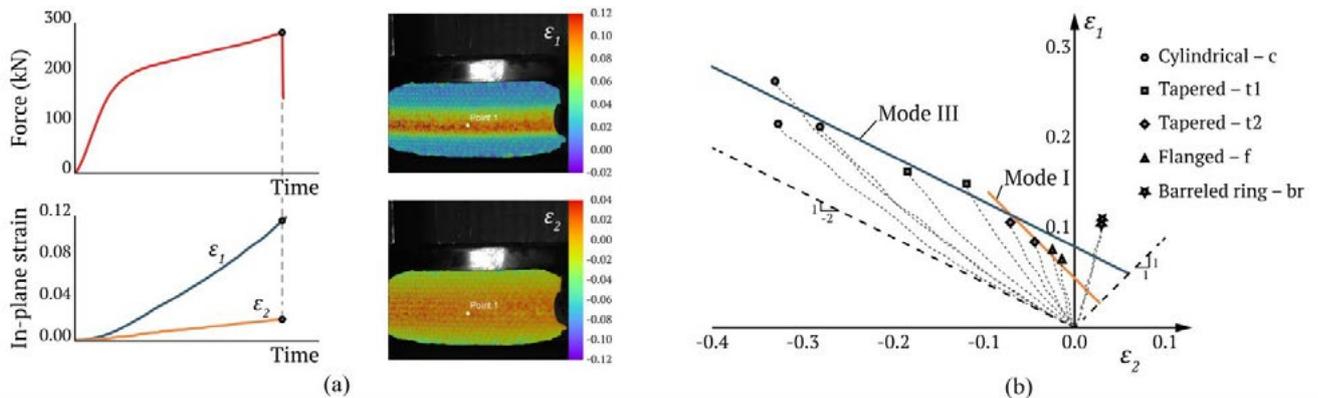


Fig. 4: (a) Summary of the methodology for determining the strain loading paths up to fracture for the new barreled ring specimen and (b) the strain loading paths and strain values at fracture for the entire set of tests listed in Table 1. Note: the images of DIC correspond to the instant of time immediately before fracture and 'Point 1' is the location where cracks were triggered.

The experimental strain loading paths up to fracture that were determined from DIC for the entire set of formability tests that are listed in Table 1 are shown in Fig. 4b. As seen, the fracture strains on the free surfaces of the cylindrical and of the four different tapered test specimens fall on a '-1/2' sloped line related to crack opening by out-of-plane shear (mode III), whereas the two flanged test specimens fall on a '-1' sloped line related to crack opening by tension (mode I). These results point out to the existence of a bilinear fracture locus.

The problem with the bilinear fracture loci concept is the results obtained for the new barreled ring test specimen, which do not fall on any of the above-mentioned fracture forming limit lines. In fact, the strain values of fracture obtained for this specimen are located above the fracture forming line with slope '-1/2'.

This non-compliance of the barreled ring with either crack opening mode fracture forming limit line manifests the existence of an 'uncertainty region' that can slightly spread beyond the triangular area limited by the two fracture forming lines (see Fig. 1) corresponding to the McClintock (mode I) and normalized Cockcroft-Latham (mode III) damage criteria, suggesting a fracture mode competition. There is, therefore, a need to investigate the possibility of developing a single uncoupled ductile damage criterion for bulk metal forming that can replicate the loading condition preferences for either of the crack opening modes or for the combination of the crack opening modes within the uncertainty region.

3.2 Formability limits in the effective strain vs. stress triaxiality space

The loading paths can alternatively be plotted in the effective strain vs. stress-triaxiality space. Equations (1) and (2) may be rewritten as $\bar{\epsilon}_f = f(\eta)$ as follows [11],

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{D_{crit}^{Mc}}{\eta} \quad (3)$$

$$\bar{\epsilon}_f = \left(\frac{9\eta^2 - 3\eta\sqrt{-3(9\eta^2 - 4)}}{(27\eta^2 - 6) - 3\eta\sqrt{-3(9\eta^2 - 4)}} \right) \frac{D_{crit}^{NCL}}{\eta} \quad (4)$$

where D_{crit}^{Mc} and D_{crit}^{NCL} are the critical values of accumulated damage according to the McClintock and normalized Cockcroft-Latham ductile damage criteria, respectively.

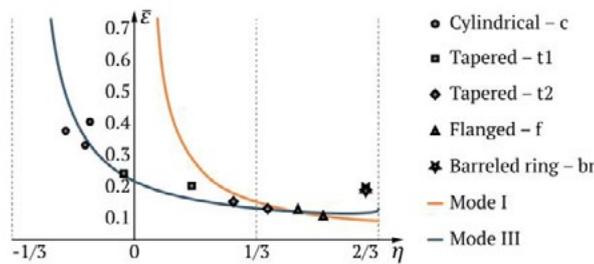


Fig. 5: Representation of the fracture loci and the values of effective strain at fracture for the entire set of test cases included in Table 1.

Fig. 5 includes the fracture forming limits corresponding to cracking by modes I and III after being transformed from the principal strain space to the effective strain vs. stress-triaxiality space together with the values of the effective strain at fracture obtained for the entire set of tests listed in Table 1.

As seen, the bilinear fracture loci concept is suitable to model all the different test specimens apart from the new barreled ring.

3.3 Deformation mechanics of the new barreled ring specimen

The fracture initiation site of the new barreled ring specimen is located on the equatorial free surface and is not covered by dies or other tool parts. This allows employing the DIC system to measure the strain loading paths up to fracture during the entire formability tests.

Fig. 6a and 6b show the finite element predicted distributions of the longitudinal, σ_z , and radial, σ_r , stresses at the onset of fracture. As seen, $\sigma_z > 0$ on the outer equatorial free surface due to a bending moment created by the compressive forces acting on the upper and bottom surfaces of the ring (refer to the black arrows in Fig. 6a). This result combined with the circumferential tensile stresses, $\sigma_\theta > 0$, originated by ring expansion during upsetting proves that the barreled ring specimen is in fact subjected to biaxial tension on the outer equatorial free surface where the cracks are triggered.

Conversely, the distribution of σ_r (Fig. 6b) confirms the existence of plane stress loading conditions, $\sigma_r = 0$, on the outer and inner equatorial free surfaces, and the presence of values $\sigma_r \neq 0$ within the wall thickness. This last result is important because it indicates that the barreled ring specimen can replicate the three-dimensional stress states that are typical of bulk metal forming.

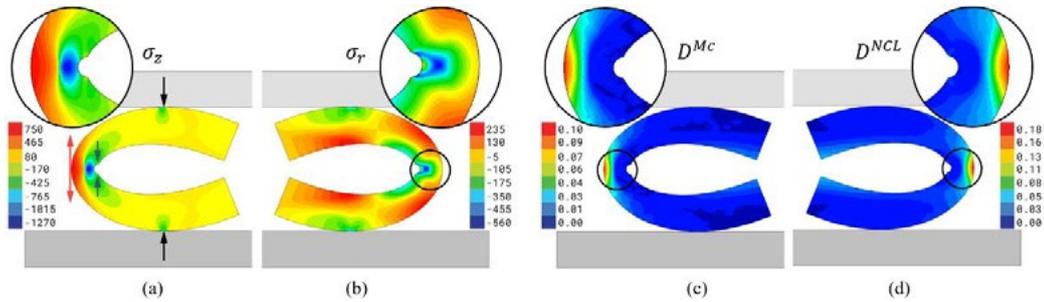


Fig. 6: Finite element predicted distribution of (a) longitudinal stress, σ_z , (b) radial stress, σ_r , (c) ductile damage according to the McClintock criterion and (d) ductile damage according to the normalized Cockcroft-Latham criterion.

Since, according with the proposed definition of uncertainty region, fracture in this region may be triggered by either tension (mode I) or through-thickness shear (mode III), Fig. 6c and Fig. 6d show the finite element predicted distribution of damage according to the McClintock and normalized Cockcroft-Latham criteria, respectively. Results show that both criteria can correctly predict the region of the specimen where the cracks are triggered, but their maximum accumulated values of damage are greater than the critical damages at fracture derived from the biaxial fracture loci of Fig. 5. For instance, for the case of the normalized Cockcroft-Latham criterion, $D_{max}^{NCL} = 0.18$ while the fracture locus of mode III corresponds to $D_{crit}^{NCL} = 0.10$. For the McClintock criteria the values are $D_{max}^{Mc} = 0.10$ and $D_{crit}^{Mc} = 0.04$.

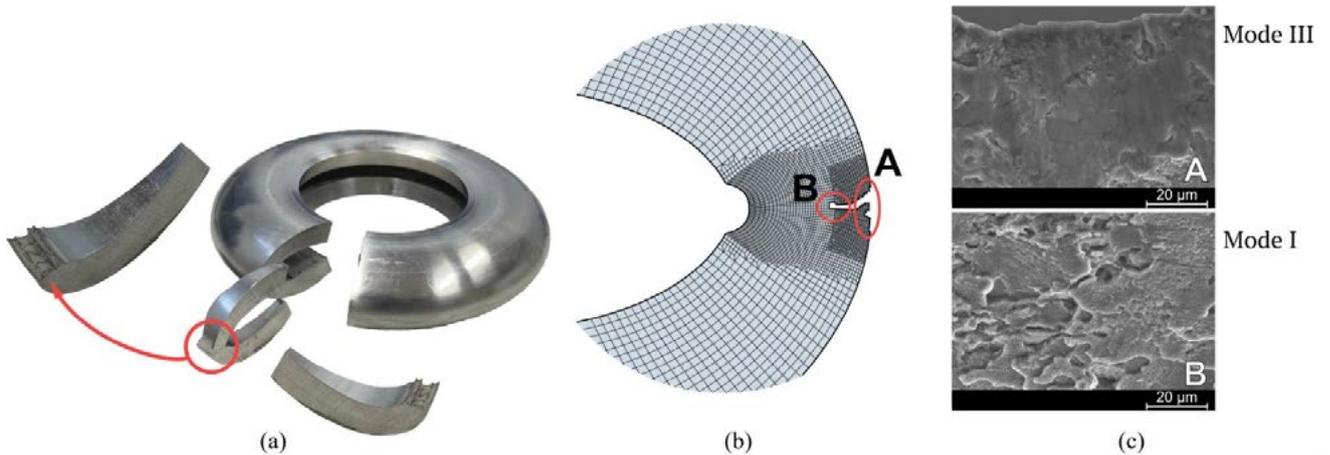


Fig. 7: Finite element model of the upsetting of the new barreled ring specimen at the beginning (left) and end of testing (right) with a detail of the region of interest where cracks are triggered and propagated.

Despite the above-mentioned differences between the maximum accumulated and the critical values of damage at fracture for the normalized Cockcroft-Latham criterion, the crack opening mode by out-of-plane shear (mode III) is compatible with the numerical and scanning electron microscope (SEM) observations. This is shown in Fig. 7b, where finite elements predict an inclined onset of fracture typical of crack opening by out-of-plane shear and the picture from SEM (refer to 'A' in Fig. 7c) shows a smooth cracked surface typical of shear.

Further crack propagation along the radial direction and the corresponding images from SEM (refer to ‘B’ in Fig. 7c) showing signs of a dimple-based morphology are compatible with a tension-based mechanism (mode I).

3.4 A new uncoupled ductile damage criterion for bulk forming

The main conclusion derived from Fig. 4, 5, and 7 is that neither the McClintock (mode I) nor the normalized Cockcroft-Latham (mode III) ductile damage criteria can replicate the experimental values of effective strain at fracture, $\bar{\epsilon}_f$, for the entire range of stress-triaxiality values $-1/3 \leq \eta \leq 2/3$.

As seen, the normalized Cockcroft-Latham criterion works well in the range $-1/3 \leq \eta \leq 1/3$, where cracks are triggered by out-of-plane shear (mode III), and the McClintock criterion works well in the range $1/3 \leq \eta \leq 1/\sqrt{3}$, where cracks are triggered by tension (mode I). However, none of the criteria is successful in replicating the effective strain at fracture $\bar{\epsilon}_f$ of the new barreled ring specimen (where, $1/\sqrt{3} < \eta \leq 2/3$), because the experimental values surpass the fracture locus corresponding to modes I and III.

In addition to what was said above, the suitability of the McClintock criterion for the range $1/3 \leq \eta \leq 1/\sqrt{3}$ can be called into question due to studies that point out to single rather than dual fracture loci [2],[3].

The previously mentioned ‘uncertainty region’ is the result of all these contradictory results that have been reported in the literature since the early 1970’s plus the difficulty in modelling the experimental values of $\bar{\epsilon}_f$ obtained with the new barreled ring specimen. Thus, a new uncoupled ductile damage criterion is needed to properly handle the fracture forming limits of bulk forming for $\eta \geq 1/3$.

A recent work [12] focused on the development of a ductile damage criterion that works for the entire range of stress-triaxiality values suggests the combination of the integrands $\tau_{max}/\bar{\sigma}$ and $\sigma_1/\bar{\sigma}$ of the normalized maximum shear and normalized Cockcroft-Latham criteria, as follows,

$$\left(C_1 \left(\frac{\tau_{max}}{\bar{\sigma}} \right) + (1 - C_1) \left(\frac{\langle \sigma_1 \rangle}{\bar{\sigma}} \right) \right)^{C_2} \bar{\epsilon}_f = \left(C_1 \left(\frac{1}{\sqrt{3}} \cos \left[\frac{\pi}{6} \bar{\theta} \right] \right) + (1 - C_1) \left(\frac{3\eta + 2 \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}) \right]}{3} \right) \right)^{C_2} \bar{\epsilon}_f = C_3 \quad (5)$$

where C_i are parameters to be experimentally determined and $\bar{\theta}$ is the normalized Lode angle.

However, due to the relation between the normalized Cockcroft-Latham criterion and the crack opening mechanism by out-of-plane shear, it may be concluded that the physics behind (5) is based on a weighted combination of two shear-based criteria. Nevertheless, equation (5) is interesting because it provides a direct link between the integrand $\sigma_1/\bar{\sigma}$ of the normalized Cockcroft-Latham criterion and the normalized Lode angle $\bar{\theta}$, which can be rewritten in terms of the Lode angle parameter ξ , as follows,

$$\frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} = \frac{3\eta + 2 \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}) \right]}{3} = \eta + \frac{2}{3} \cos \left(\frac{\cos^{-1} \xi}{3} \right) \quad (6)$$

The graphical representation of (6) is shown in Fig. 9 and has some similarities with the relation between the stress-triaxiality, η , and the Lode angle parameter, ξ , which is included in the figure for comparison purposes. However, in contrast to $\eta = f(\xi)$, it may be concluded that $\sigma_1/\bar{\sigma} = f(\xi)$ is not a true function for stress states beyond uniaxial tension (i.e., for $\sigma_1/\bar{\sigma} > 1$ or, $1/3 \leq \eta \leq 2/3$) because different values of ξ can result in the same values of $\sigma_1/\bar{\sigma}$.

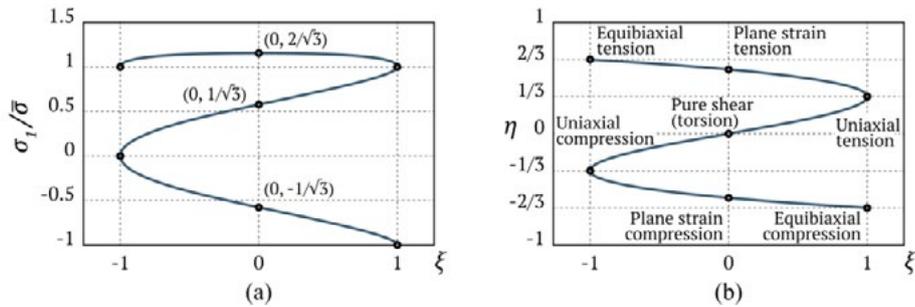


Fig. 8: Variation of (a) $\sigma_1/\bar{\sigma}$ and of (b) stress-triaxiality η with the Lode angle parameter.

Since the concept of fracture mode competition suggests an intertwining of mode I and III beyond uniaxial tension, like that proposed in [12], a new uncoupled ductile damage criterion may be proposed by combining the integrands of different criteria, one of them being the normalized Cockcroft-Latham one, since it presents a great suitability for out-of-plane shear-triggered cracking ($-1/3 \leq \eta < 1/3$). However, instead of using two shear-based criteria, a function that accounts for the dilatational effects on void growth and coalescence (that are directly related with crack opening by tension) should be considered when these effects start to be relevant ($\eta \geq 1/3$ – the uncertainty region). This justifies the following expression for the critical value of accumulated damage D_{crit}^{new} of the new criterion,

$$D_{crit}^{new} = \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} + C \int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left(\eta - \frac{1}{3} \right)^2 d\bar{\epsilon} \quad (7)$$

where C is a parameter to be determined from experiments, and the second term in the right-hand side is a modified version of the McClintock criterion which is only active in the ‘uncertainty region’ and that can ensure a smooth transition with the remaining fracture locus modelled by the normalized Cockcroft-Latham criterion. The influence of C in the overall shape of the fracture locus is schematically disclosed in Fig. 9a.

Regarding the modified version of the McClintock criterion by means of a quadratic term, it is worth noticing that Tai and Yang [13] also made use of such a term in the development of a damage criterion in which the weighting function is based on Lemaitre’s [14] definition of strain energy release rate associated to fracture initiation by means of void growth and coalescence.

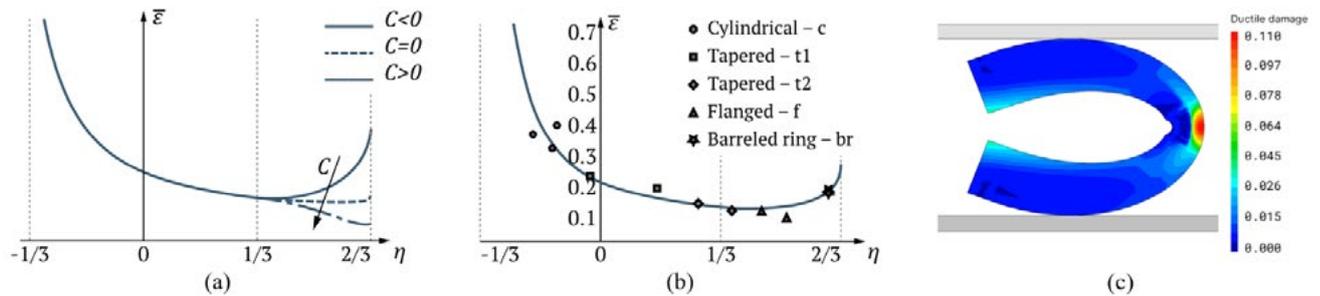


Fig. 9: (a) Schematic representation of the new proposed ductile damage criterion in the effective strain vs. stress-triaxiality space, (b) application of the new criterion to the test specimens of Table 1, FEM-predicted damage distribution according with the new criterion.

Fig. 9b presents the application of the new proposed criterion with a value of $C = -4.96$ to the entire set of experimental test cases of Table 1. The critical damage $D_{crit}^{new} = 0.11$ resulting from (7) allows establishing a fracture locus that is in good agreement with the experimental data and that proves the feasibility of using a single criterion to define the formability limits by fracture in bulk metal forming. Fig. 9c depicts the FEM-predicted damage distribution on the barreled ring according to the new criterion and the aforementioned values of C and D_{crit}^{new} , in which damage accumulates where fracture was seen to initiate, proving the new criterion predicts well the damage concentration regions.

4 Conclusions

Upset formability tests performed with a new ‘barreled ring’ geometry in conjunction with digital image correlation (DIC) measurements allow determining the experimental strains at fracture in bulk metal forming under biaxial tension. Combination of these results with others available in the literature clearly show that failure by cracking on the free surfaces of bulk metal forming parts subjected to stress-triaxiality values beyond uniaxial tension is characterized by a competition between the opening mode I (by tension) and the opening mode III (by out-of-plane shear). The new barreled ring specimen is a good example of this competition because cracks are triggered by shear and propagate radially by tension.

The new uncoupled ductile damage criterion built upon the integrand of the normalized Cockcroft-Latham criterion corresponding to crack opening by mode III and the modified integrand of the McClintock criterion related to crack opening by mode I, can surpass the difficulties of each individual criteria in modelling the formability limits of bulk metal forming for the entire range of stress-triaxiality values and still allowing for an accurate prediction of the damage concentration regions. The parameter C included in the new uncoupled ductile damage criterion is responsible for adapting its critical value at fracture as a function of the single or dual crack opening modes that characterize the ‘uncertainty region’.

Acknowledgements

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/EMEEME/0949/2020.

References

- [1] P. Martins, N. Bay, A. Tekkaya, and A. Atkins, “Characterization of fracture loci in metal forming,” *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 83, pp. 112–123, 2014.
- [2] H. Kuhn, P. Lee, and T. Erturk, “A Fracture Criterion for Cold Forming,” *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 95, no. 4, pp. 213–218, 1973.
- [3] E. Erman, H. Kuhn, and G. Fitzsimons, “Novel Test Specimens for Workability Testing,” in R. Chait and R. Papirno (Eds.), *Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites* (pp. 279–290). West Conshohocken, PA: ASTM International, 1 ed., 1983.
- [4] M. Cockcroft and D. Latham, “Ductility and the Workability of Metals,” *Journal of the Institute of Metals*, vol. 96, pp. 33–39, 1968.
- [5] F. McClintock, “A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 35, no. 2, pp. 363–371, 1968.
- [6] J. Hancock and A. Mackenzie, “On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 24, pp. 147–169, 1976.
- [7] C. Silva, L. Alves, C. Nielsen, A. Atkins, and P. Martins, “Failure by fracture in bulk metal forming,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 215, pp. 287–298, 2015.
- [8] Z. Marciniak and K. Kuczyński, “Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal,” *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 9, no. 9, pp. 609–620, 1967.
- [9] J. Magrinho, M. Silva, L. Alves, A. Atkins, and P. Martins, “New methodology for the characterization of failure by fracture in bulk forming,” *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 53, no. 4, pp. 242–247, 2018.
- [10] C. Nielsen and P. Martins, *Metal Forming: Formability, Simulation, and Tool Design*, New York, NY: Academic Press, 1 ed., 2021.
- [11] R. Sampaio, J. Pragana, I. Bragança, C. Silva, and P. Martins, “Revisiting the Fracture Forming Limits of Bulk Forming under Biaxial Tension,” accepted for publication in the *International Journal of Damage Mechanics*, 2021.
- [12] B. Cerik and J. Choung, “Ductile Fracture Behavior of Mild and High-Tensile Strength Shipbuilding Steels,” *Applied Sciences*, vol. 10, no. 20. 2020.

- [13] W. Tai and B. Yang, "A new damage mechanics criterion for ductile fracture," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 27, no. 4, pp. 371–378, 1987.
- [14] J. Lemaitre, "A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 107, no. 1, pp. 83–89, 1985.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

MatILDa[®]: the intelligent data base for FEM simulation

Kristin Helas ⁽¹⁾
Doris Wehage ⁽²⁾

ABSTRACT

Specific property improvements and an increase in resource efficiency are vital to optimize projects for a wide variety of production processes. A high, up to now unexploited potential is the application of realistic material parameters. The material database MatILDa[®] is a user-friendly and intelligent tool that provides comprehensive material properties for a wide range of plant and software solutions. Accurate, validated material data adapted to the conditions of the forming process can significantly increase the precision of simulation results, e. g. regarding temperature distribution, thermal expansion, power and work requirements, microstructure as well as phase fractions and the resulting material properties. This contribution explains the use of material data in common simulation programs.

Key words — material data base, forming and heat treatment simulation, experimental data, flow curves, microstructure / recrystallization model, transformation model

1. INTRODUCTION

Simulation is widely used in the field of forming and heat treatment processes. The possibilities range from the simulation of material flow, tool load and power curves to predicting the achievable tolerances so that time-consuming trials are progressively reduced and replaced by "virtual reality" during product development. Thus, realistic simulation has been continuously optimized in recent years. Compromises are made – often unconsciously – with regard to material data. In practice, similar alloys or standard values and functions are applied without knowing the range of validity. Most important in this context, the forming process and the material behavior should be understood as one unit.

⁽¹⁾ Leader R&D; GMT Gesellschaft für metallurgische Technologie- und Softwareentwicklung mbH, Bernau bei Berlin, Germany; kristin.helas@gmt-berlin.com.

⁽²⁾ Materials Consultant; GMT Gesellschaft für metallurgische Technologie- und Softwareentwicklung mbH, Bernau bei Berlin, Germany; doris.wehage@gmt-berlin.com.

Validated material datasets determined in practical material investigations and matched to the forming parameters and the stresses in the forming process (tension, compression, torsion) can significantly increase the accuracy of simulation results. This is the application field of the material database MatILDa[®] which has been proven in more than 20 years. For example, the effects of huge deformation on the dynamic and static recrystallization behavior of Inconel 718 were investigated by Borowikow et al. [1] by using flow curves from torsion experiments of this database. Significant improvements in the accuracy of simulation results can be achieved on the basis of accurate material data regarding the calculation of temperature distribution, thermal expansion, force and work requirements, microstructure as well as phase fractions and resulting final properties. To exploit this potential, a wide variety of material data and models can be incorporated in the simulation by MatILDa[®] (see Fig. 1).

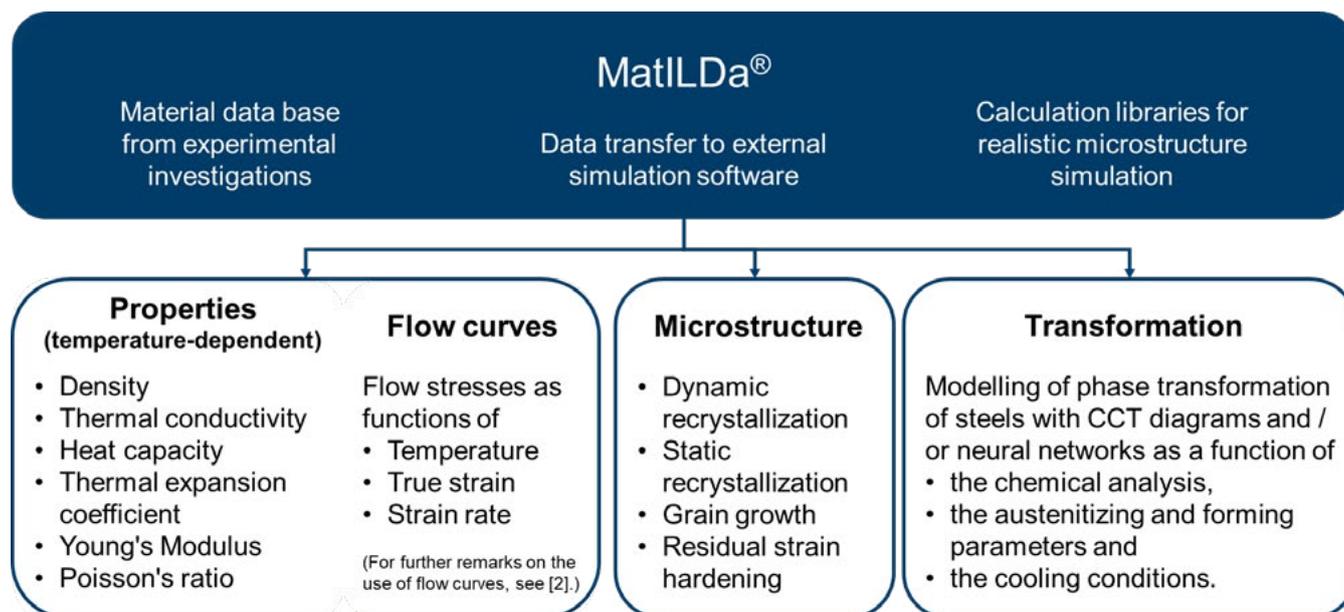


Figure 1: Scope of the material database MatILDa[®].

The material database MatILDa[®] provides physical and mechanical material properties for a wide range of metallic materials. Furthermore, it contains functions and models to realistically calculate flow curves, grain sizes and phase transformation. These functions and models usually have a complex nature: a wide variety of mostly semi-empirical approaches are tested and matched with reality; in case of high compliance, they are included in the material database. To simulate the recrystallization behavior, a semi-empirical model based on the approaches of Sellars [3] and modifications of Lehnert/Cuong [4] is used, whose practical feasibility has been demonstrated in numerous publications [5]-[9]. These models can be imported into FEM and simulation programs either as dataset or function.

2. USE OF MATERIAL DATASETS IN WORKING PRACTICE

At best, the implementation of these material data and models in FEM programs or individual process software is carried out by direct interface: the user simply selects the alloy for the workpiece and tool in the simulation software, and the material datasets are loaded in the background from the material database. Material data for individual materials can usually also be exported in a pre-defined file format from the material database into the simulation software.

During the FEM simulation, the condition in each node is checked and the parameters from the material database are applied as required. For example, the flow stress is determined from the datasets of the flow curves according to the prevailing temperature, the true strain and the strain rate in each node. This procedure also applies to the temperature-dependent material properties as a function of the temperature, which is determined in each node. For the microstructure model, the recrystallization and grain growth processes, and the resulting grain sizes are calculated according to the conditions at the individual nodes. This procedure can also be applied to the phase transformation.

The application of material datasets can be described as follows using the simulation of temperature distribution as an example: material parameters are imported from the material database into the simulation software. The boundary conditions of the forming process are defined in the simulation software. Various models are stored in the software for the simulation, e.g. a temperature model to simulate the time-temperature curve during forming. The material database now automatically supplies the required physical properties of the forming material in the background. This ultimately results in the temperature distribution in the component or in the die. Further application examples such as the distribution of the true strain, the strain rate as well as the grain size are summarized in Fig. 2.

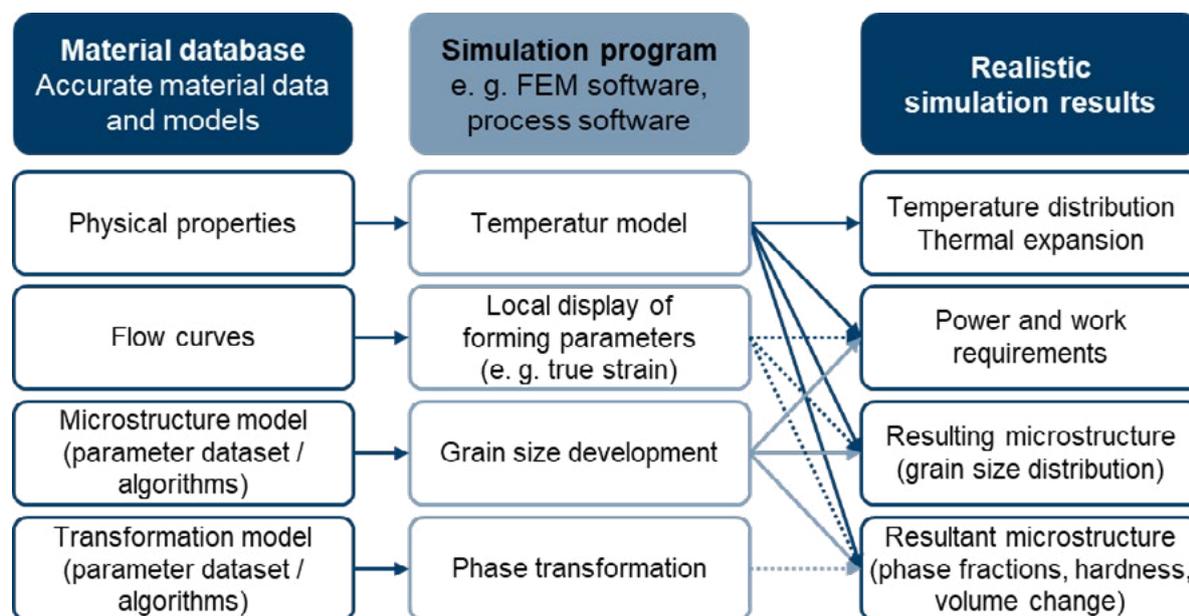


Figure 2: Use of material datasets in simulation.

In every day handling of simulation projects, cases occur in which the dataset for the required material is not available, but data for a similar alloy exist. For this purpose, MatILDa[®] can combine parameter sets of different materials in a so-called “virtual material” [1]. Note that certain ranges of validity should be respected. In this context, neural networks based on an extensive data evaluation of CCT diagrams can be used for the calculation of phase transformation, too. They apply to a selected range of analyses of a steel grade or a limited steel group and are described as a function of the chemical analysis, the cooling rate and the austenitizing temperature.

In principle, material data and models can be used to simulate any forming and heat treatment process. Hereafter, applications of the validated datasets of MatILDa[®] are summarized, which demonstrate the advantages of accurate material data and models in simulation projects of real forming processes and process chains:

- Microstructure and property calculation in the open-die forging process to optimize the process sequence [10].
- Microstructure simulation of a bar mill to optimize the temperature control and to avoid subsequent annealing treatment for selected materials [10].
- Die forging of an Inconel 718 in a 3-step manufacturing process to predict the grain size during forging [11].
- Temperature and microstructure simulation as well as distribution of forming intensity for a KOCKS-3-roll RSB[®] [12].
- Determininating the interaction between technological parameters and microstructure formation for the process chain, producing a turbine disk made of Inconel 718 by four cylindrical upsetting operations and final shaping with subsequent trimming [13].

3. COSTS AND BENEFITS OF VALIDATED MATERIAL DATA

A large number of these material data and models exist and should be used. Of course, a cost-benefit analysis justifies the decision to acquire material data. For better assessment, the experience of the authors is summarized.

For known alloys, material data can be gathered from literature. This is time-consuming and the integration of these data requires special know-how. Acquiring the complete spectrum of material properties in material investigations as well as creating material models (e.g. microstructure and transformation model) causes considerable costs: for *one steel* alloy, approx. 70,000 € must be expected. In that case, the acquisition of existing knowledge is a real alternative. This is illustrated in Fig. 3, showing a comparison of the costs for recording a new material dataset for *one steel* alloy with the corresponding acquisition of material data and models, as well as the license fee for a material database with *a large number of steel alloys*.

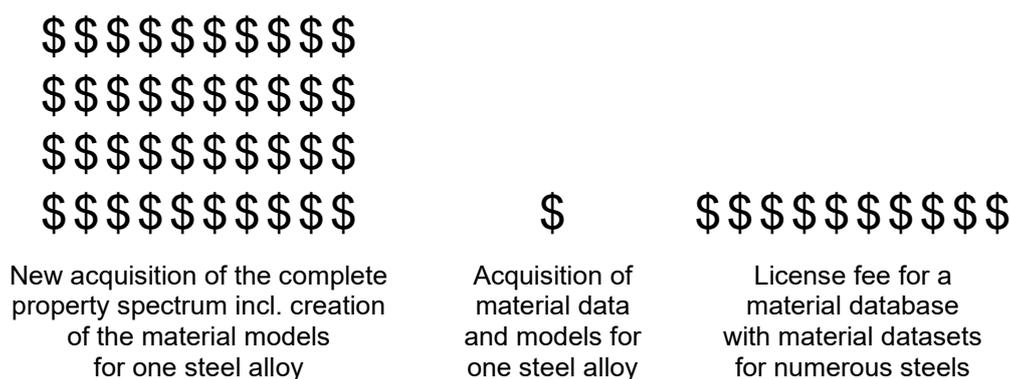


Figure 3: Approximate costs for material data of steel alloys.

The estimation of the financial benefit depends on the materials and the manufacturing process. For production processes, the following optimization fields emerge for the use of simulation software in combination with exact material data:

- *For process design:* The very precise prediction of the required forces and resulting stresses as well as the finishing mechanical properties in a manufacturing process can lead to savings in resources and work effort by eliminating costly test campaigns. For example, when making design changes to tools, the stresses can be reliably estimated.
- *When processing new alloys in existing processes:* Processes can be adjusted more precisely to the new requirement by means of precise simulation, with savings in resources and work effort due to unnecessary test series. This applies, for example, to the selection of suitable temperature control for a new alloy.
- *For the identification of product defects:* When analyzing product defects, a realistic simulation can provide information about their origin. This is done, for example, in die-forging by checking the filling of the dies or the achievable microstructure.

Once you have been convinced by the higher compliance of the simulation results by using accurate and validated material datasets, you will establish realistic material data and models as standard in simulation. Therefore, it is worthwhile for industrial users, who regularly simulate their forming or heat treatment processes to use a material database designed for this purpose. The following aspects should be considered when looking for suitable material datasets or a database for the simulation:

- The material datasets should be easily integrated and used in the simulation program. This can be done via interface or data import.
- The validity range of the material datasets should represent the process windows of the industrial process (temperature, true strain, strain rate, ...).

- The test setting from material investigations should be assigned to the material datasets. At best, the main stress in the forming process corresponds to the main stress state of the test.
- Material data should be provided by competent contact persons with very good materials expertise, who can assess the suitability of the material datasets for the respective requirements.

4. SUMMARY

Nowadays, almost every forming and heat treatment process can be simulated. The demands on the accuracy of the simulation results are very high, whereby a considerable potential for improvement is seen in the use of accurate, experimentally determined material data and models matching the forming parameters and the main stress state of the forming process. In addition to physical properties, flow curves and CCT diagrams resulting from practical material investigations are available in the material database MatILDa[®]. It also includes a microstructure model built from semiempirical and data-based approaches to describe recrystallization behavior as well as grain growth and neuronal networks to extend the calculation of transformation behavior. Data can be transferred to FEM or other simulation programs via an interface. The material database MatILDa[®] is designed to make material simulation accessible to a wide range of industrial users because of its uncomplicated interface, and, moreover, it can be used by specialists as a tool to analyze parameter influences in forming and heat treatment processes.

REFERENCES

- [1] A. Borowikow, H. Schafstall, H. Blei, D. Wehage, M. Borowikow: Integrierte Gefügemodellierung bei der FEM-Simulation mit Hilfe der Werkstoffdatenbank "MatILDa[®]", Numerische Simulation Verarbeitungsprozesse und prozessgerechte Bauteilgestaltung 2.-3. November 2004, Kompetenzzentrum Neue Materialien Bayreuth (2004).
- [2] A. Borowikow, D. Wehage, M. D. Bambach: Einfluss von Fließkurven auf die Berechnung des Kraft- und Arbeitsbedarfs bei der Simulation von Warmumformprozessen. massivUMFORMUNG (March 2021), pp. 24-29.
- [3] C. M. Sellars, L. A. Whiteman: Product Technology Conference on "Controlled rolling processing of HSLA-steels". York (1976).
- [4] N. D Cuong: Mathematische Modellierung und Simulierung der Gefügebildungsvorgänge beim Warmwalzen in Kalibern, vorzugsweise beim Walzen von Stabstahl und Draht. Dissertation TU Bergakademie Freiberg (1991).
- [5] A. Borowikow: Modellbetrachtungen zur Ver- und Entfestigung höherfester schweißbarer Feinkornstähle. TU Bergakademie Freiberg, Berg- und Hüttenmännischer Tag (1990).
- [6] W. Lehnert, D. C. Nguyen, H. Wehage: Simulation of austenitic microstructure in rod and wire rolling of quenched and tempered steel grades. Steel research (1995) No.11, p. 66.
- [7] W. Lehnert, D. C. Nguyen, H. Wehage: Werkstoffgefüge beim Walzen von Draht und Stabstahl. Draht Vol. 44 (1993) No. 10, pp. 559-566.
- [8] W. Lehnert; D. C Nguyen, H. Wehage, R. Werners: Simulation der Austenitkornfeinung beim Walzen. Stahl und Eisen (1993) No. 6, p. 113.
- [9] H. Wehage, U. Skoda-Dopp, U. Quitmann, W. Sauer: Stichplansimulation und -optimierung für das Warmflachwalzen. MEFORM 98. Umformtechnisches Seminar Modellierung von Umformprozessen am Institut für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg (February 1998).
- [10] A. Borowikow, D. Wehage, H. Blei: Modell zur Gefüge- und Eigenschaftsberechnung für online und offline Anwendungen. XXVI. Verformungskundliches Kolloquium, Plannersalm, AT (March 2007), pp. 123-137.
- [11] N. Biba, A. Borowikow, D. Wehage: Simulation of Recrystallisation and Grain Size Evolution in Hot Metal Forming. AIP Conference Proceedings Vol. 1353, No. 1, American Institute of Physics (2011), pp. 127-132.
- [12] M. Kruse, M. Schuck, A. Borowikow: Innovations in simulation of microstructure developments. Materials Science Forum Vols. 706-709 (2012), pp. 2170-2175.
- [13] N. Biba, A. Borowikow, D. Wehage: Möglichkeiten und Grenzen der simulationsbasierten Prozesskettenoptimierung. Internationale Konferenz „Neuere Entwicklungen in der Massivumformung“. Fellbach bei Stuttgart (May 2015).



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Avaliação de Estratégias de Forjamento a Quente em Matriz Aberta de Lingote de Aço com 45t

Hot Open Die Forging Strategy Evaluation of 45 tons Steel Ingot

Roberto Tiburcio C. Frota Jr. ⁽¹⁾
João Francisco R. da Cunha ⁽²⁾
Paulo Augusto M. de Oliveira ⁽³⁾

RESUMO

Na produção de produtos de aço provenientes de um lingote de 45t, um dos pontos que requer uma atenção especial, está relacionado com o processo de forjamento em matriz aberta desse lingote. Várias estratégias podem ser adotadas visando a quebra de toda a estrutura bruta de solidificação e a garantia da eliminação dos vazios internos que são inerentes ao processo de solidificação do lingote. Este trabalho tem como objetivo avaliar qual a melhor estratégia de forjamento em matriz aberta de um lingote 45t em aço AISI 4340 utilizando simulação numérica pelo método de elementos finitos. Três diferentes estratégias de forjamento foram avaliadas e o processo que obteve o melhor resultado em termos de consolidação dos vazios internos, foi a estratégia que contém o esquadrejamento entre placas no segundo calor.

Palavras-Chaves — Forjamento a quente, matriz aberta, elementos finitos, fechamento de vazios, AISI 4340.

ABSTRACT

In manufacturing of steel products from 45tons ingot, one the most important process is the hot open forging die operation. Several strategies can be adopted aiming at breaking the

⁽¹⁾ Mestre em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Pesquisador, Villares Metals – Sumaré-SP, roberto.frota@villaresmentals.com

⁽²⁾ Engenheiro Mecânico, Engenheiro de Processos a Quente, Villares Metals – Sumaré-SP, joao.ruy@villaresmetals.com

⁽³⁾ Mestrando em Engenharia Mecânica, Gerente Engenharia de Processos a Quente, Villares Metals – Sumaré-SP, paulo.morais@villaresmetals.com

solidification structure and assuring the elimination of internal voids that are inherent to ingot solidification process. This work aims to evaluate the best open die forging strategy of a 45 tons ingot in AISI 4340 steel using numerical simulation by the finite element method. Three different forging strategies were evaluated and the process that obtained the best result in terms of internal voids consolidation, it was the strategy that performs the squaring between plates on the second heat.

Key words — Hot Forging, Open Die, Finite Element Method, Void Closing, AISI 4340 Steel.

1. INTRODUÇÃO

O processo de forjamento de grandes lingotes se tornou uma prática constante na Villares Metals S.A., seja para a produção de blocos de aço usados em moldes de injeção de plástico ou para produção de grandes peças forjadas a indústria de geração de energia. Com o aumento das dimensões dos lingotes chegando até 45 toneladas, devido à demanda do mercado, torna-se necessário aumentar a confiabilidade no processo para obtenção do produto forjado com qualidade. Desse modo, é extremamente importante garantir certo grau de deformação e, conseqüentemente, obter-se um forjado com propriedades mecânicas homogêneas. A homogeneização das propriedades mecânicas envolve a quebra da microestrutura bruta de solidificação e a caldeamento de vazios localizados na linha central dos lingotes [1], sendo isto realizado principalmente através do processo de forjamento [2]. A **Figura 1** mostra esquematicamente a estrutura de um lingote de aço fundido em lingotamento convencional.

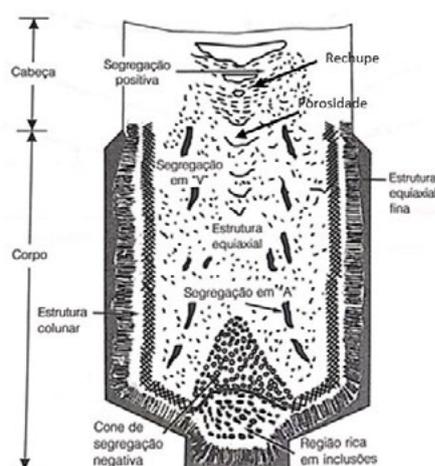


Figura 1: Desenho esquemático da estrutura de um lingote [3].

Na região superior próximo a cabeça do lingote, um pouco abaixo de onde se encontra o rechupe é muito comum haver porosidade que é inerente do processo de solidificação.

Desse modo, o estudo de fechamento de vazios internos em lingotes de aço tem sido um assunto recorrente na academia e em fóruns especializados no assunto. Um dos parâmetros bastante estudado é a razão de largura da matriz (B/H), que corresponde a razão entre B, a largura da ferramenta, e H, altura do lingote. Este parâmetro determina o estado de tensões e a distribuição da deformação no lingote e é considerado importante para a consolidação do núcleo do lingote, estando diretamente relacionado ao fluxo de material no interior do lingote em função do atrito imposto pela matriz. Utilizando a modelagem numérica pelo método de elementos finitos (MEF), Cho *et al* [4], Shah *et al* [2] e Overstam *et al* [5] chegaram a resultados próximos com o valor ideal para a razão B/H em torno de 0,6.

Outro parâmetro importante é o Q-valor [6] que é calculado por meio da integral da razão da tensão hidrostática pela tensão efetiva acumulada pela deformação efetiva, conforme equação (1).

$$Q = - \int_0^{\bar{\epsilon}} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon} \quad (1)$$

Onde, $\bar{\epsilon}$ é a deformação efetiva, σ_m é a tensão hidrostática e $\bar{\sigma}$ é a tensão efetiva. Kishimoto et al [7] estudou o fechamento de vazios com um lingote de 30 toneladas de aço e concluiu que o fechamento acontece para valores de Q-valor acima de 0,62.

A tarefa de estudar fechamento de vazios em grandes lingotes é muito cara e trabalhosa para ser realizada em escala industrial, a utilização de simulação numérica se torna mandatória neste assunto. O Centro de Pesquisa da Villares Metals com mais de 15 anos de competência em simulação numérica de processos de conformação mecânica, realizou um estudo para definir qual é a melhor estratégia para do forjamento de um lingote de aço AISI 4340 de 45 toneladas. Três diferentes estratégias foram selecionadas e simuladas e um critério de fechamento de vazios foi utilizado para avaliar a qualidade no fechamento de vazios na região central do lingote.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento deste trabalho foram realizadas simulações numéricas por elementos finitos utilizando o software comercial DEFORMTM3D. O modelo rígido-viscoplástico foi definido para o estudo, isto significa que as matrizes foram consideradas rígidas e o lingote, objeto deformável, foi modelado por comportamento viscoplástico, onde as deformações elásticas são ignoradas e calculadas apenas deformações plásticas que são muito maiores durante todo o processo de forjamento. Para maior proximidade com a realidade, além do cálculo de deformações foram considerados cálculos térmicos, visto que em processos a quente a temperatura é fundamental na modelagem do comportamento do material.

O material do lingote foi o aço AISI 4340, correspondente ao aço VM40FO do portfólio da Villares Metals, cujo a composição química nominal está na **Tabela 1**.

Tabela 1: Composição Química do aço AISI 4340 (%massa)

C	Mn	Cr	Ni	Mo
0,40	0,70	0,80	1,80	0,25

As propriedades térmicas e plásticas utilizadas na simulação foram calculadas pelo software JMatPro[®] baseadas na composição química. Para o material das matrizes foi considerado o aço AISI H13 com os parâmetros da biblioteca de materiais do DEFORMTM3D.

A **Figura 2** apresenta as principais dimensões do lingote que foi utilizado na simulação e corresponde a geometria real do lingote.

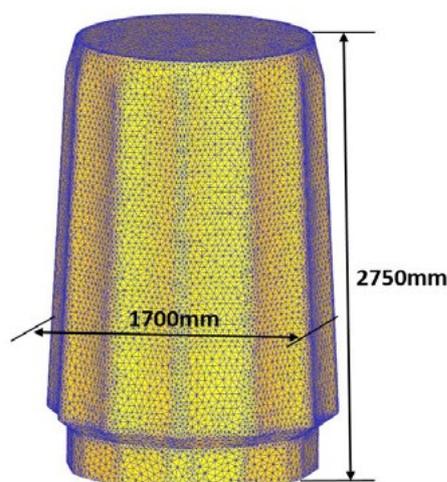


Figura 2: Geometria e principais dimensões do lingote 45t com a apresentação da malha de elementos finitos.

Nesta **Figura 2**, ainda é possível observar a superfície dos 200 mil elementos finitos da malha

definida no início da simulação.

A temperatura inicial do lingote em cada calor de forjamento foi de 1260°C e para as matrizes 200°C, sendo considerado a temperatura ambiente de 30°C, coeficiente de convecção de 20W/m²K e emissividade de 0,7. Como o processo de forjamento real é realizado sem lubrificação foi definido um coeficiente de atrito cisalhante de 0,7.

Visando o objetivo do estudo foram realizadas simulações de 3 estratégias de forjamento diferentes. A **Tabela 2** mostra as etapas consideradas para cada simulação.

Tabela 2: Etapas planejadas para o forjamento

Simulação 1	Simulação 2	Simulação 3
1º Calor	1º Calor	1º Calor
Recalque	Recalque	Recalque
Desbaste OIT1700mm	Desbaste OIT1700mm	Esquadrejamento QD1700mm
-	-	Desbaste OIT1700mm
2º Calor	2º Calor	2º Calor
Recalque	Recalque	Recalque
Esquadrejamento QD1600mm	Desbaste OIT1470mm	Desbaste OIT1470mm
Desbaste OIT1470mm	-	-

Lembrando que a operação de recalque é quando redução de altura do lingote com aumento de diâmetro. Já o desbaste é a redução de diâmetro com o aumento de comprimento, e o esquadrejamento é uma operação de desbaste que utiliza as placas de recalque como matrizes. A largura da matriz durante o desbaste foi de 800mm e as placas de recalque largura de 2200mm.

Na **Tabela 2**, ainda se observa que as 3 simulações a dimensão final é a mesma para realizar a comparação e a diferença entre elas é a operação de esquadrejamento que é realizada no 2º calor na Simulação 1, não é realizada no Simulação 2 e na Simulação 3 é praticada no 1º calor.

Para analisar os resultados foram realizadas comparações na geometria final dos lingotes forjados, da deformação efetiva na secção longitudinal e avaliação do critério de fechamento de vazios que no DEFORM está denominado de Critério de Ayada Negativo que é equivalente ao Critério de Q-valor apresentado na introdução, apenas diferenciando pelo sinal negativo que está na Equação 1 e no valor computado pela simulação não considera. Desse modo, os valores apresentados pela simulação serão negativos devido a tensão hidrostática de compressão característica e necessária para o fechamento dos vazios.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O primeiro resultado a ser analisado foi a geometria final do lingote forjado apresentado nas **Figuras 3 a 5**.

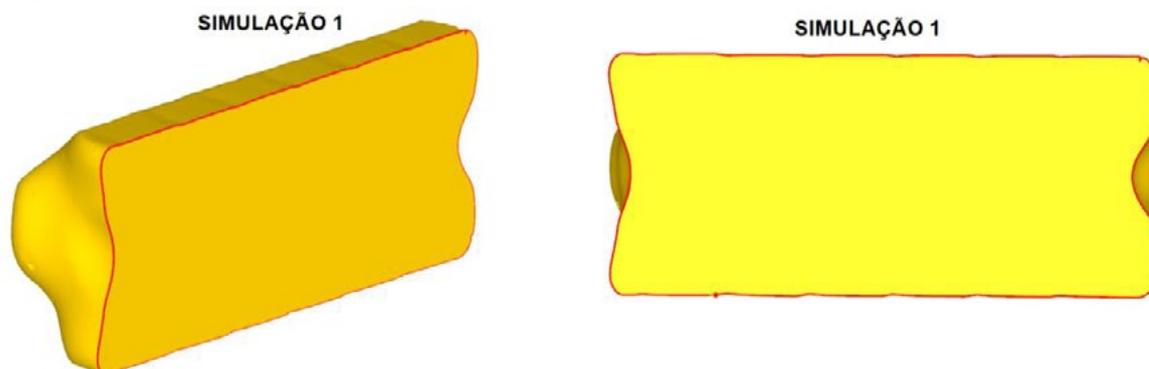


Figura 3: Geometria em corte longitudinal final lingote forjado na Simulação 1.

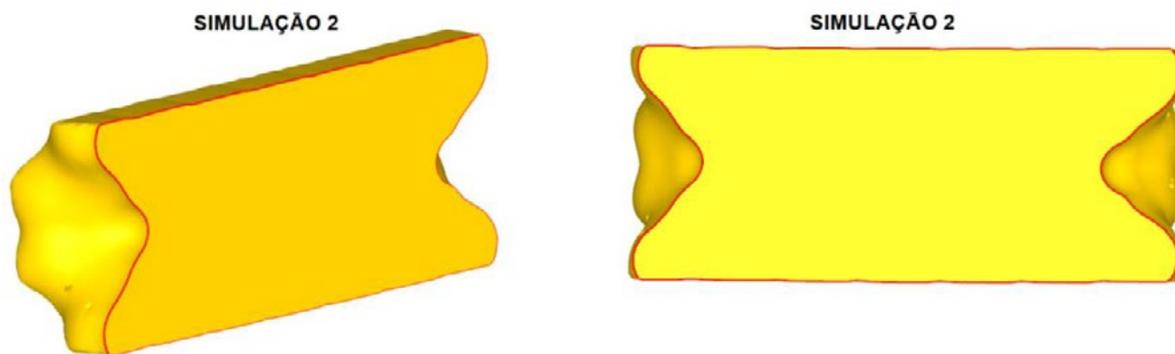


Figura 4: Geometria em corte longitudinal final lingote forjado na Simulação 2.

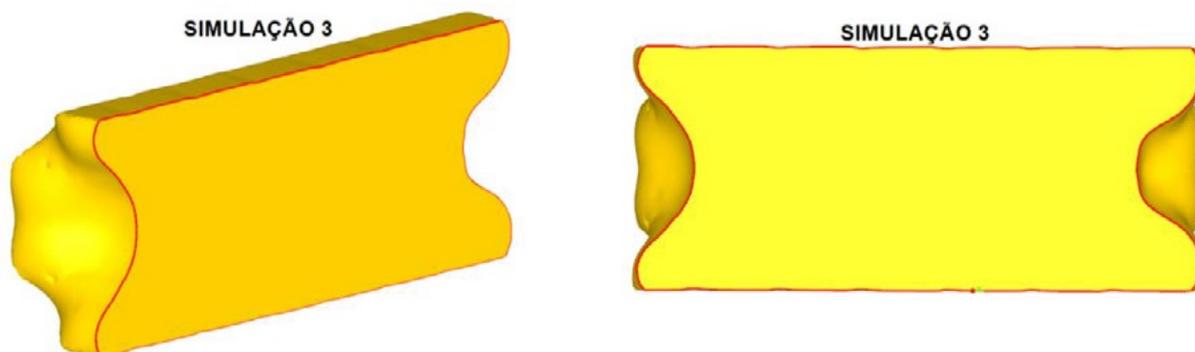


Figura 5: Geometria em corte longitudinal final lingote forjado na Simulação 3.

A principal diferença deste resultado nas 3 simulações é observada nas extremidades dos lingotes forjados, onde é possível notar que na simulação 1 a profundidade da calota convexa formada é bem menor que nas outras duas simulações. Isto já é um indício de que houve uma maior expulsão de material no centro do lingote com o processo da Simulação 1.

A **Figura 6** mostra o resultado de deformação efetiva na secção longitudinal dos lingotes forjados:

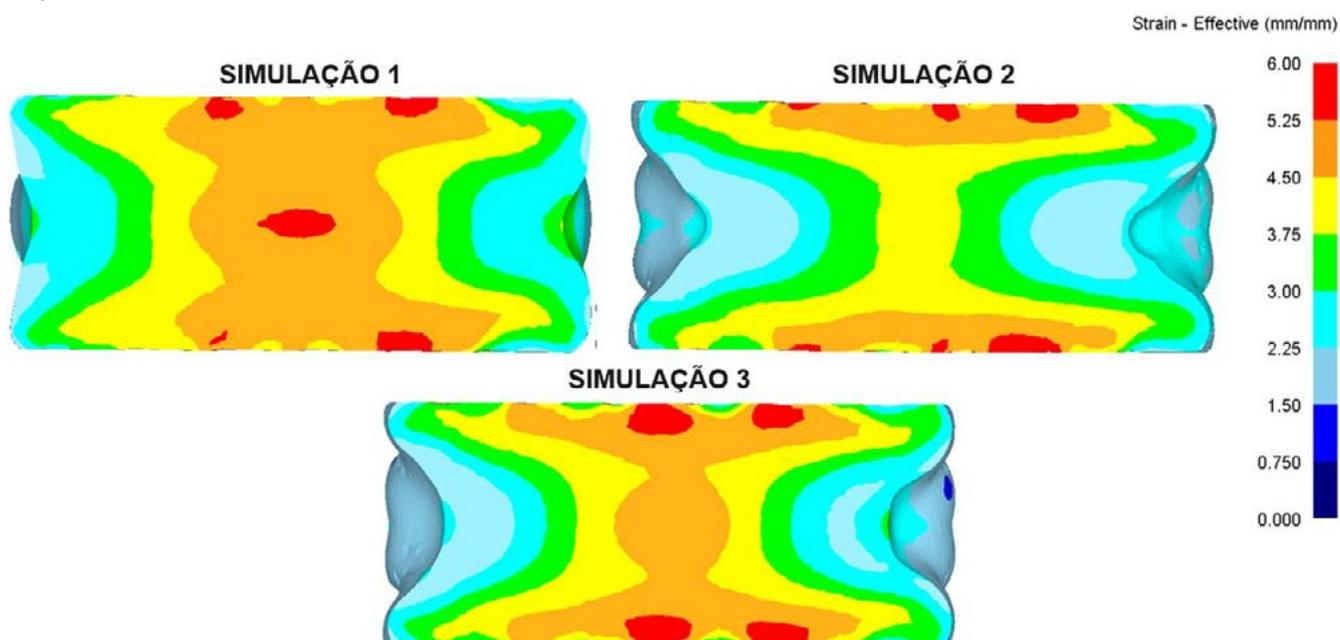


Figura 6: Deformação efetiva final da secção longitudinal para as 3 simulações.

Este resultado confirma o que foi observado na geometria das extremidades dos lingotes forjados, onde a menor profundidade da calota indicava maior expulsão de material na região central do lingote forjado na Simulação 1, mostrando como a deformação efetiva na região central foi maior do que das outras simulações. Outro resultado importante é notar como a simulação 2 que não tem a

etapa de esquadrejamento tem a menor deformação efetiva entre os 3 processos.

Por fim, a **Figura 7** ilustra o resultado do critério de fechamento de vazios. Vale ressaltar que para este resultado quanto menor o valor, melhor para o processo e que para a literatura valores menores que -0,62 são forte indicativo de fechamento de vazios. Analisando o resultado, seguindo o que já foi observado nos resultados anteriores a Simulação 1 contém uma região maior para valores do Critério de Ayada Negativo abaixo de -0,62, definindo-se assim como a melhor rota de forjamento para garantir a consolidação de vazios provenientes da solidificação do lingote.

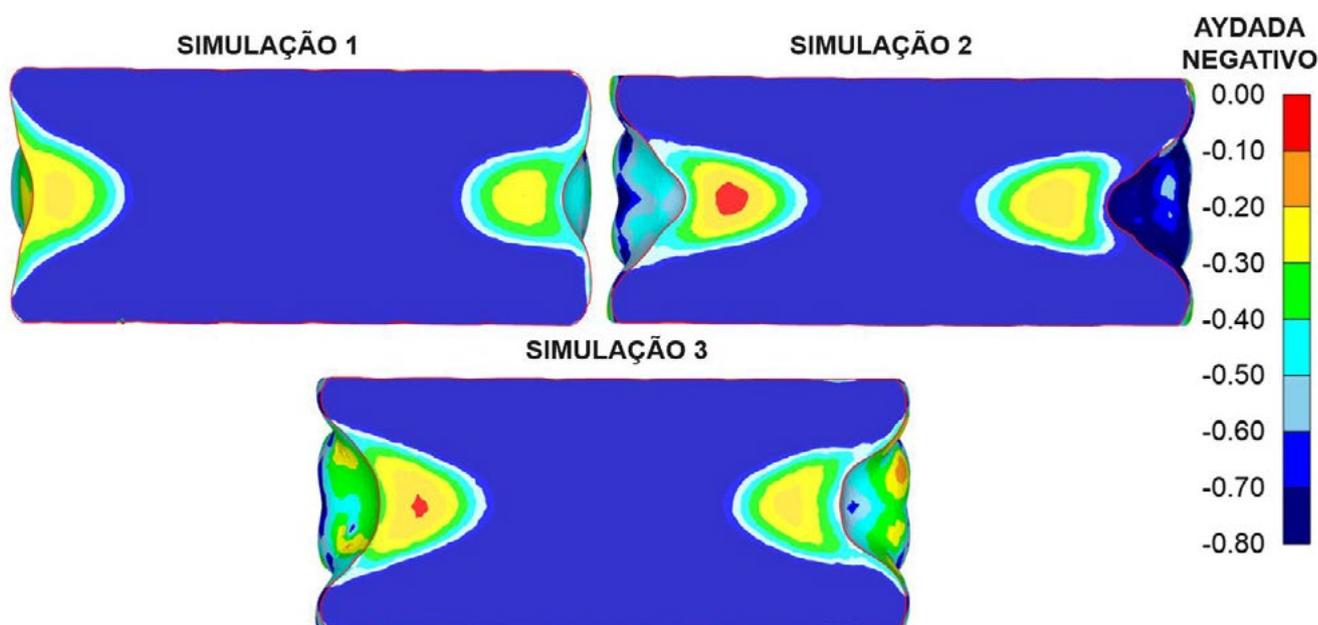


Figura 7: Critério de Ayada Negativo da secção longitudinal para as 3 simulações.

4. CONCLUSÃO

Simulação numérica pelo método de elementos finitos foi realizada com sucesso em 3 estratégias de forjamento a quente em matriz aberta com o objetivo de definir a melhor sequência de etapas para garantir a consolidação do fechamento de vazios no interior do lingote.

Os resultados mostraram que a estratégia da Simulação 1, onde o esquadrejamento é realizado no segundo calor apresentou maior expulsão de material na região central do lingote, maior deformação efetiva e maior região com valores abaixo de -0,62 no critério de fechamento de vazios.

Este melhor resultado é obtido porque ao realizar esquadrejamento entre placas no segundo calor, aumenta-se a relação B/H para valores maiores que 0,6 propiciando maior deformação na região central do lingote no melhor momento do processo de forjamento.

AGRADECIMENTOS

À Villares Metals pelo apoio para a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- [1] BODNAR, R. L., BRAMFITT, B. L., *Physical Modeling of Centerline Consolidation in Heavy Forgings Using Plasticine*. Transactions of the ISS, p. 51-66, September 1987.
- [2] SHAH, K. N., KIEFER, B. V., GAVIGAN, J. J., *Finite Element Simulation of Internal Void Closure in Open-Die Press Forging*. Advanced Manufacturing Process, 1(3&4), p. 501-516, 1986.
- [3] BROSSI, A. Untersuchung über den einfluss des schmiedens auf die mechanischen eigenschaften bei freiformschmiedestücken. In: International Forgersmasters Conference, 1952. A influência do Forjamento sobre as Propriedades Mecânicas dos Forjados em Matriz Aberta. Tradução realizada pela SEIQ (Serviços de Engenharia Industrial e Qualidade), revisão 4, 2008.

- [4] CHO, J. R., BAE, W. B., KIM, Y. H., CHOI, S.S., KIM, D. K., *Analysis of the Cogging Process for Heavy Ingots by Finite Element Method and Physical Modelling Method*. Journal of Materials Processing Thecnology, vol. 80-81, p. 161-165, 1998.
- [5] OVERSTAM, H., JARL, M., FEM-Simulation of Drawing Out in Open Die Forging. Steel Research Int., vol. 75, n.12, p. 812-817, 2004.
- [6] ARAKI, S.; TSUDA, O.; MATSUSHITA, T.; SATO, T.; OCHI, T. Proceedings of the Japanese Spring Conference for the Technology of Plasticity. 1986, pp.383-386.
- [7] KISHIMOTO, A.; ARIKAWA, T.; KAKIMOTO, H.; YOSHIDA, T; KAGAWA, Y. The Development of an Optimum Forging Pass Schedule for Open-Die Forging. Steel Casting & Forging Division, KOBE STEEL Ltd. 2011, pp. 344–348.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Degree of deformation versus microhardness of an AISI 1010 cold forged steel

Germán Abate ⁽¹⁾

Alberto Pereyra Osenda ⁽²⁾

Daniel Martinez Krahmer ⁽¹⁾

ABSTRACT

El conformado en frío produce un endurecimiento sobre el material que se deforma. La magnitud del endurecimiento es función del material y del grado de deformación plástica aplicada. El mismo puede cuantificarse experimentalmente mediante mediciones de microdureza, y computacionalmente, a través de la técnica de simulación por elementos finitos por medio de la respuesta que entrega el software denominada deformación plástica efectiva. Entonces, en este trabajo se correlacionaron los valores obtenidos por medio de ambas técnicas, considerando un ensayo de recalado en frío de una probeta cilíndrica de acero trefilado AISI 1010, obteniendo una buena correlación entre ambos valores, dependientes de la posición en la probeta recalada.

Key words — Recalado en frío, endurecimiento por deformación, simulación computacional, microdureza Vickers, acero AISI 1010, ensayo simulativo.

1. INTRODUCTION

Los procesos de conformado plástico dan forma a las piezas aplicando principalmente esfuerzos de compresión. Por esta razón, si bien es cierto que el ensayo universalmente más utilizado para caracterizar el comportamiento mecánico de los materiales es el de tracción, en este caso no resulta de utilidad para los procesos de conformado dado el tipo de carga utilizada y que la deformación se concentra en una zona muy específica, contrariamente a lo que sucede en los materiales que, por ejemplo, se forjan en matriz cerrada, en donde la deformación ocurre en todo el volumen de la pieza. De ahí la necesidad de emplear otros ensayos simulativos como pueden ser el de compresión de anillo o el de recalado de cilindros entre placas paralelas [1].

⁽¹⁾ Mechanical Engineer, Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Buenos Aires, Argentina

⁽²⁾ Metallurgical Engineering Student; Universidad Nacional de Hurlingham, Buenos Aires, Argentina

Muchas piezas son conformadas en frío a partir de aceros económicos, porque a través de este proceso es posible incrementar sus propiedades mecánicas de manera significativa. Sin embargo, hay un limitante con el grado de deformación que es posible imprimirle, por cuanto de superarlo se provocará la rotura de la pieza en cuestión [2].

El incremento de las propiedades mecánicas deviene a partir que toda deformación plástica en frío traerá aparejada un endurecimiento del material en todo su volumen, situación que dependerá del grado de deformación aplicado, del tamaño de la probeta, del tipo de material, de la fricción y de la ubicación en el volumen de la zona que se desea analizar [3].

Dentro de la información de salida que es posible obtener mediante un software de simulación computacional de estos procesos, se encuentra el mapa que muestra el grado de deformación en cada nodo de la malla de elementos finitos [4].

En consecuencia, en este trabajo nos proponemos correlacionar valores de microdureza Vickers, con la deformación plástica efectiva obtenida por simulación numérica, considerando un ensayo de recalado en frío, de una probeta cilíndrica de acero trefilado AISI 1010.

2. MATERIALES Y METODOS

Esta sección se encuentra dividida en tres apartados: Ensayo de recalado; análisis metalográfico y microdureza; y simulación computacional.

ENSAYO DE RECALCADO

El ensayo de recalado fue realizado en una celda de forja constituida por una prensa hidráulica Diada de 200 t, sobre la que se encuentra instalada una celda de carga de 1000 t marca Toledo.

Para efectuar el ensayo de compresión en seco se utilizaron placas de recalado de acero AISI H13 templadas y revenidas a 52 HRC rectificadas a una rugosidad media aritmética $R_a = 0,6 \mu\text{m}$.

La probeta recalada a una velocidad de 6 mm/s correspondió a una muestra cilíndrica de acero trefilado AISI 1010 de 25,4 mm de diámetro por 30 mm de altura. En tanto que la altura final de la probeta fue de 20 mm.



Figura 1: Celda de forja (izquierda) y recalado en frío de probeta cilíndrica

En la tabla 1 se presenta la composición química nominal y la dureza Vickers del acero AISI 1010 utilizado.

Tabla 1: Composición química [5] y dureza Vickers

Acero	Composición Química (% en peso)					HV 1
	C	Mn	P	S	Fe	
AISI 1010	0,08 - 0,13	0,30 - 0,60	≤ 0,04	≤ 0,05	Balance	200

ANALISIS METALOGRAFICO Y MICRODUREZA

Para su análisis microestructural, la probeta luego de comprimida, fue cortada inicialmente por un plano longitudinal mediante una máquina de electroerosión por hilo marca Novick Adspark modelo A35-MA. La superficie de corte fue pulida y atacada siguiendo los procedimientos indicados en la Norma ASTM Guide E3 (preparación de la muestra con papel abrasivo de carburo de silicio de granos con tamaño decreciente, pulido con silicio coloidal en etilenglicol y ataque con el reactivo para aceros al carbono Nital).

Las observaciones e imágenes metalográficas fueron efectuadas en un microscopio óptico Leica DMI5000M, en tanto que las determinaciones de la microdureza Vickers se realizaron en un microdurómetro Digimesh modelo MHVD-10000AP, empleando una carga de 1 kg y un tiempo de aplicación de la carga de 15 s.

SIMULACION COMPUTACIONAL

Las simulaciones computacionales fueron realizadas utilizando el software Simufact.Forming Versión 15. Dada la simetría geométrica de la probeta a recalcar, se optó por efectuar simulaciones por elementos finitos 2D axisimétricas, considerando las placas de recalcado indeformables, y empleando 37200 elementos cuadrangulares de 0,1 mm de tamaño.

Con relación a la máquina, se seleccionó una prensa hidráulica operando a una velocidad de 6 mm/s aplicando una carrera de 10 mm.

En cuanto al material de la probeta, se eligió un acero AISI 1010 de la librería del software, cuya curva de comportamiento corresponde al rango de temperatura 20 a 300 °C.

Inicialmente, para establecer el coeficiente de fricción de Coulomb μ , se efectuaron ocho simulaciones variando el coeficiente desde 0,05 a 0,40 con la finalidad de comparar el perfil de la forma abarrilada con el real de la probeta, resultando $\mu = 0,20$ como aquel coeficiente que produjo el perfil deformado de mayor similitud.

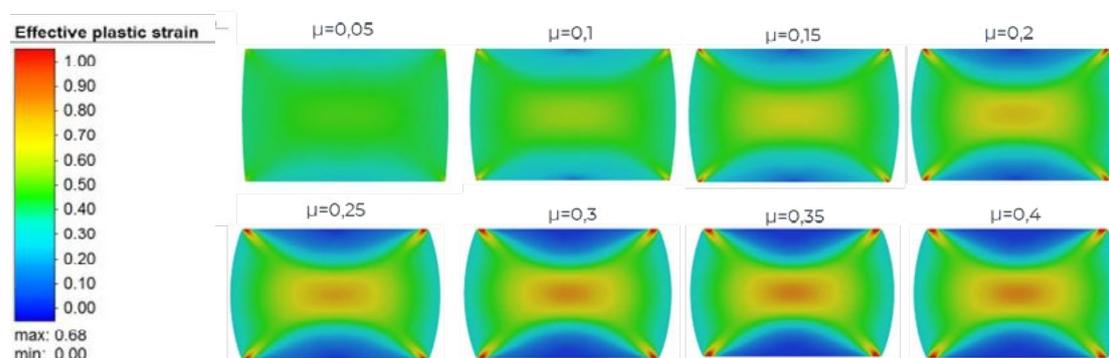


Figura 2: Simulaciones iniciales para establecer el coeficiente de fricción

Para la comparación de la geometría simulada con los diferentes coeficientes de fricción y la geometría comprimida se utilizó el software GOM Inspect 2018 en su versión Trial.

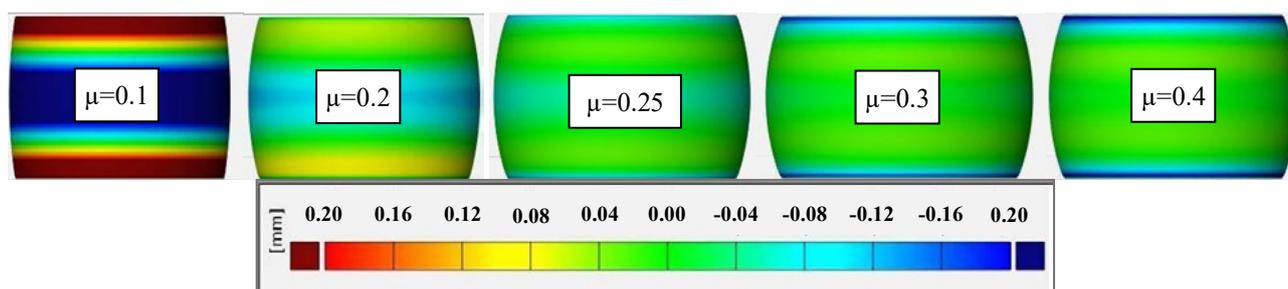


Figura 3: Comparación dimensional entre simulaciones y probeta comprimida

En la figura 3 podemos observar la desviación en mm entre la geometría de la probeta simulada respecto de la ensayada. En este sentido para los coeficientes de fricción $\mu=0,2$ y $\mu=0,25$ se evidenciaron las menores diferencias geométricas. En el primer caso la mayor diferencia se encuentra en la zona central de la probeta donde la simulación es 0,1 mm más delgada, mientras que en el segundo caso la diferencia se concentra en la zona de contacto con la matriz donde la probeta simulada tiene una dimensión 0,1 mm menor.

La forma del abarrilamiento depende de la fricción. En consecuencia, se realizaron mediciones del ángulo formado entre la superficie de la probeta y la tangente del perímetro abarrilado para las 8 probetas simuladas.

Tabla 1: Medición del ángulo de abarrilamiento en función del coeficiente de fricción.

μ	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35	0,40
Angulo (°)	92,3	100,3	103,6	106,2	113,1	115,6	116,8	122,3

Conforme aumenta el coeficiente de fricción se incrementa el ángulo de abarrilamiento de las probetas simuladas. A continuación, se muestra el resultado de la medición del ángulo de abarrilamiento para la probeta ensayada.

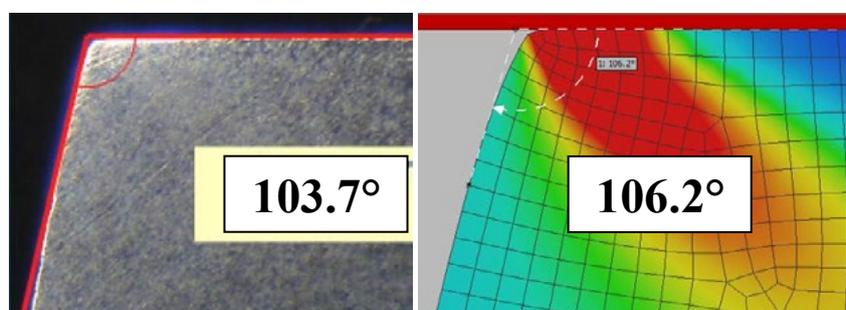


Figura 4: Ángulo de abarrilamiento para la probeta ensayada y simulada con un coeficiente de fricción 0.20

El ángulo de la probeta simulada con un coeficiente de rozamiento $\mu=0,2$ es mayor al medido en la probeta ensayada, lo cual es coherente con las diferencias geométricas que se visualizan en la figura 3. Por otra parte, para un coeficiente de fricción $\mu=0,25$ el ángulo es sensiblemente mayor, consecuencia de que la zona de contacto entre la probeta y la matriz es menor. Finalmente, se seleccionó para la medición del grado de deformación plástica la probeta con una fricción $\mu=0,2$.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Los resultados de este trabajo se encuentran desagregados en dos apartados: Análisis metalográfico y microdureza, y simulación computacional.

ANALISIS METALOGRAFICO Y MICRODUREZA

Las zonas elegidas para realizar las imágenes metalograficas fueron seleccionadas con relación al grado de deformación plástica, comenzando con la zona menos deformada o “zona muerta” (ver zona 1 figura 5) y terminando en la zona central de la muestra que fue la mas afectada por la deformación en frío (ver zona 5 figura 5).

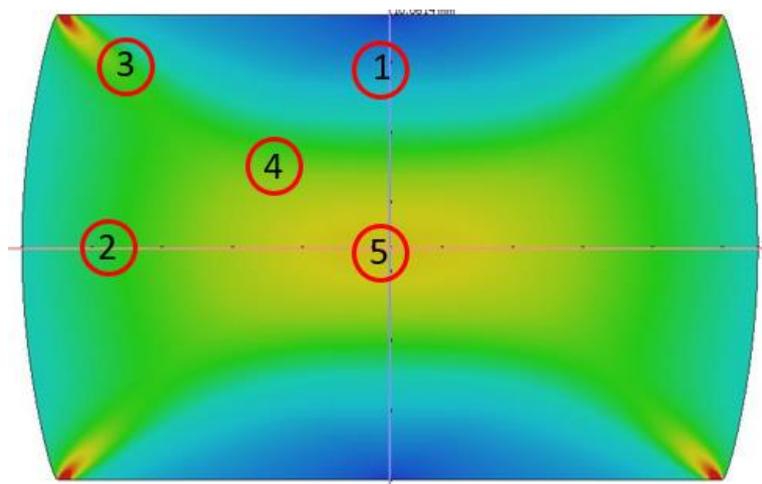


Figura 5: Ubicación de las imágenes metalográficas y ordenamiento por cantidad de deformación

En la figura 5, correspondiente a la posición 1, se observa una organización de los granos típica de un acero al carbono, con una disposición en forma de bandas, propia del material trefilado con el tamaño de grano sin modificar.

En la figura 6 (posición 2) se evidencian signos del abarrilamiento del lateral de la muestra, presentando las bandas más cercanas entre sí y los granos alargados verticalmente. Este efecto es provocado por el empuje lateral del material deformado de la zona central de la probeta contra la restricción provocada por la fricción en la zona de contacto con las placas de recalado.

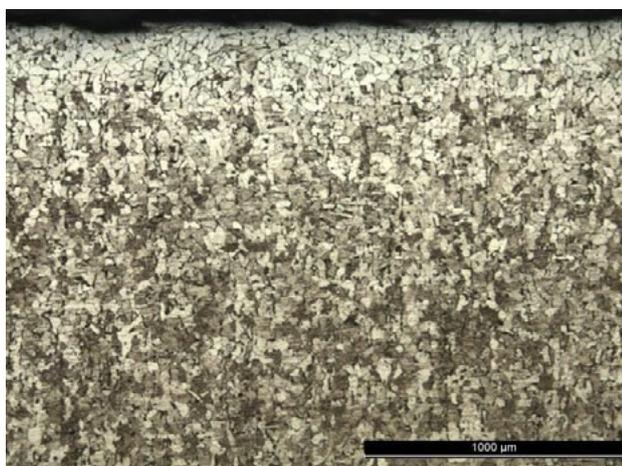


Figura 5: Posición 1 zona muerta (50X)

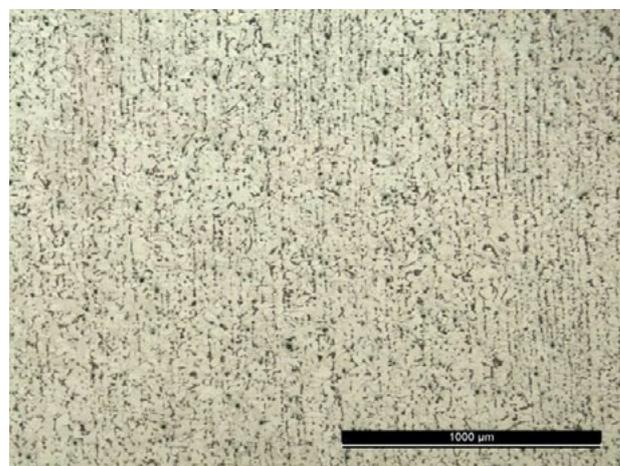


Figura 6: Posición 2, zona lateral (50X)

La figura 7 (posición 3) corresponde al vértice de la probeta en contacto con la placa de recalado, lugar de intersección entre el cono de la zona muerta y la zona de “abarrilamiento”.

La figura 8 (posición 4) corresponde a la zona diagonal de deslizamiento. En esta imagen puede apreciarse la diferencia entre la distribución de las bandas de ferrita en la zona de baja deformación (a la derecha) y las bandas “abarriladas” (izquierda).

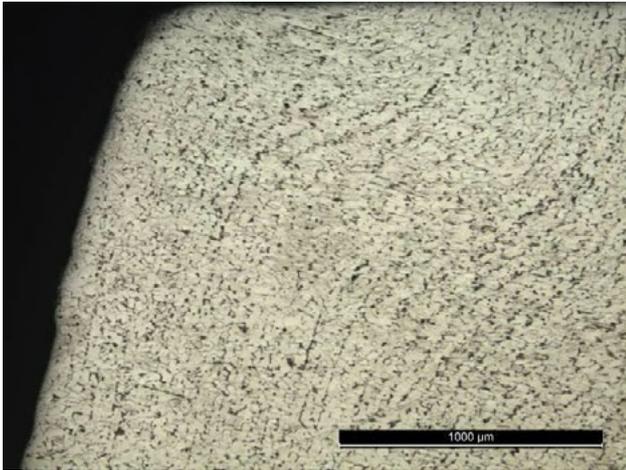


Figura 7: Posición 3, vértice en contacto con placa de recalcado (50X)

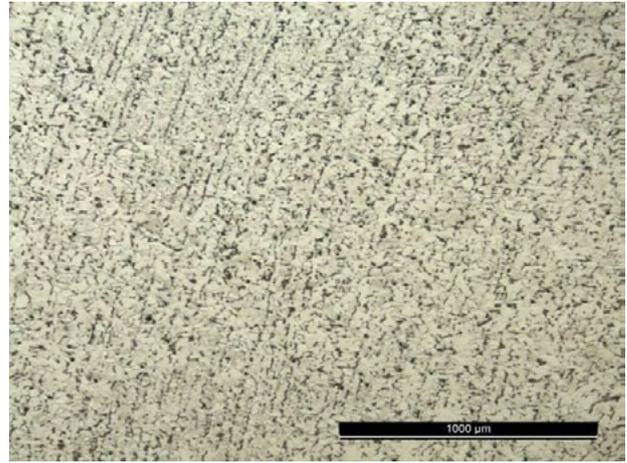


Figura 8: Posición 4, zona diagonal de deslizamiento (50X)

Por último, la figura 9 (posición 5) corresponde a la metalografía de la zona central de la probeta. En esta ubicación no es posible identificar ni el patrón microestructural típico de trefilado, así como tampoco el abarrilamiento por compresión.

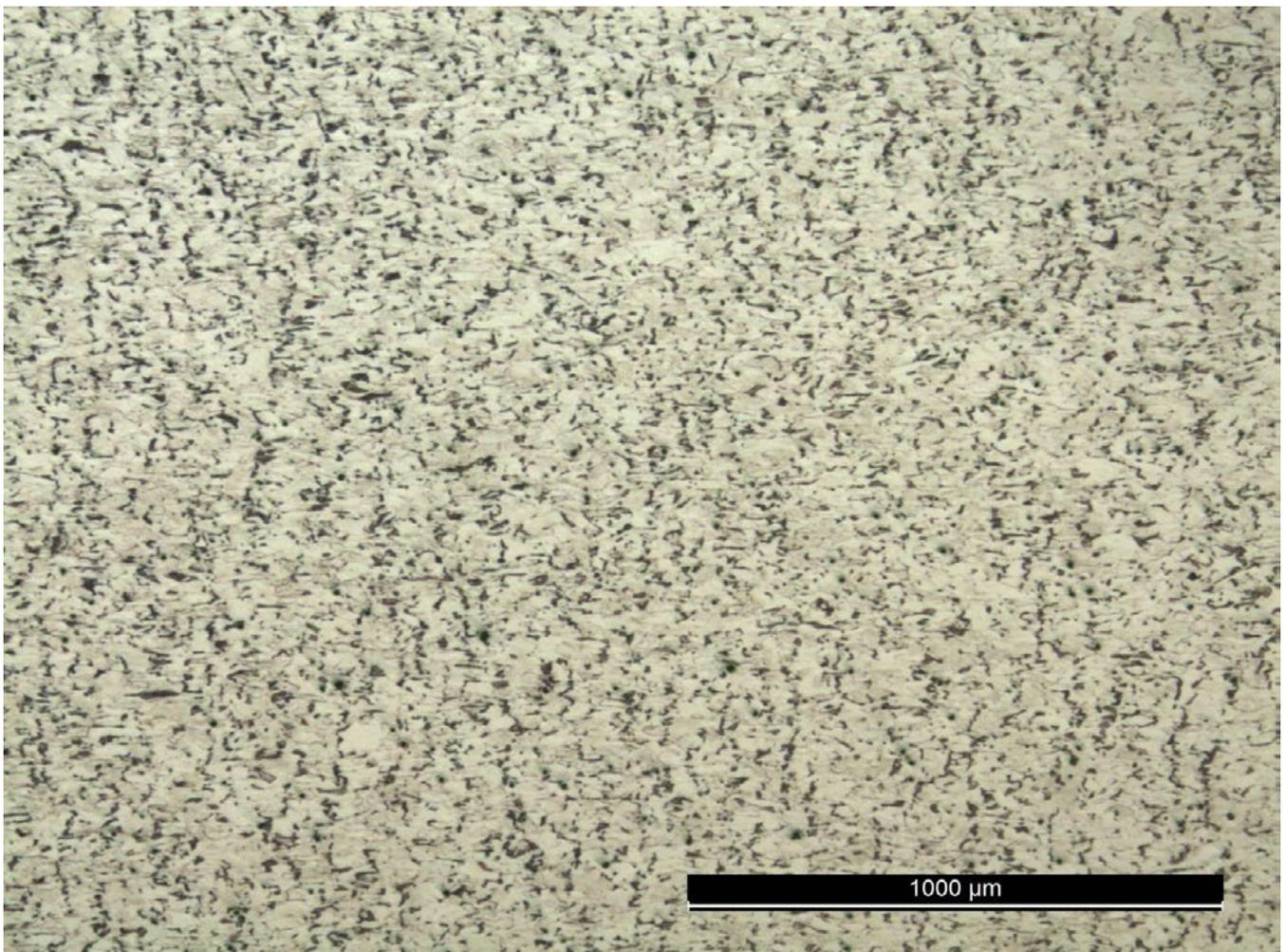


Figura 9: Posición 5, zona central (50X)

Con el objeto de cuantificar el grado de deformación y su relación con la microdureza, se presenta a continuación una progresión de metalografías que muestran la morfología de los granos segmentados por zona.

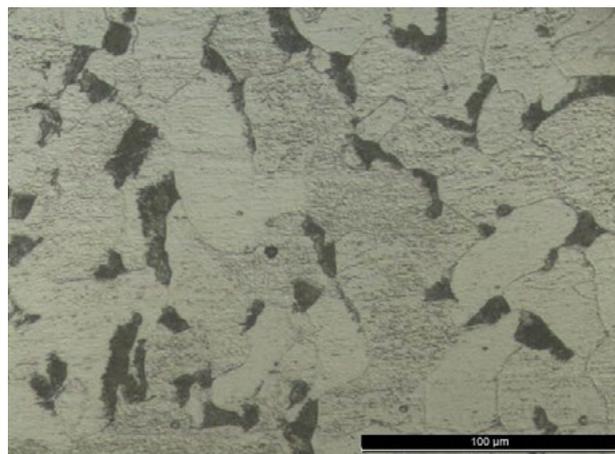


Figura 10: Posición 1 zona muerta 203 HV (500X)

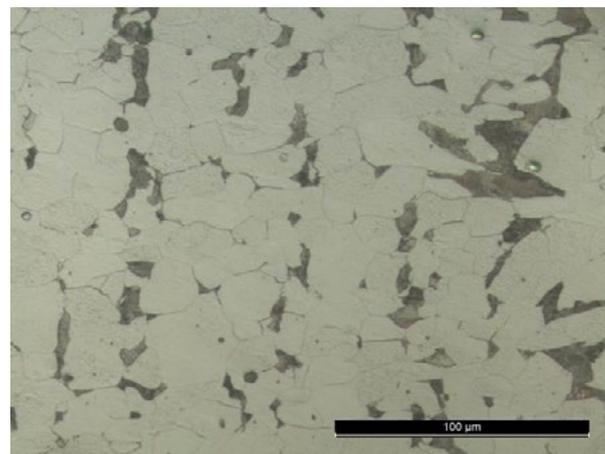


Figura 11: Posición 2, zona lateral, granos estirados verticalmente 230 HV (500X)

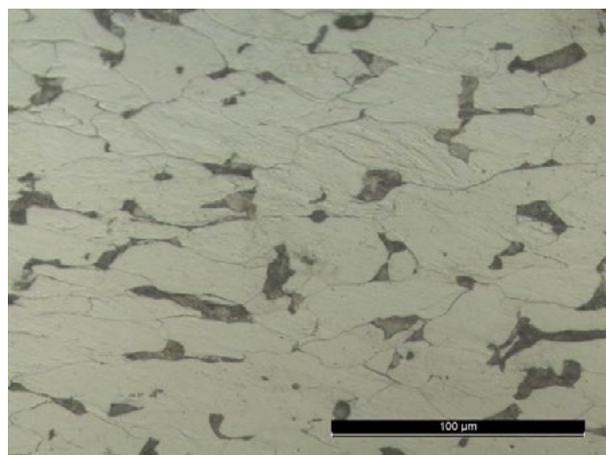


Figura 12: Posición 3, vértice en contacto con placa de recalado 236 HV (500X)

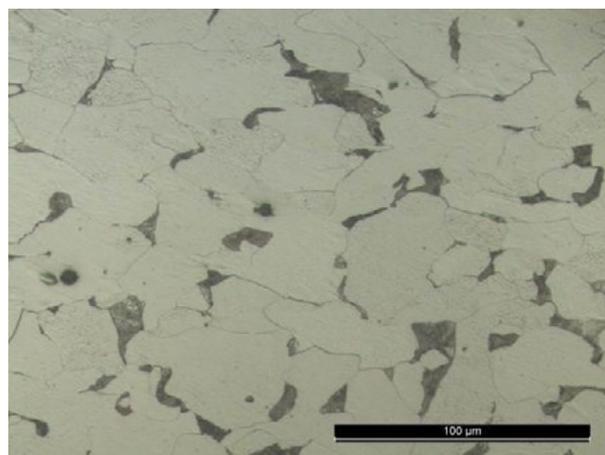


Figura 13: Posición 4, zona diagonal de deslizamiento 256 HV (500X)

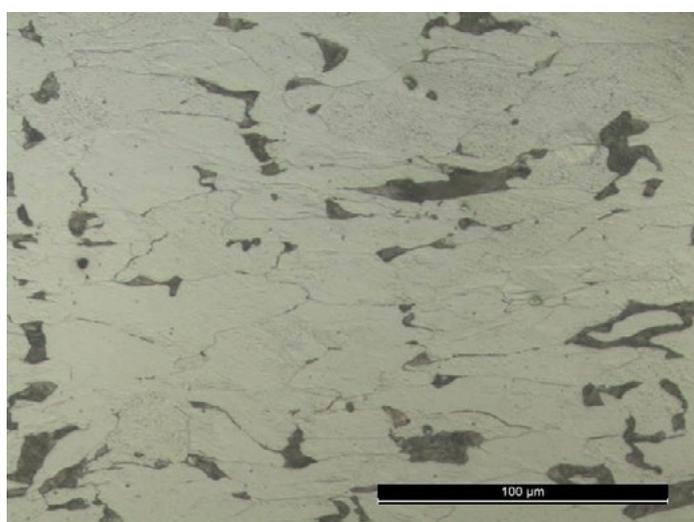


Figura 14: Posición 5, zona central 292 HV (500X)

Para completar este apartado y a modo comparativo, en la figura siguiente se muestran las morfologías de los granos correspondientes a la zona de menor deformación (zona muerta, posición 1) y a la de mayor deformación (posición 5).

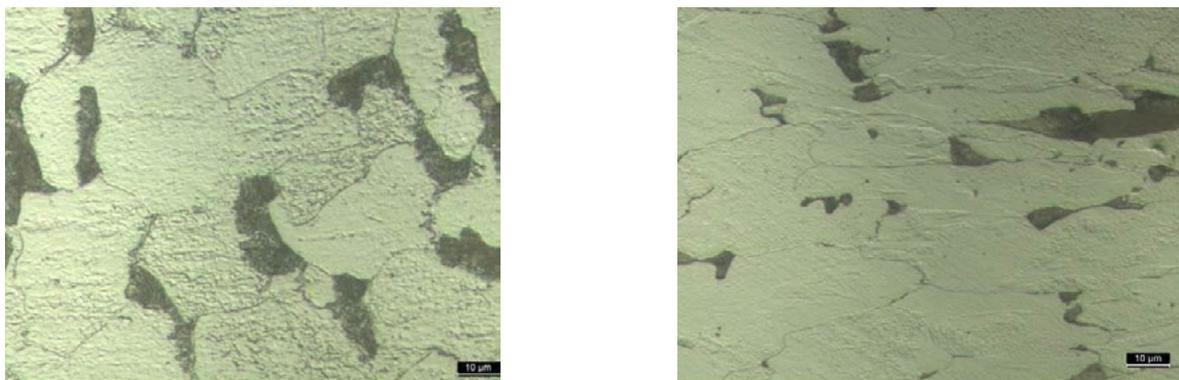


Figura 15: Comparativa entre las zonas de menor deformación (posición 1) y mayor deformación (5) (1000X)

SIMULACION COMPUTACIONAL

En la figura 16 izquierda se presenta la ubicación de las mediciones de microdureza realizadas sobre la sección longitudinal de la probeta recalcada. Cada ubicación está indicada con un número (del 1 al 45) con el fin de reproducir geoméricamente las mismas posiciones en el mapa de deformación plástica efectiva entregado por el Simufact.Forming,

En la figura 16 derecha, se muestran superpuestas las curvas de microdureza Vickers (línea gris punteada) y de deformación plástica efectiva (línea anaranjada punteada), correspondientes a la zona media horizontal delimitada con un rectángulo naranja (ver figura 16 izquierda).

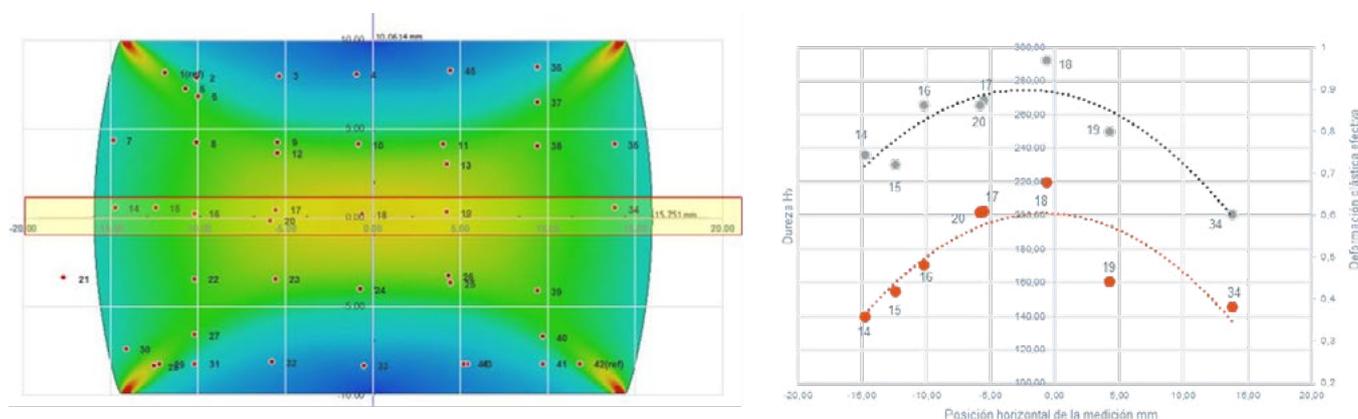


Figura 16: Comparación de las curvas de microdureza y deformación plástica efectiva en plano medio horizontal

Si recorremos la probeta simulada de izquierda a derecha, será sobre la zona central donde obtendremos el mayor gradiente de deformaciones. Sobre este conjunto de valores se ha realizado una regresión entre dureza (Hv) y deformación (ϵ) $Hv=149+204\epsilon$ con un ajuste R-cuad del 74%.

La comparación de las curvas de microdureza y deformación plástica efectiva indican una similitud en el comportamiento, en el cual, ambas se van incrementando desde la zona abarillada hasta alcanzar un máximo en la zona central.

Este comportamiento puede ser asociado al modelo de la colina de roce [6], en el cual, al considerar la existencia de fricción entre la placa de recalcado y el cilindro, se produce una presión de contacto que es máxima sobre el eje del cilindro. Asimismo, es la teoría de las líneas de deslizamiento la que sirve para explicar porque ocurre el máximo endurecimiento del material en el centro del mismo [2].

Como también se observa en la figura 4, el mismo efecto sucede cuando se comparan las curvas de microdureza y deformación plástica efectiva en un plano medio vertical.

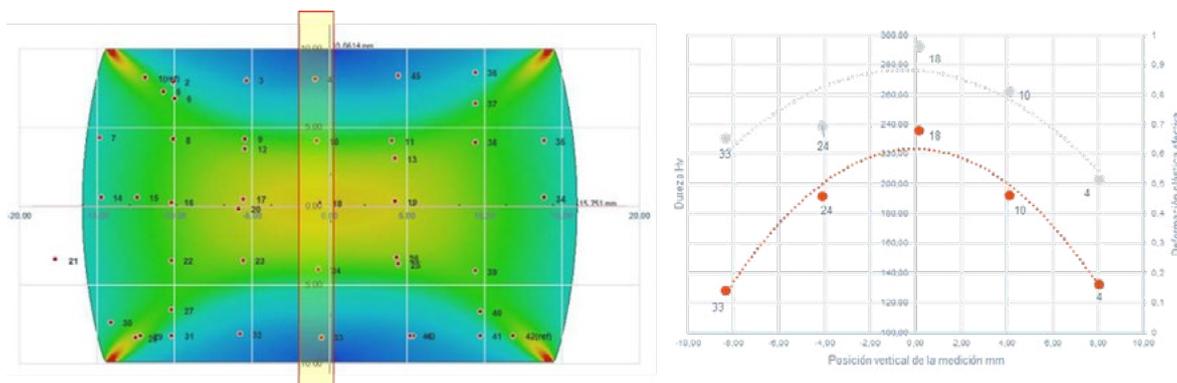


Figura 17: Comparación de las curvas de microdureza y deformación plástica efectiva en plano medio vertical

Si recorremos la probeta simulada de arriba hacia abajo, será sobre su zona central donde obtendremos el mayor gradiente de deformaciones. Sobre este conjunto de valores se ha realizado una regresión entre dureza (Hv) y deformación (ϵ) $Hv=149+204\epsilon$ con un ajuste R-cuad del 74%.

Cabe destacar que, dada la instrumentación de la prensa, fue posible medir la carga real de conformado resultando de 50 t, en tanto que el software arrojó un valor de 45 t. Esta diferencia del 10% es aceptable, a la vez que asegura que el material de librería seleccionado tiene un comportamiento compatible con el de la muestra recalca.

4. CONCLUSIONES

Las principales contribuciones de este trabajo son las siguientes:

- El endurecimiento por deformación plástica en frío puede ser caracterizado mediante mediciones de microdureza.
- Para las condiciones de este trabajo, las mediciones de microdureza Vickers y el mapa de deformación plástica efectiva poseen el suficiente correlato tal que resultaría posible establecer curvas de regresión entre ambos valores, dependientes de la posición en la probeta recalca.
- El modelo de simulación permite visualizar, las zonas con marcadas diferencias de deformación plástica efectiva, es decir, las zonas muertas (sin deformación) aledañas a las placas de recalca y aquellas de deformación intensa, resultantes sobre las dos diagonales que se trazan desde los vértices de las probetas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ing. Lucio Iurman por la revisión y comentarios realizados para la mejora del trabajo y al Ing. Antonio Bencardino por el apoyo brindado para la realización de los estudios metalográficos.

REFERENCIAS

- [1] ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. Cold and hot forging: fundamentals and applications. ASM International, 2004. ISBN: 978-0-87170-805-2.
- [2] ASM Metals Handbook, Vol. 14: Forming and Forging, 1989. ISBN: 9780871700209
- [3] BUGLIONI, L.; de la CONCEPCION, V.; SVOBODA, H. Caracterización mecánica de un acero TRIP mediante ensayo de compresión: Aproximaciones numéricas y experimentales. VII Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica, San Nicolás, Buenos Aires, Argentina, 2020.
- [4] www.simufact.com/module-cold-forming.html (acceso 15/07/2022)
- [5] www.matweb.com (acceso 15/07/2022)
- [6] ROWE, G. Principles of industrial metalworking processes, CBS Publishers, New Delhi, India, 2017.

Prediction of the evolution of the strength of a steel in a passe schedule during hot deformation using fuzzy logic

Erick Migani and Oscar Balancin

Graduate Program in Mechanical Engineering – UFSCar

Summary

During hot processing metallic materials are reheated to high temperatures and then deformed in schedule of passes under continuous cooling. The effort that the machine makes to conduct the processing is determined by the material, the processing parameters, the tool-material interaction and the geometry of the deformation zone of each process. Thus, the evolution of the material strength in a passe schedule with a given geometry and with adequate lubrication depends on the values of the parameters: temperature, deformation, strain rate and waiting time between passes. In this work, the relationship between the levels of imposed processing parameters (input) and the values of the applied stress (output) by the machine to perform the processing are evaluated using a machine learning algorithm. The computational structure representing the processing consists of a sequence of blocks in hierarchical cascade using fuzzy logic. The tuning of the parameters of each block was done using the particle swarm optimization (PSO) and pattern search optimization algorithms. The data calculated with the learning process are compared with the experimental data. The use of this technique to predict the evolution of processing loads is discussed.

Predição da evolução da resistência de um aço em uma sequência de passes durante a deformação a quente utilizando lógica difusa

Erick Migani e Oscar Balancin

Programa de pós-graduação em engenharia mecânica – UFSCar

Resumo

Durante o processamento a quente os materiais metálicos são reauecidos até altas temperaturas e em seguida deformados em sequências de passes em resfriamento contínuo. O esforço que a máquina faz para conduzir o processamento é determinado pelo material, pelos parâmetros de processamento, pela interação ferramenta material e pela geometria da zona de deformação de cada processo. Assim, a evolução da resistência do material em uma sequência de passes com uma dada geometria e com lubrificação adequada depende dos valores dos parâmetros: temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo de espera entre passes. Neste trabalho, a relação entre os níveis dos parâmetros de processamento impostos (input) e os valores das tensões aplicadas (output) pela máquina para realizar o processamento são avaliados utilizando um algoritmo de aprendizagem de máquina. A estrutura computacional representando o processamento consiste em uma sequência de blocos em cascata hierárquica utilizando logica fuzzy. O ajuste dos parâmetros de cada bloco é feito utilizando os algoritmos de otimização enxames de partículas (PSO = Particle Swarm Optimization) e pattern search. Os dados calculados com o processo de aprendizado são comparados com os dados experimentais. Discute-se a utilização desta técnica para fazer a predição da evolução das cargas de processamento.

1 - Introdução

Na etapa de trabalho a quente do processamento convencional de aços, inicialmente os materiais são reauecidos até altas temperaturas, em seguida são submetidos a sequências de deformações, que envolvem as etapas de desbaste e de acabamento, e posteriormente são resfriados até a temperatura ambiente. Consideremos uma sequência de passes em resfriamento contínuo, por exemplo uma compressão com múltiplas deformações, uma sequência de deformações realizadas em laboratório ou na laminação a quente, como representado na figura 1. Neste caso, o material foi reauecido a 1200°C, deformado com passes consecutivos alcançando o domínio ferrítico. Pode-se ver que a tensão aumenta com a deformação ou queda de temperatura

no domínio austenítico e tem uma queda significativa ao entrar no regime ferrítico, voltando a aumentar conforme a temperatura decresce.

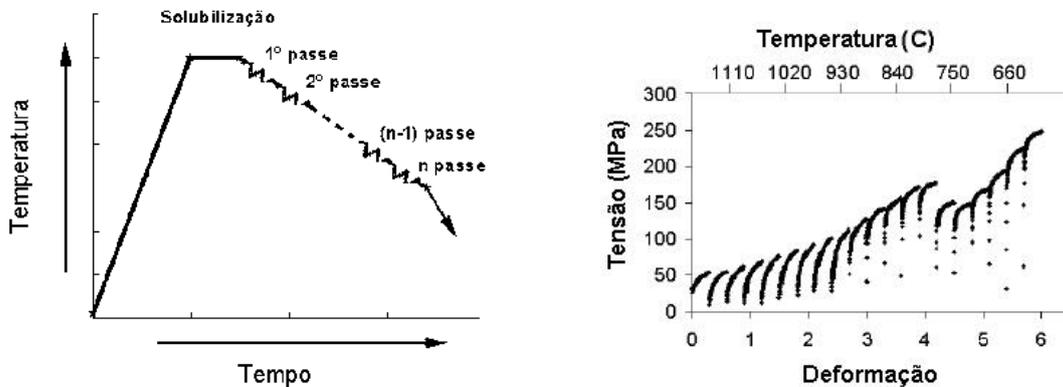


Figura 1 - Representação esquemática do ciclo termomecânico imposto em uma sequência de passes realizadas com múltiplas deformações em resfriamento contínuo. Curvas de escoamento plástico de um aço com as múltiplas deformações em resfriamento contínuo. Neste caso foram impostas deformações de 0.3 por passe com taxa de deformação de $1s^{-1}$ e tempo de espera entre passes de 30 segundos.

Ao lado das mudanças de forma almejadas, em tais condições de processamento, a microestrutura do material é alterada significativamente e, em consequência, os esforços que as máquinas fazem para processar os materiais. De uma forma geral, a evolução do esforço que a máquina faz durante o processamento a quente depende da microestrutura inicial e das condições de deformação: (i) temperatura de deformação ou, para uma sequência de passes, pela evolução da temperatura com o tempo, (ii) quantidade de deformação imposta, que para uma sequência de passes é determinada pelos valores das deformações sucessivas, (iii) taxa de deformação, ou por seus valores em função do tempo e (iv) pelos amaciamentos que ocorrem nos tempos de espera entre passes. Generalizando, para uma rota qualquer de processamento, pode-se dizer que o comportamento de cada material depende da combinação dos parâmetros temperatura, deformação e tempo, sendo que o tempo atua de duas formas distintas: na taxa de deformação e na cinética dos processos de restauração estáticos.

Uma das principais metas da indústria metalúrgica é produzir peças de qualidade a um preço acessível. Uma das chaves para alcançar esta meta é a automação da planta industrial, que melhora consistentemente tanto o processamento quanto o produto, minimizando os custos e tornando o meio de produção mais ágil. Todavia a automação requer o desenvolvimento de modelos matemáticos que sejam capazes de imitar (to

mimic) os processos. Em particular, modelos confiáveis e precisos que sejam capazes de prever os esforços e as condições de deformação necessárias para gerar sequências de passes online para o processamento do material.

Para conduzir a automação do processamento é essencial ter um conhecimento profundo das relações constitutivas que unem as diferentes variáveis do processo com a resistência do material que está sendo processado. Ao longo dos anos muito esforço tem sido feito para modelar o comportamento plástico dos aços nas condições do processamento a quente. A literatura apresenta diferentes métodos que podem ser classificados como modelos com base física que envolvem o desenvolvimento de equações para cada evento microestrutural que ocorre (1,2) e modelos empíricos (ou estatísticos) que estão relacionados com parâmetros como a temperatura de acabamento, condições de deformação em cada passe e o carbono equivalente (3,4).

Uma outra rota alternativa que foi desenvolvida recentemente é a utilização de algoritmos de inteligência artificial como as redes neurais. Neste trabalho, a relação entre os níveis dos parâmetros de processamento impostos (input) e os valores das tensões aplicadas (output) pela máquina para realizar o processamento são avaliados utilizando um algoritmo de aprendizagem de máquina. A estrutura computacional representando o processamento consiste em uma sequência de blocos em cascata utilizando lógica fuzzy. O ajuste dos parâmetros de cada bloco foi feito utilizando os algoritmos de otimização "enxames de partículas" (PSO = Particle Swarm Optimization) e "pattern search".

2 – Materiais e métodos

O material utilizado neste trabalho foi um aço microligado ao nióbio, cuja composição química está mostrada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço utilizado em porcentagem em peso (5)

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Cu	Ti	Mb
0.08	1.54	0.3	0.027	0.011	0.04	0.0165	0.012	0.019	0.041

Este material foi deformado a quente pelo processo de chapas grossa na empresa Taranto (Itália) e está descrito em mais detalhes na referência (5). A Tabela 2 apresenta

os valores dos parâmetros de processamento deste aço que serão utilizados neste trabalho.

Tabela 2 – Sequência de deformação para diferentes espessuras finais (5)

Espessura Final (mm)	Passe	T (°C)	Espessura (mm)	ϵ	Força (tons)	Taxa de Deformação (1/s)	Tempo entre passes (s)
12	1	890	37.5	0.25	4,947	11.3	8.6
	2	885	30.4	0.21	4,129	11.7	9.1
	3	880	25.1	0.19	3,655	12.4	9.8
	4	870	21	0.18	3,405	13.1	10.5
	5	860	17.8	0.17	3,175	13.8	11.3
	6	845	15.3	0.15	2,990	14.3	12.0
	7	830	13.5	0.13	2,623	13.9	12.8
	8	810	12	0.12	2,577	14.3	13.2
16	1	870	52.5	0.20	4,979	8.7	8.4
	2	865	43	0.20	4,701	9.6	9.0
	3	860	35.5	0.19	4,306	10.4	9.6
	4	850	29.7	0.18	3,998	11.0	10.2
	5	840	25	0.17	3,823	11.8	11.0
	6	835	21.2	0.16	3,587	12.6	11.9
	7	825	18.1	0.16	3,430	13.4	12.8
	8	810	16	0.12	2,880	12.7	13.2
20	1	860	67	0.18	5,153	7.3	8.4
	2	855	56	0.18	4,890	8.1	8.8
	3	850	47	0.18	4,544	8.7	9.4
	4	840	39.5	0.18	4,410	9.5	10.0
	5	830	33.2	0.17	4,308	10.3	10.7
	6	820	28	0.17	4,158	11.1	11.6
	7	810	23.7	0.17	4,017	12.0	12.6
	8	800	20	0.17	3,998	13.2	13.2
30	1	860	102	0.16	5,637	5.7	8.3
	2	855	86	0.17	5,475	6.4	8.8
	3	850	72	0.18	5,289	7.1	9.3
	4	840	60	0.18	5,218	7.8	10.0
	5	830	50	0.18	5,066	8.6	10.7
	6	820	42	0.17	4,782	9.2	11.6
	7	810	35.5	0.17	4,553	9.8	12.6
	8	800	30	0.17	4.458	10.7	13.2

A estrutura computacional representando o processamento consiste em uma sequência de blocos em cascata hierárquica utilizando logica fuzzy. O Sistema de inferência fuzzy é um processo que permite mapear um conjunto de dados de entrada a um conjunto de saída através da logica difusa (6). Este sistema compreende (a) funções de pertinência, (b) operador lógico difuso, e (c) regras do tipo “se-então”. Função de

pertinência é uma curva que define o valor de cada ponto no espaço de entrada e assume valores de 0 a 1, definindo assim o grau de pertinência. Existem vários tipos de funções de pertinência como por exemplo: triangular, trapezoidal, gaussiana, sigmoïdal e na forma de sino. Existem vários tipos de operadores lógicos, sendo que os mais usados são os “Mamdani” (7) ou “Sugino”(7). O FIS usa regras do tipo se-então para formular afirmações condicionando as saídas às entradas. A regra se-então tem a forma: se x_1 é A e x_2 é B então y é C, onde A, B e C são valores linguísticos definidos pelo conjunto fuzzy em intervalos especificados. Estes conceitos de FIS tem sido utilizado para desenvolver diversos sistemas(7). Neste trabalho a temperatura, deformação, taxa de deformação de cada passe e o tempo de espera entre passes são os dados de entrada e a resistência imposta pelo material é o dado de saída.

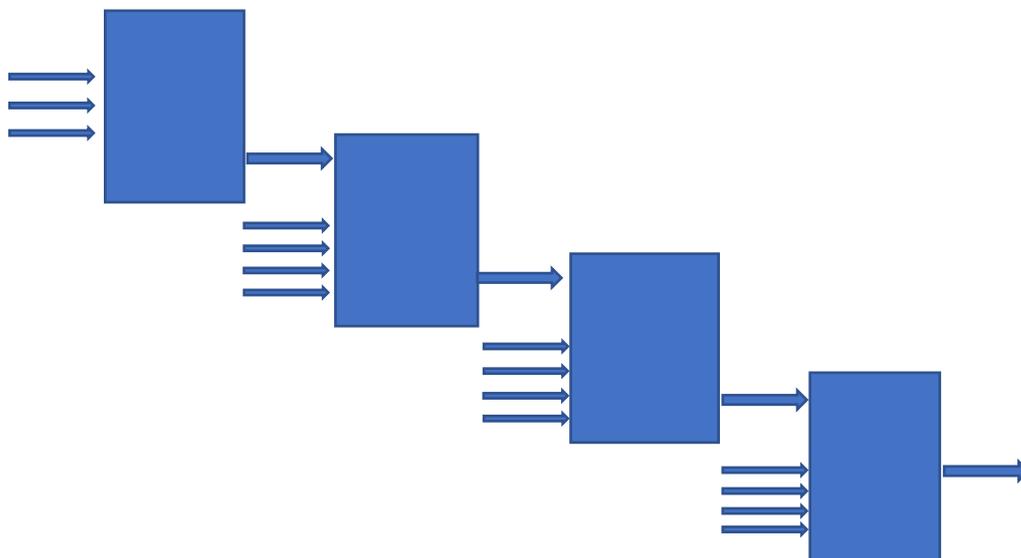


Figura 3- Representação esquemática de uma sequência de quatro passes com blocos em cascata hierárquica. Entradas: temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo de espera entre passes. Saída: tensão.

3 – Resultados

Os dados apresentados na Tabela 2 foram transformados em curvas tensão vs. número do passe. Essas curvas foram construídas para cada uma das sequências de passes independentemente dos valores da deformação, taxas de deformação e temperatura. Pode-se ver nesta figura que há uma tendência da tensão de escoamento assumir maiores valores para chapas com maiores espessuras. De uma forma geral a tensão aumenta com a evolução do processamento. Inicialmente tem-se um grande aumento da tensão que vai sendo reduzido conforme a operação procede. Em alguns

passos há a redução da tensão como é o caso do 5^o passo da placa com espessura final de 30 mm ou no 6^o passo da placa cuja espessura final era de 12 mm.

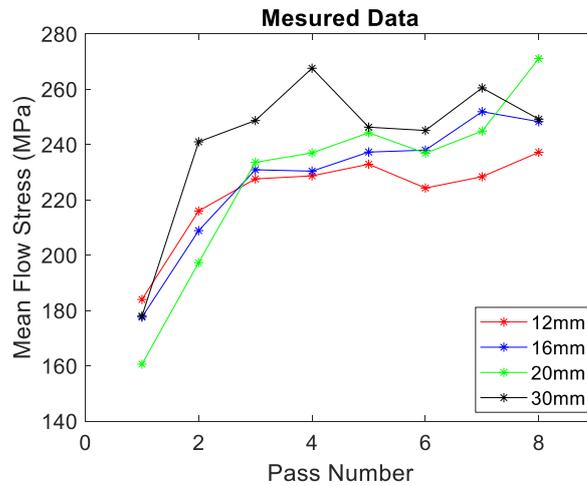


Figura 4 – Curvas tensão vs. número do passe representando os dados apresentados na Tabela 2.

Os dados da Tabela 2 e representados na Figura 4 foram submetidos a um algoritmo de aprendizagem de máquina utilizando lógica difusa. A estrutura computacional representando o processamento consiste em uma sequência de blocos em cascata hierárquica utilizando logica fuzzy ou nebulosa, como esquematizado na Figura 3. Os dados obtidos com aplicação do algoritmo de lógica fuzzy estão descritos nas figura 5 e 6.

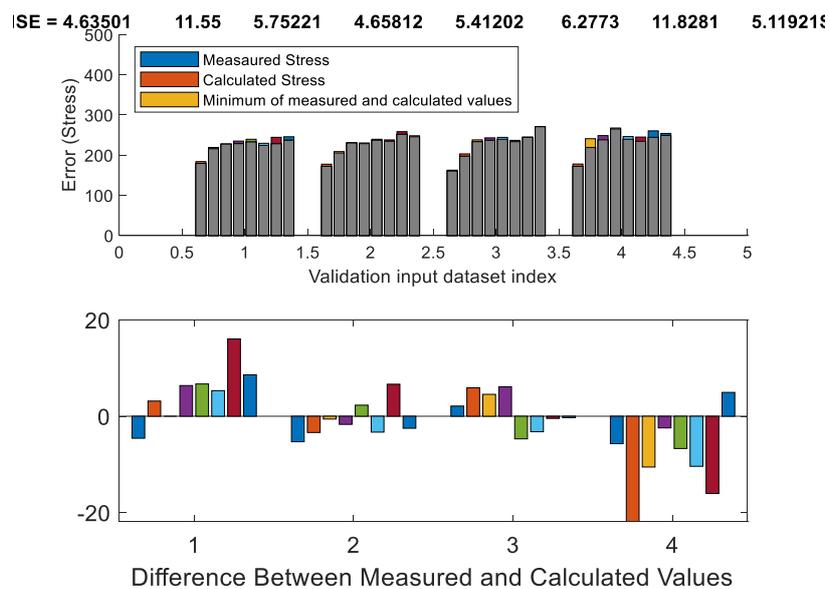


Figura 5 – Resultado da aplicação da lógica nebulosa para as sequências de passes realizados pelo processo de chapas grossas para o aço em estudo.

Vê-se na Figura 5 na parte superior a evolução das tensões com o número do passe para cada uma das sequências de processamento, indicando a diferença entre os valores reais e os valores calculados. Esses erros são apresentados na parte inferior da figura. No topo da Figura 5 estão mostrados a RMSE (a raiz quadrada do erro médio quadrático) que representa em MPa o desvio médio entre os valores medidos e os calculados. Esses valores estão descritos no topo da Figura 5, sendo que cada número representa a RMSE de cada um dos passes. O valor médio das RMSEs é igual 7,5Mpa.

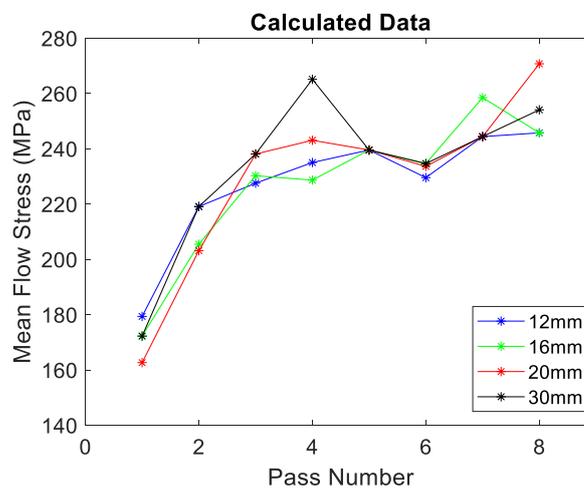


Figura 6 – Resultados dos cálculos realizados com o algoritmo de lógica difusa

Comparando as Figuras 4 e 6 pode-se ver que há alguma diferença entre os dados medidos e os calculados como indicado pelos valores da RMSE. Todavia não é possível observar onde os desvios são máximos ou mínimos. A Figura 7 apresenta os dados reais e calculados para cada uma das sequências de passes.

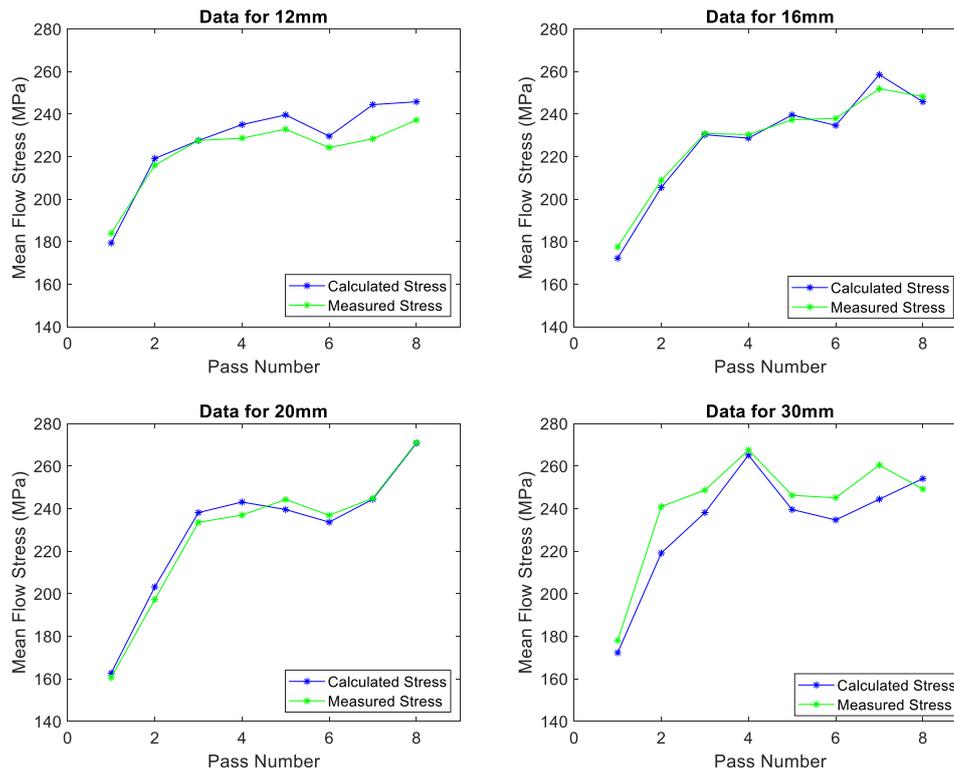


Figura 7. Comparação entre os dados reais e os calculados

Pode-se observar na Figura 7 que os dados calculados se ajustam bem para as espessuras finais intermediárias (16 e 20 mm). Porém os desvios aumentam para as duas seqüências de passes com espessuras finais menor (12 mm) e maior (30 mm).

4 - Discussão

O primeiro ponto a ser considerado aqui é quanto a eficácia do método para calcular a evolução da tensão com a evolução do processamento industrial. A Figura 5 indica no gráfico superior que o erro é bastante pequeno, sugerindo que pode-se esperar que o método seja eficaz, em particular para o processo descrito na Tabela 2. Sem dúvidas, deve-se ter em mente que o número de dados utilizados neste trabalho é bastante pequeno; apenas quatro seqüência de passes. Possivelmente com mais dados industriais poder-se-ia reduzir a RMSE.

Um outro aspecto bastante significativo é a comparação dos desvios obtidos com esta metodologia de cálculo com os desvios observados utilizando outros métodos. Dentre os modelos empíricos para cálculo de tensões pode-se tomar o modelo de Poliak (5) que é indicado para aços microligados, uma vez que considera o efeito de elementos

como o nióbio, o titânio, o molibdênio e outros elementos presentes nestes aço. A equação abaixo representa o modelo de Poliak:

$$MFS_{poliak} = MFS_{misaka} (1.09 + 0.056[Mn] + \gamma[Nb] + \delta[Ti] + 0.056[Al] + 0.1[Mo])$$

Na Tabela 3 estão apresentados as RMSE calculados utilizando o modelo empírico e os valores obtidos neste trabalho. Vê-se nesta tabela que os desvios obtidos com a lógica difusa são significativos menores; os erros obtidos com o modelo empírico são duas vezes maiores que os obtidos com lógica fuzzy.

Tabela 3 – Erro médio predito (expresso em MPa) para cada passe calculados através da equação de Poliak e através da lógica difusa.

Passe	1	2	3	4	5	6	7	8	Média
Poliak (5)	49.7	10.5	15.6	13.6	10.9	15.3	17.0	17.8	18.8
Logica fuzzy	4.6	11.6	5.8	4.7	5.4	6.3	11.8	5.1	7.5

5 - Conclusões

- A metodologia apresentada mostrou-se eficaz para a cálculo da evolução da tensão com a evolução do processamento de chapas grossas de um aço microligado ao nióbio realizado em escala industrial.

- Os desvios obtidos com a lógica difusa são significativos menores que os erros obtidos com um modelo empírico normalmente utilizado para este fim. Os desvios entre os valores reais e os calculados utilizando o método empírico são duas vezes maiores que os obtidos com lógica fuzzy.

6 - Bibliografia

- 1 – Jin, Q.L. A new analytical model of dynamic recrystallization. J. Plast. Eng.(1994)1:3-13.
- 2 – Siciliano, f. Jr.; Minami, K.; Maccagno, T.M.; Jonas, J.J. Mathematic modeling of the mean flow stress, fractional softening and grain size during the hot rolling of C-Mn steels. ISIJ Int.(1996) 36 (12):1500-1506.
- 3 – Beynon, J.H.; Sellars, C.M. Modeling microstructure and its effect during multipass hot rolling. ISIJ Int. (1992) 32(3): 359-367.

- 4 – Poliak, E.I.; Jonas, J.J. One-parameter approach to determining the critical conditions of dynamic recrystallization. *Acta Mater.* (1996) 44(1):127-137.
- 5 – Dimatteo, A.; Vannucci, M.; Colla, V. Prediction of hot deformation resistance during processing of microalloyed steels in plate rolling process. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2013) 66:1511-1521.
- 6 – Zadel, L.A., Fuzzy sets. *Information and control* (1965) 8:338-353.
- 7 – Sumahi, S.; Surekha. P. A computational intelligence paradigms theory and applications using MATLAB®. CRC Press, Taylor& Francis Group, New York, 2010.



41th SENAFOR

24th International Forging Conference - Brazil

10th International Sheet Metal Forming Conference/5th BrDDRG Congress

9th International Powder Metallurgy Conference Brazil

10th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energy

Análise de dobras e sua correção no forjamento a quente de uma flange através do Método dos Elementos Finitos

Olavo Carvalho Haase ⁽¹⁾

Luiza Araújo Cordeiro ⁽²⁾

Alisson Duarte da Silva ⁽³⁾

Maria Teresa Paulino Aguiar ⁽⁴⁾

Paulo Roberto Cetlin ⁽⁵⁾

RESUMO

Os produtos metálicos obtidos através do forjamento a quente em matrizes fechadas apresentam uma série de exigências de qualidade; dentre elas, destaca-se a ausência de defeitos do tipo “dobras”, geradas durante a deformação do material. No presente artigo, examina-se inicialmente o forjamento de uma flange que apresentou uma dobra circunferencial em uma de suas faces. Uma simulação do processo através do método dos elementos finitos indicou a origem da dobra e uma possível solução para o problema. A adoção destas modificações em uma simulação subsequente indicou a eliminação da dobra

Palavras Chave Forjamento à Quente; Matrizes Fechadas; Dobras; Simulação Computacional; Elementos finitos.

ABSTRACT

Metallic products manufactured through hot forging in closed dies present many demands in terms of their final quality; one of them is the absence of defects associated with material laps generated during the deformation of the metal. The present paper analyzes the case of the forging of a flange that presented a circumferential lap in one of its faces. A finite element computer simulation of the processing revealed the origin of the problem and suggested a possible solution to it. Another simulation, where changes were adopted according to the suggestions from the initial simulation was run, indicating that the lap problem, disappeared.

Keywords: Hot forging; closed dies; laps; Computer simulations; Finite elements.

⁽¹⁾ Mestrando em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, olavohaase@ufmg.br

⁽²⁾ Engenheira Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, luizaaraujocordeiro@gmail.com

⁽³⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, alissonds@ufmg.br

⁽⁴⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, teresa@ufmg.br

⁽⁵⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, pcetlin@ufmg.br

1. INTRODUÇÃO

A conformação mecânica é largamente empregada na manufatura industrial de semi-acabados (barras, chapas, arames, etc.) e dos mais variados componentes. Dentre os vários processos de conformação existentes, o forjamento a quente em matrizes fechadas destaca-se pela sua capacidade da produção em massa de componentes relativamente complexos, com peso abaixo de 1 quilograma até algumas dezenas de quilogramas, a um custo da ordem de R\$25/kg da peça, para casos de aços carbono comuns. Exemplos de tais componentes seriam cachimbos, bielas e blanks para engrenagens automotivas, fabricadas em volumes tipicamente da ordem de 10^7 peças/ano.

As seguintes exigências são essenciais para as peças fabricadas por forjamento a quente em matrizes fechadas:

1. Dimensões de acordo com o projeto da peça, ou seja, as matrizes devem ser adequadamente preenchidas e não devem sofrer desgaste inaceitável antes de uma certa vida útil, ou de serem retrabalhadas (da ordem de 8.000 ou mais peças, dependendo da função da ferramenta);
2. Ausência de defeitos tais como trincas e dobras;
3. Acabamento superficial aceitável para operações ulteriores tais como jateamento, usinagem, etc.;
4. Fibragem adequada, visando maximizar a vida da peça sob fadiga;
5. Propriedades mecânicas adequadas, especialmente dureza, limite de escoamento e limite de resistência do material.

É importante que todos os aspectos acima mencionados sejam considerados, e o presente artigo apresenta uma análise da formação de dobras numa flange forjada a quente em matrizes fechadas e também como essa formação poderia ser evitada. A análise empregou a simulação do forjamento através do método dos elementos finitos, utilizando o software comercial *QForm*, versão *Cloud 10.1.6*, gentilmente disponibilizado pela SIXPRO Virtual&Practical Process.

2. HISTÓRICO

A figura 1 ilustra a geometria das matrizes empregadas e do tarugo a ser forjado.

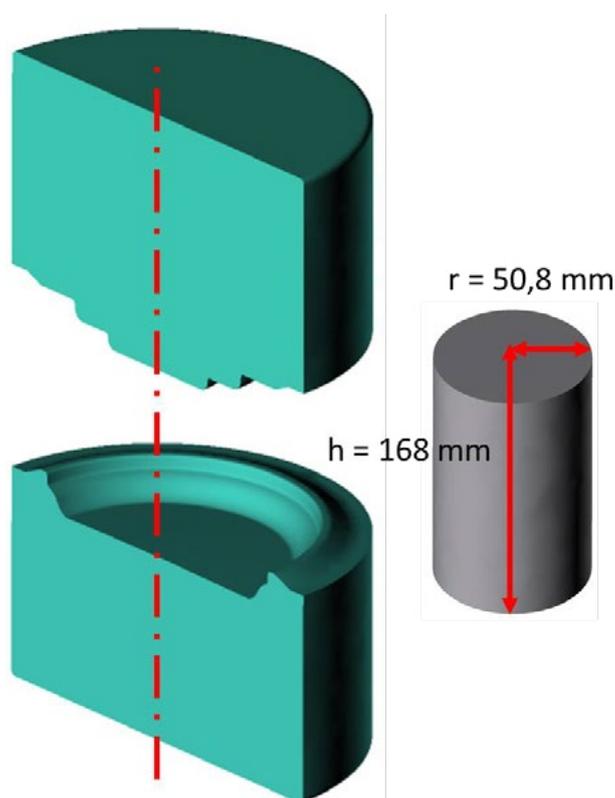


Figura 1: Geometria das matrizes de forjamento e do tarugo inicial.

A figura 2 mostra a peça fabricada e suas dimensões:

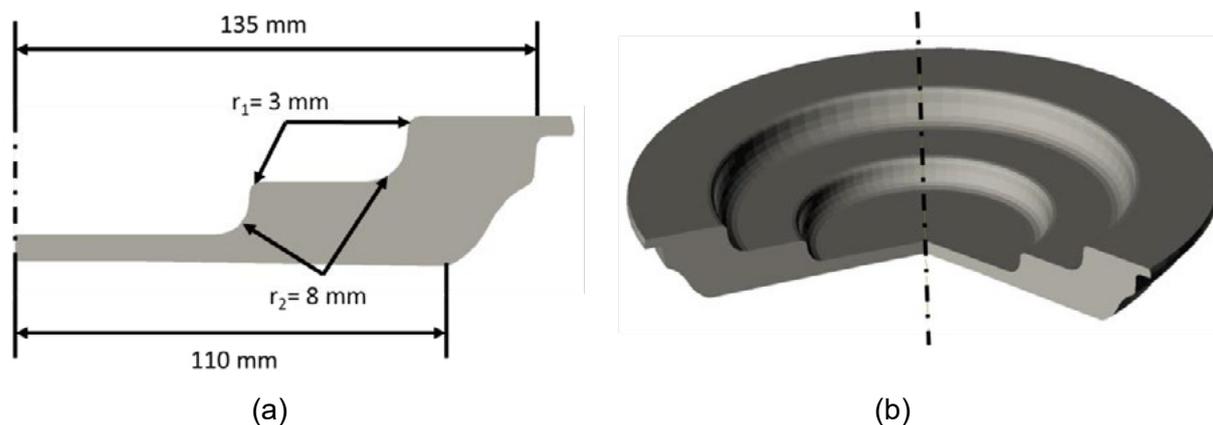


Figura 2: (a) vista em corte da peça após forjamento e (b) perspectiva da peça obtida.

A peça forjada exibiu uma dobra na região mostrada pelos dois círculos concêntricos na Figura 3 e ressaltados pelas setas.

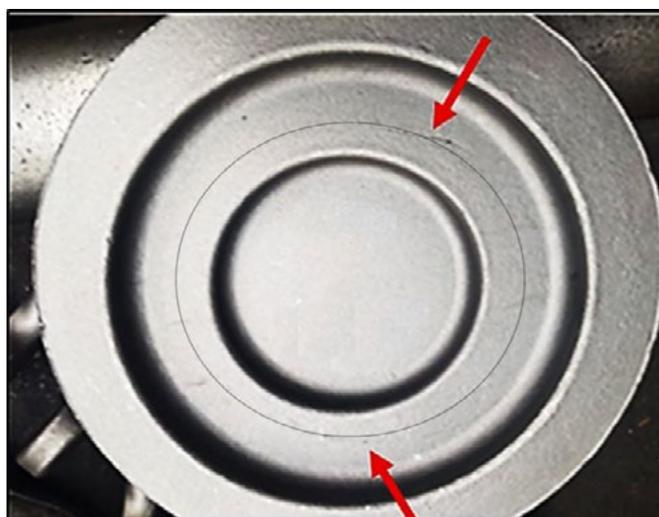


Figura 3: Localização da dobra na superfície superior da peça forjada.

3. SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO

Para a simulação de forjamento à quente foi considerada a representação axissimétrica, que simplifica de maneira considerável os cálculos a serem realizados pelo software. Isso foi possível devido à simetria axial natural do processo. As matrizes de forjamento foram consideradas como objetos rígidos, ou seja, não se deformariam plástica ou elasticamente. O tarugo posicionado nas matrizes pode ser observado na Figura 4.

Para realização das simulações de forjamento foi considerado que o tarugo era constituído de um aço Carbono AISI1020; de acordo com a biblioteca do QFORM, a composição química desse aço é: 0,17 a 0,24%C, 0,4 a 0,7%Mn, e máximos de 0,4%Si, 0,04%P, 0,04%S, 0,4%Cr, 0,4%Ni e 0,1%Mo). A densidade do material foi considerada como 7539 kg/m³, sua condutividade térmica 26,9 W/(m.K) e seu calor específico 660 J/(kg K). As curvas de escoamento deste material no banco de dados do QForm cobriram as temperaturas de 800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C e 1250°C, e velocidades de deformação de 0,01 s⁻¹, 0,1 s⁻¹, 1 s⁻¹, 10 s⁻¹, 100 s⁻¹ e 500 s⁻¹. A Figura 5 ilustra algumas das curvas empregadas, para a temperatura de 110°C.

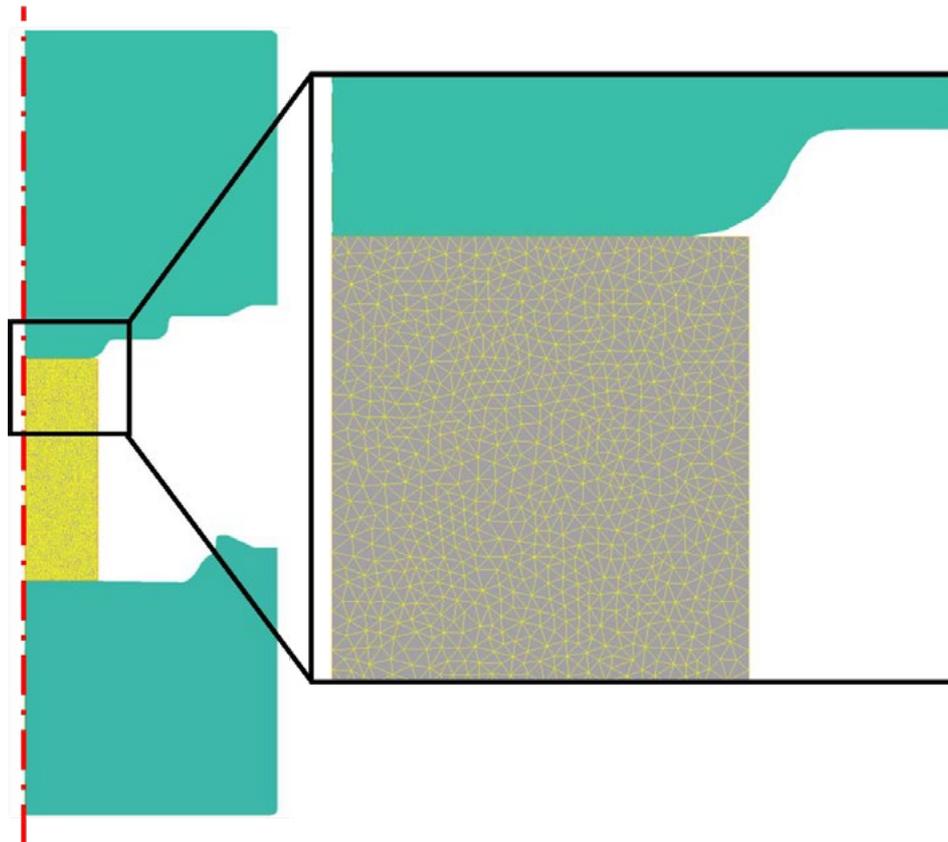


Figura 4: Posicionamento do tarugo utilizado nas simulações e malha utilizada na simulação..

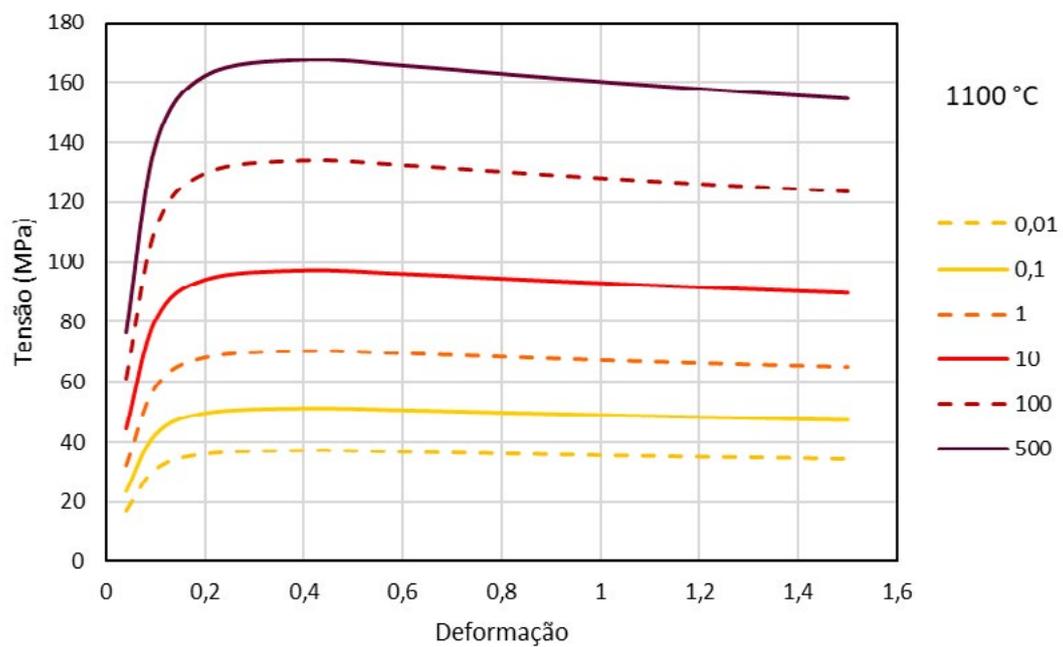


Figura 5 Algumas curvas de escoamento do aço SAE 1020 da biblioteca do QForm, para deformação a 1100°C.

A temperatura inicial do tarugo foi de 1150°C, e admitiu-se a transferência de calor tanto para as matrizes quanto para o meio ambiente. As matrizes foram tomadas como sendo de aço VMO, à temperatura inicial de 250°C, e o lubrificante entre as matrizes e a peça foi uma emulsão de grafite em água (coeficiente de transmissão de calor de 30.000 W/(m² K)); considerou-se que o equipamento utilizado foi uma prensa hidráulica com capacidade de 50 MN; a velocidade de deslocamento da matriz superior foi de 50mm/s. O tempo de deslocamento da matriz superior foi de 6 s e o tempo de resfriamento nas matrizes foi de 4 s. Adotou-se a lei de Levanov para o atrito entre o material e a matriz, com coeficiente de atrito de 0,4 e coeficiente de Levanov de 1,25, de acordo com recomendações do software. A matriz superior deslocou-se em direção à matriz inferior até que a distância entre eles atingisse um valor mínimo de 5,0mm. Considerou-se o ar ambiente a 20°C, com emissividade de 0,6 e coeficiente de transferência de calor de 30 w/(m² K). A malha adotada foi aquela gerada automaticamente, de forma adaptativa, pelo software QForm.

4.RESULTADOS DA SIMULAÇÃO DO FORJAMENTO

O QForm indica a possibilidade de formação de trincas através de pontos vermelhos na peça. A Figura 6 indica, através de tais pontos, a possível formação de dobra na superfície superior da flange, em locais muito semelhantes àqueles mostrados na Figura 3 para peças forjadas industrialmente.

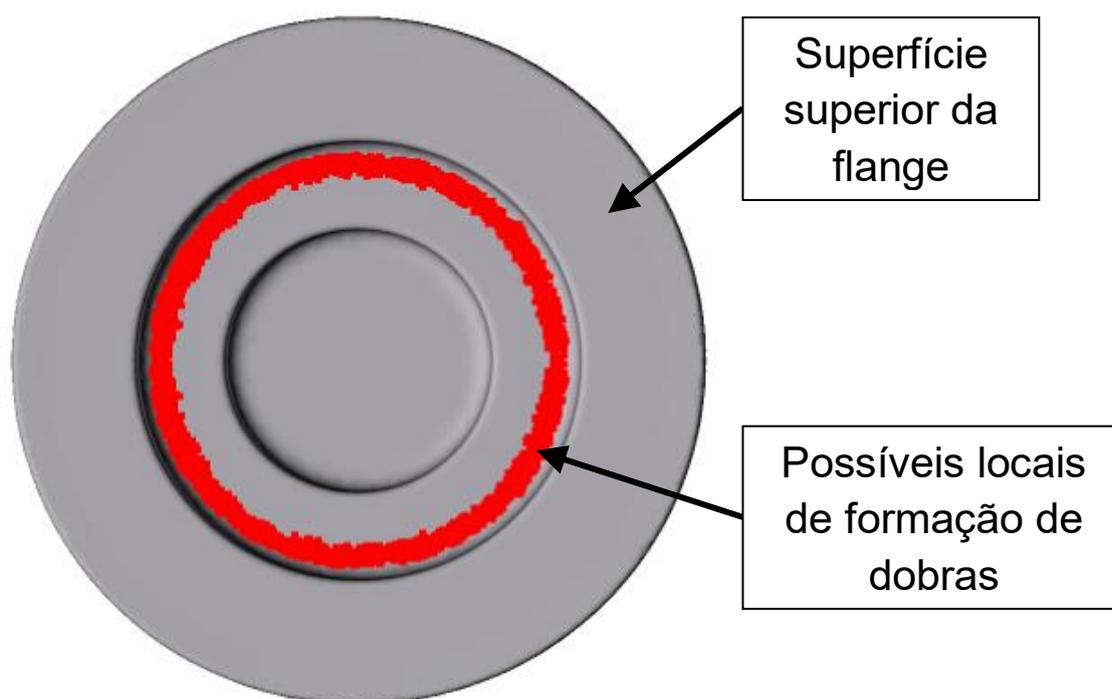


Figura 6 Indicação, através de pontos vermelhos, de locais onde a simulação realizada prevê a possível formação de dobras na superfície superior da flange.

O QForm permite a visualização de algumas linhas paralelas à superfície do material, num corte do tarugo, com profundidade crescente, de forma a tornar possível a visualização mais detalhada da formação de dobras. A Figura 7 mostra tais linhas em um momento intermediário do forjamento (distância entre matrizes de 33 mm), e o detalhe mostrado indica claramente a dobra no plano de corte radial da flange. A Figura 8 mostra uma sequência de imagens para a região da formação da dobra, à medida que as matrizes vão se aproximando.

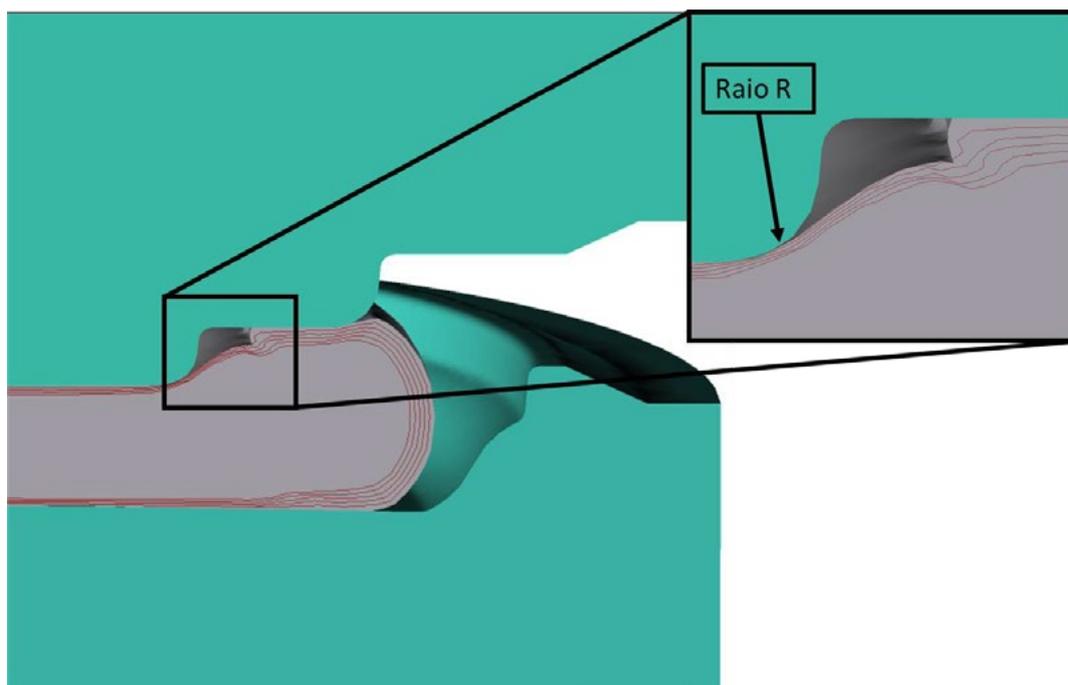


Figura 7 Indicação da ocorrência de dobra no forjamento da flange, através da utilização de linhas subsuperficiais estabelecidas pelo QForm, para uma distância de 33 mm entre as matrizes.

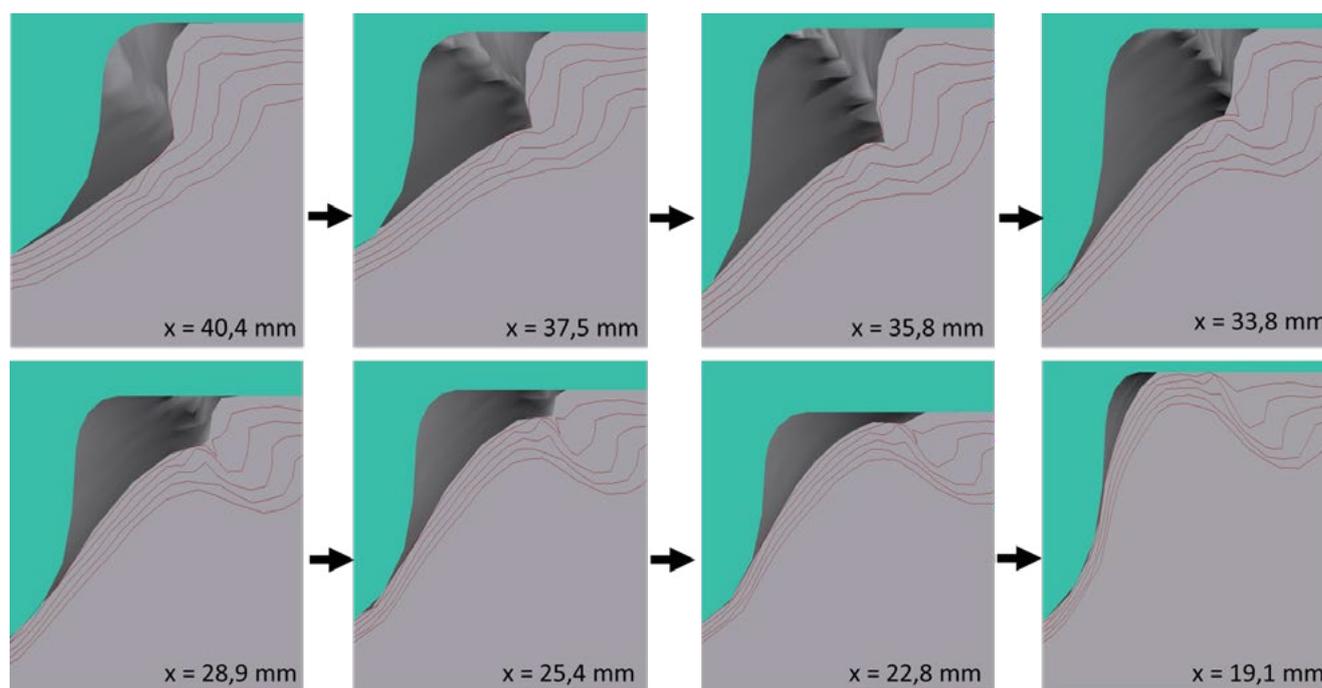


Figura 8 Sequência de estados de deformação para as linhas subsuperficiais introduzidas pelo QForm, mostrando o mecanismo da formação de dobras, em que x é o valor da distância entre as matrizes

As Figuras 7 e 8 indicam que o início da formação da dobra está relacionada ao retardo no fluxo do material em seu fluxo radial em torno do Raio R. Como consequência, ocorre fluxo do material mais longe, radialmente, deste raio, e que atinge a superfície da matriz superior e é então recalçada, antes que material flua em torno deste raio.

5.RESULTADOS DE SIMULAÇÕES VISANDO ELIMINAR O PROBLEMA DAS DOBRAS.

Uma primeira possibilidade então, para a eliminação da dobra, seria um aumento do raio R mostrado na Figura 9. O valor original de $R = 8\text{mm}$, e a Figura 9 mostra o novo raio adotado: $R = 13,2\text{mm}$. Tal modificação implica numa modificação da geometria inicial da peça, e só poderia ser adotada caso o projeto da flange o permita, visando ao utilização desse componente.

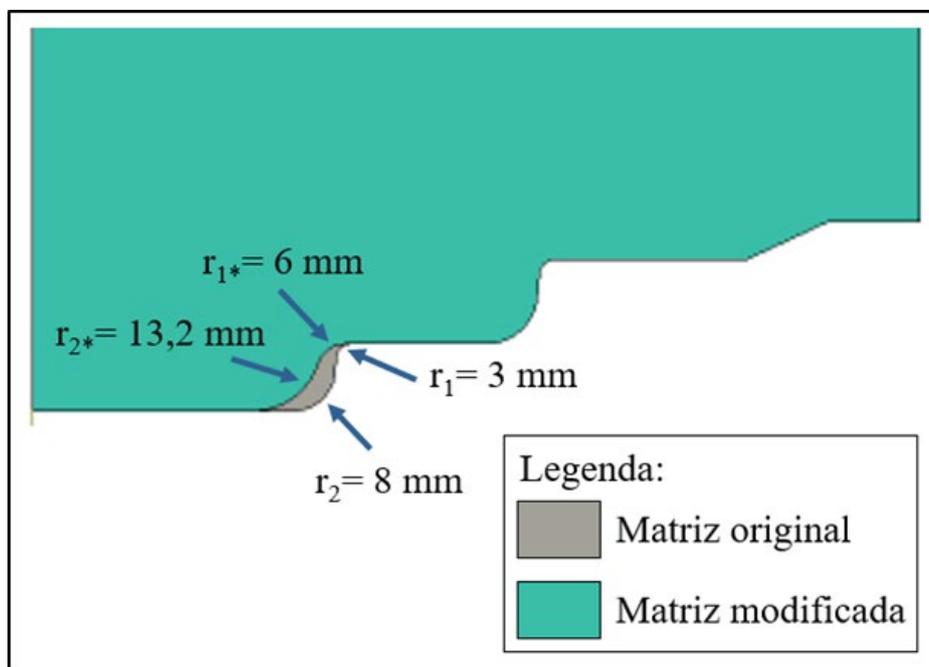


Figura 9 Aumento do raio R (ver R Figura 7) visando a eliminação da formação de dobras no forjamento da flange.

A Figura 10 mostra o resultado da simulação, onde a ausência de pontos vermelhos indica a ausência de dobras.

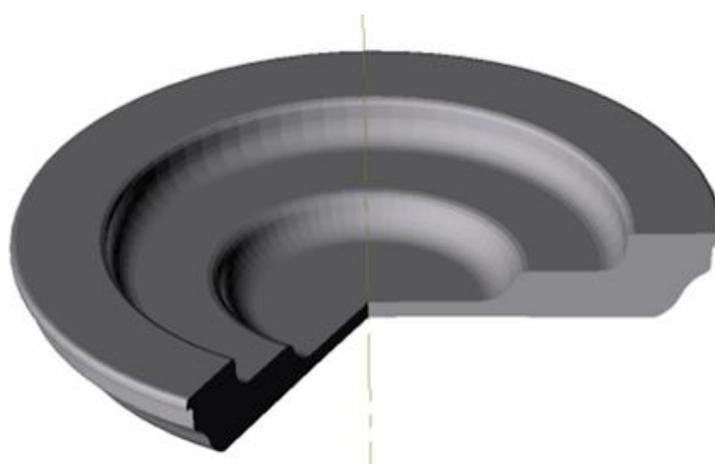


Figura 10 Resultado da simulação do forjamento do flange, onde não houve a indicação da formação de dobras através de pontos vermelhos indicados pelo QForm.

Uma outra possibilidade analisada foi um aumento do diâmetro e diminuição da altura do tarugo inicial, de forma a modificar o fluxo do material em torno do Raio R na Figura 7. Foi adotado então um diâmetro de 5,5" (139,7mm) e altura de 85mm, com volume semelhante ao tarugo inicialmente considerado. A escolha do diâmetro foi tal que correspondesse a bitola disponível comercialmente. Os resultados foram muito semelhantes àqueles descritos na Figura 10, ou seja, não foram observadas dobras na peça final.

6. CONCLUSÕES

A simulação do forjamento de um flange utilizando o método dos elementos finitos e o programa QForm revelou-se adequado para a detecção da formação de dobras no forjamento de um flange. Os resultados da simulação foram muito próximos daqueles obtidos industrialmente.

A simulação computacional também permitiu testar modificações no projeto das matrizes e nas dimensões do tarugo inicial, no sentido de evitar a formação das dobras detectadas anteriormente. Ambas as providências adotadas corrigiram a formação das dobras. Mudanças na geometria da matriz, porém, devem ser aprovadas pelos projetistas do componente, uma vez que implicarão em mudanças na geometria forjada do componente.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio continuado, ao longo das últimas décadas, da CAPES, CNPq, FAPEMIG, PPGEM/PROEX - UFMG (Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da UFMG) e PPGMEC/PROF-UFMG (Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFMG), às atividades desenvolvidas na área de fabricação por conformação mecânica. Os autores agradecem o apoio da SIXPRO Virtual&Practical Process por possibilitar a utilização do software QForm de simulação de processos de conformação mecânica.

-X-



41st SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

CARACTERIZAÇÃO DE VIGA FORJADA SEM TRATAMENTO TÉRMICO FINAL CHARACTERIZATION OF FORGED AXLE BEAM WITHOUT FINAL HEAT TREATMENT

Alberto Uematsu Suzuki ⁽¹⁾
Juliano Cantarelli Toniolo ⁽²⁾

RESUMO

As vigas forjadas integrais, produzidas de tubo de aço sem costura no Brasil, são comercialmente atrativas devido ao cenário atual do câmbio e ao alto custo de importação das vigas concorrentes. A busca pela competitividade dos produtos nacionais faz-se necessária, a fim de garantir o crescimento e o fortalecimento da indústria de transformação brasileira. Para este trabalho foram caracterizadas vigas forjadas de tubos de aço sem costura no grau de aço FB70 sem o tratamento térmico de normalização final para simplificar o processo de produção. Para aprovação das vigas sem tratamento térmico final, foram realizados ensaios mecânicos para garantia das especificações de engenharia. Os resultados esperados para as propriedades mecânicas de limite de escoamento mínimo de 490 MPa, resistência à tração mínimo de 610 Mpa, alongamento mínimo de 20% e dureza Rockwell B mínima de 87 HRB do tubo forjado sem o tratamento térmico de normalização foram integralmente atendidos baseados na curva de resfriamento típica.

Palavras chaves – Viga forjada, forjamento à quente, tratamento térmico, tubo de aço sem costura, aço FB 70.

⁽¹⁾ Mestrando, Instituto Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, albertousuzuki@gmail.com

⁽²⁾ Prof. Dr. Ing, Instituto Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, juliano.toniolo@caxias.ifrs.edu.br

ABSTRACT

The monobloc forged tubular beams, manufactured of seamless steel tubes in Brazil, are feasible due to the current Exchange rate and high costs of importation of competitive axle beams. The search for competitiveness of national products is necessary to guarantee the growth and strength of our transformation industry. This work consists on the characterization of forged seamless steel tubes of the steel grade FB70 without the final normalization heat treatment processo simplify the manufacturing process. The approval of the axle beams without the heat treatment was done upon laboratory tests for the mechanical properties to guarantee the engineering specifications. The results of the yield strength of 490 MPa, the tensile strength of 610 MPa, elongation of 20% and Rockwell B hardness of 87 HRB were fully attended based on a typical cooling curve.

Key words — Forged beam, hot forging, heat treatment, seamless steel tube, FB70 steel grade.

1. INTRODUÇÃO

As vigas forjadas integrais, produzidas de tubo de aço sem costura no Brasil, são comercialmente atrativas devido ao cenário atual do câmbio e ao alto custo de importação das vigas concorrentes. A busca pela competitividade dos produtos nacionais faz-se necessária, a fim de se garantir o crescimento e o fortalecimento da indústria de transformação brasileira. O setor industrial de transformação dos metais conformados movimentará mais de US\$ 69,19 bilhões até o ano de 2022, com uma taxa composta de crescimento de mercado de 25% a.a (CAGR) [1]. Diferentemente do cenário dos automóveis leves, no qual a tendência é a redução da participação do aço (queda de 16% no período de 2010 –2020, com um aumento no consumo de compósitos plásticos e alumínio) [2], o mercado automotivo pesado continua investindo no uso deste metal em função da altíssima exigência mecânica da maioria dos seus componentes.

Apesar de existirem diferentes tecnologias para a produção de vigas aplicadas em eixos automotivos pesados, todas fazem uso de aço carbono. Foram comparados diferentes processos de conformação utilizados na indústria automotiva e reportou que as técnicas mais simples eram as de forjamento com matriz aberta (a matriz é utilizada para deformar o material com uma carga externa) e a de forjamento através de martelo com matriz aberta (uma batida de martelo deforma a superfície do material) [3]. Em 75% de todos os componentes críticos de uma máquina são forjados de aço carbono e ligas de aço [4]. Os processos de obtenção do aço carbono na indústria siderúrgica não diferem muito entre si e, conseqüentemente, os custos produtivos acabam sendo semelhantes. As técnicas de forjamento com matriz aberta e de forjamento através de martelo com matriz aberta são as mais utilizadas na produção de eixos [5], principalmente por serem viáveis economicamente na fabricação de altos volumes e oferecerem ao produto forjado boas propriedades mecânicas e tamanhos e geometrias com acurácia dimensional.

O princípio físico do forjamento através de matriz aberta envolve o aquecimento da região a ser conformada na zona plástica, com a atuação de manipuladores para controlar a posição da peça na matriz [6]. Os processos de forjamento de matriz aberta são parte de uma longa cadeia de produção, na qual a peça forjada é um produto semiacabado, com suas dimensões finais mais próximas possíveis do produto acabado, a fim de minimizar a usinagem e a sucata gerada no processo matriz [6]. Outro fator que influencia o custo total (15-40%) de forjamento é a ferramenta [7], cujo ciclo de vida deve ser prolongado na produção de vigas forjadas.

Neste caso específico da viga forjada, o processo produtivo com potencial de ganho em competitividade econômica seria o tratamento térmico final de normalização. Este processo é realizado em forno contínuo de rolos ou leitos caminantes na mesma planta onde a peça é forjada, porém em outra usina acabadora, o que acaba gerando alto volume de movimentações internas e custos indiretos. Neste trabalho, será avaliado o efeito da retirada do tratamento térmico de normalização sobre as características de uma viga forjada integral sem costura de aço FB70, com recalque sem ponteiros soldadas, com aplicação no segmento de veículos pesados. Existem diversos processos de fabricação de vigas destinadas às suspensões de reboques, semirreboques e

caminhões, assim como diversos graus de aço. Espera-se poder validar a viga forjada integral sem costura de aço FB70, com recalque e sem o tratamento de normalização, de acordo com os requisitos mecânicos e metalúrgicos necessários à aplicação do produto [8].

O método de aquecimento é um fator determinante para a conformação do tubo, cujos parâmetros de eficiência e consumo de energia podem ser simulados por eventos finitos [9]. De acordo com Behrens e colaboradores (2020), Os resultados mecânicos e de microestrutura na conformação à quente podem ser otimizados por meio do tratamento das variáveis de processo, tais como temperatura e velocidade de forjamento, velocidade de resfriamento e redução no processo de forjamento [10].

Atualmente, os maiores produtores de implementos rodoviários do mundo são os chineses, assim como de toda a sua cadeia de fornecedores. Para exemplificar, o quantitativo de 135,2 mil eixos e suspensões produzidos em 2020 pelo maior fabricante de implementos rodoviários no Brasil [11] foi produzido em apenas um mês por um concorrente chinês [12]. Este é o tipo de concorrente atual do mercado nacional automotivo pesado. Quando o valor cambial e o custo de importação estavam economicamente viáveis, os fabricantes chineses de vigas estavam com uma representativa participação no mercado, fazendo com que os fabricantes nacionais perdessem clientes e receita, mesmo oferecendo um valor de venda sem margem. Agora o cenário do câmbio se inverteu, provocando o encarecimento do produto importado, a partir do aumento dos custos de importação. Além de um cenário cambial favorável, várias ações internas foram implementadas para estimular a solução nacional, dentre elas a redução do tempo de produção, o aumento no portfólio das vigas e a localização estratégica de estoques para se reduzir o tempo de transporte dos produtos. O consumo das vigas nacionais no Brasil aumentou, entretanto, a sua dependência em relação ao câmbio e aos custos de importação não torna sustentável o crescimento deste negócio.

Neste contexto, o aproveitamento de uma viga nacional forjada integral sem costura em aço FB70, com recalque e sem tratamento térmico, visa ganhar competitividade com expressiva redução de custos diretos e indiretos. Os processos de forjamento à quente com recalque normalmente requerem homogeneização microestrutural e mecânica. Após a caracterização do produto, será possível avaliar a viabilidade técnica de se poder eliminar a etapa de tratamento térmico da viga, permitindo que esta adquiria competitividade em relação ao fornecedor chinês.

2. MÉTODOS E PROCEDIMENTOS

Neste trabalho foram caracterizados os seguintes produtos:

- Vigas forjadas de tubos de aço sem costura no grau de aço FB70 com e sem o tratamento térmico de normalização (a viga com o tratamento térmico foi utilizada como referência).

As etapas de processo de forjamento para o processamento do material são:

- Aquecimento da matéria-prima através de chama direta.
- Forjamento.
- Resfriamento da peça forjada.

Após a conclusão do processo, a viga foi caracterizada em 03 regiões: ponteira (P), corpo (C) e matéria prima (V) onde foram retiradas amostras conforme mostrado no esquema da Figura 1.

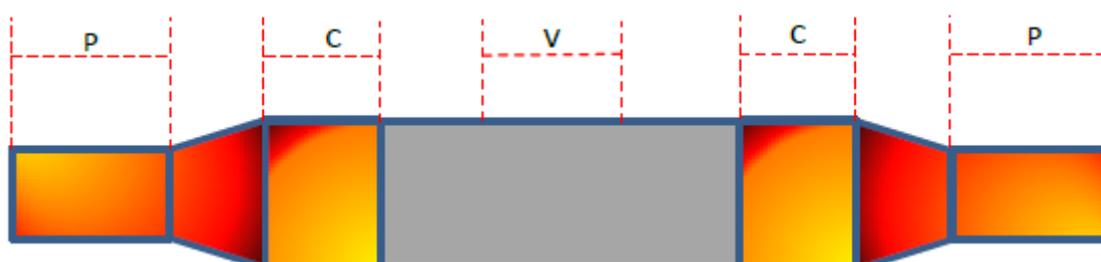


Figura 1: Esquema de amostragem.

Os ensaios realizados nas regiões do esquema de amostragem são:

- Tração com direção do corpo de prova longitudinal, à temperatura ambiente ($L_0=5,65\sqrt{S^{m^2}}$) [13]. O corpo de prova padrão é preparado e colocado numa máquina que o traciona até o seu rompimento, gerando dados de alongamento, limite de escoamento e resistência à tração longitudinal do material previamente dimensionados em projeto pelo fabricante de eixos e suspensões. Conforme disponibilizado no catálogo de produtos forjados da Vallourec, a viga forjada possui um limite de escoamento mínimo de 490 MPa, resistência à tração mínima de 608 MPa e alongamento mínimo de 20% [1]. A aplicação da viga é em eixos e suspensões de implementos rodoviários (carretas e semirreboques) e terceiros eixos de veículos pesados.

- Dureza superficial do material em escala HB [14]. Neste ensaio, a superfície de um corpo de prova é pressionada por uma esfera metálica numa determinada força. Mede-se a profundidade que a esfera metálica adentrou no corpo de prova e obtém-se a dureza do material.

- Microestrutura do aço. É realizada uma análise comparativa visual com aumentos e ataques pré-determinados para a classificação da microestrutura do corpo de prova.

- Tamanho de grão [15]. É preparado o corpo de prova através de amostragem do material a ser ensaiado e realizada uma análise comparativa visual do gabarito padrão, aumentos padrões e ataques padrões à superfície analisada em microscópio.

E ao longo de toda viga forjada é exigido pelo cliente um teste de partícula magnética para garantir que não haja descontinuidades formadoras de regiões concentradoras de tensão, reduzindo drasticamente a vida útil do eixo e/ou da suspensão. A peça é induzida a um campo magnético que detecta qualquer descontinuidade ou defeito no material [16].

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Após a produção das vigas forjadas sem tratamento térmico foram realizados os ensaios destrutivos para caracterização das propriedades mecânicas do produto.

Para o processo de forjamento utilizou-se uma temperatura menor de aquecimento do tubo em 100 °C em relação à temperatura de forjamento da viga com tratamento térmico. O resfriamento da viga sem tratamento térmico foi realizado ao ar pois o resfriamento forçado não atingiu o alongamento mínimo necessário devido ao tamanho de grão consequente do resfriamento.

3.1 Composição química

A análise química do aço foi obtida através de espectrometria óptica, realizada no laboratório do fabricante conforme tabela 1, através do equipamento Thermo Fischer Scientific ARL iSpark series.

Composição Química (%p/p)														
Corrida	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Cu	V	Nb	Ti	N
145595	0,190	1,690	0,014	0,001	0,420	0,010	0,200	0,010	0,035	0,010	0,153	0,001	0,002	0,0210
182844	0,200	1,710	0,011	0,001	0,420	0,020	0,200	0,020	0,031	0,020	0,150	0,001	0,003	0,0186
Especificação	Mín.	-	1,400	0,000	0,000	0,200	0,000	0,000	0,020	0,000	0,000	0,000	0,000	0,0065
	Máx.	0,220	1,800	0,050	0,050	0,500	-	-	-	-	0,180	-	-	-

Tabela 1: Composição química da viga.

A composição química das corridas 145595 e 182844 atendem o especificado pelo fabricante das vigas forjadas.

3.2 Ensaio de tração

Nas figuras 2, 3 e 4 são apresentados boxplots de comparação dos resultados obtidos no ensaio de tração longitudinal para cada região das vigas sem tratamento térmico e vigas com tratamento térmico assim como o mínimo especificado em catálogo para o produto. Foram retirados 8 corpos de prova para a viga com tratamento térmico e 12 corpos de prova para a viga sem tratamento térmico. A máquina de tração utilizada para realizar o ensaio de tração foi o EMIC DL-100000.

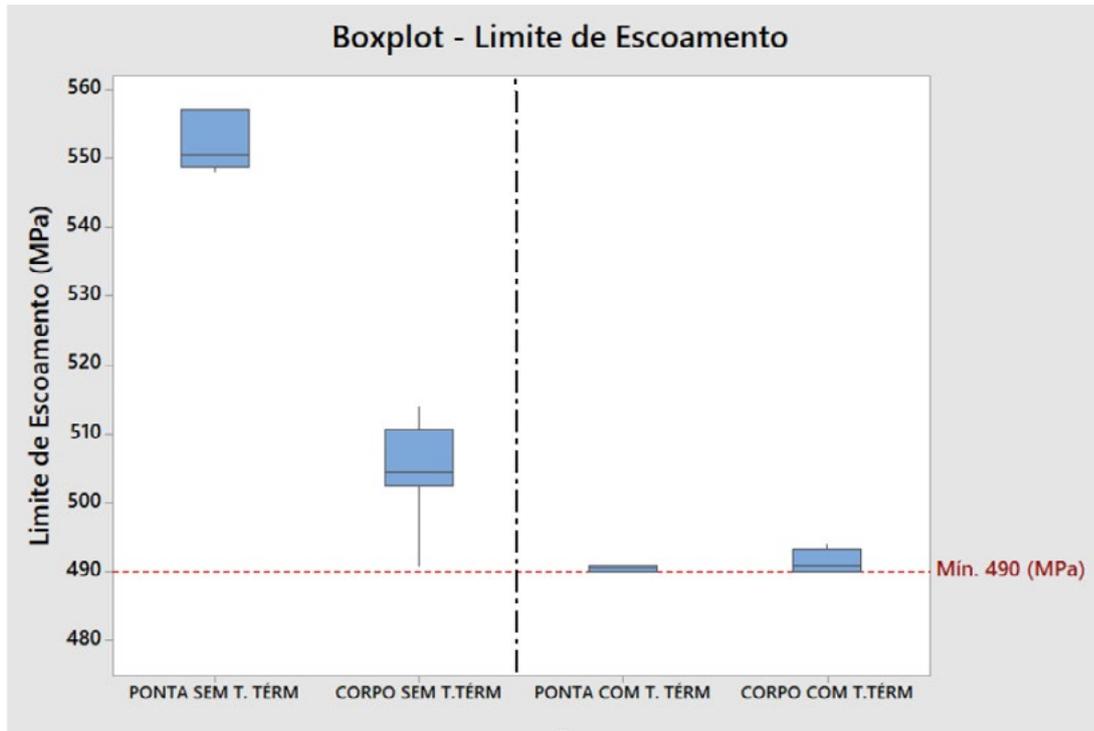


Figura 2: Boxplot dos resultados de limite de escoamento.

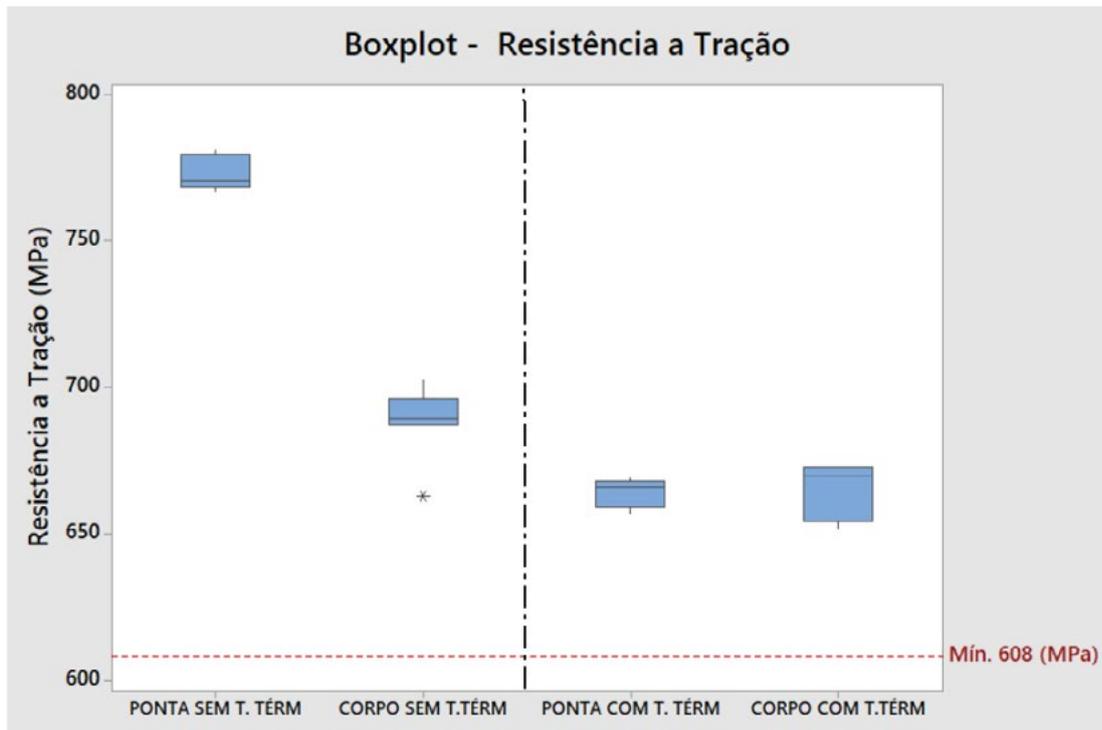


Figura 3: Boxplot dos resultados de resistência à tração.

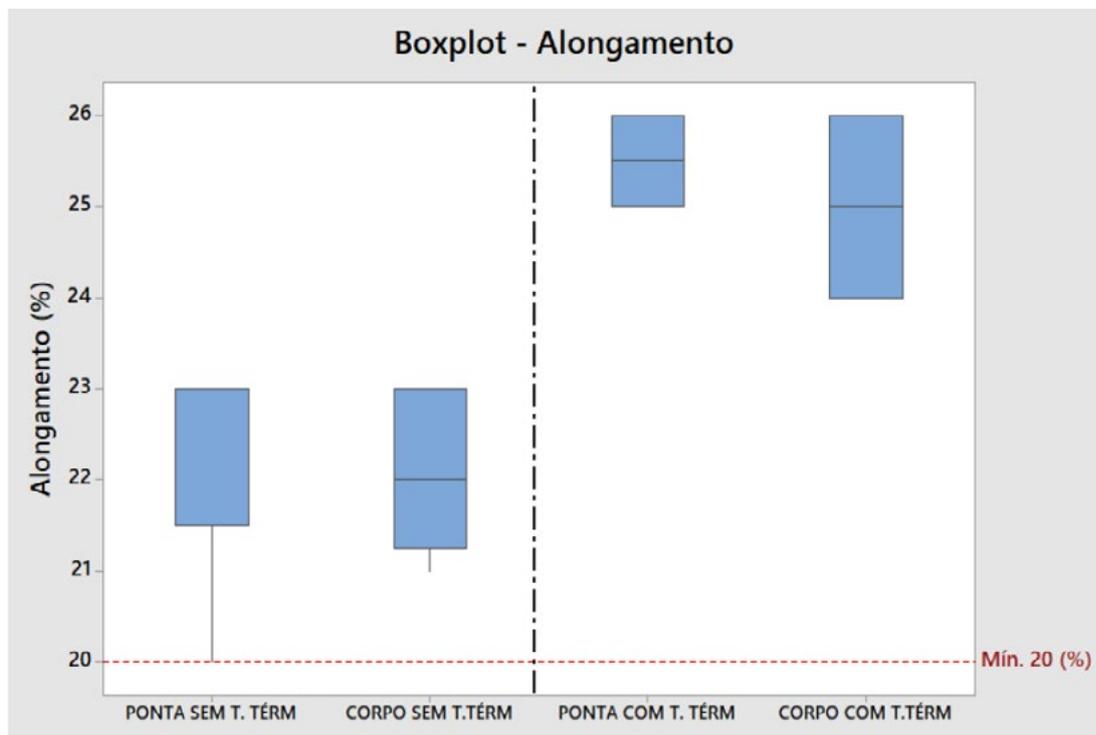


Figura 4: Boxplot dos resultados de alongamento.

Todos os resultados se apresentaram dentro do especificado. Os resultados de propriedades mecânicas das vigas sem tratamento térmico se apresentaram superiores aos da viga normalizada com exceção do alongamento que é inversamente proporcional ao limite de escoamento e resistência à tração. As ponteiros forjadas à quente apresentaram maiores propriedades mecânicas devido influência da conformação à quente. Para as vigas normalizadas, os resultados não apresentaram diferenças significativas de propriedades mecânicas entre o corpo e ponteira devido influência do tratamento ao longo do corpo da viga como um todo homogeneizando o produto.

3.3 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi realizado na seção transversal das amostras em escala HB. Foram retirados 8 corpos de prova para a viga com tratamento térmico e 12 corpos de prova para a viga sem tratamento térmico. Na figura 5 é apresentado o boxplot de comparação dos resultados obtidos no ensaio de dureza para cada condição proposta pela experiência, assim como o mínimo especificado em catálogo pelo fabricante. O equipamento utilizado foi o Emcotest Duravision 250 G5.

Todos os resultados se apresentaram dentro do especificado e seguiram o mesmo comportamento do limite de escoamento e resistência à tração pois são diretamente proporcionais. A dureza da ponteira ficou superior que o corpo devido influência da conformação à quente, forjamento através de martelos com matriz aberta.

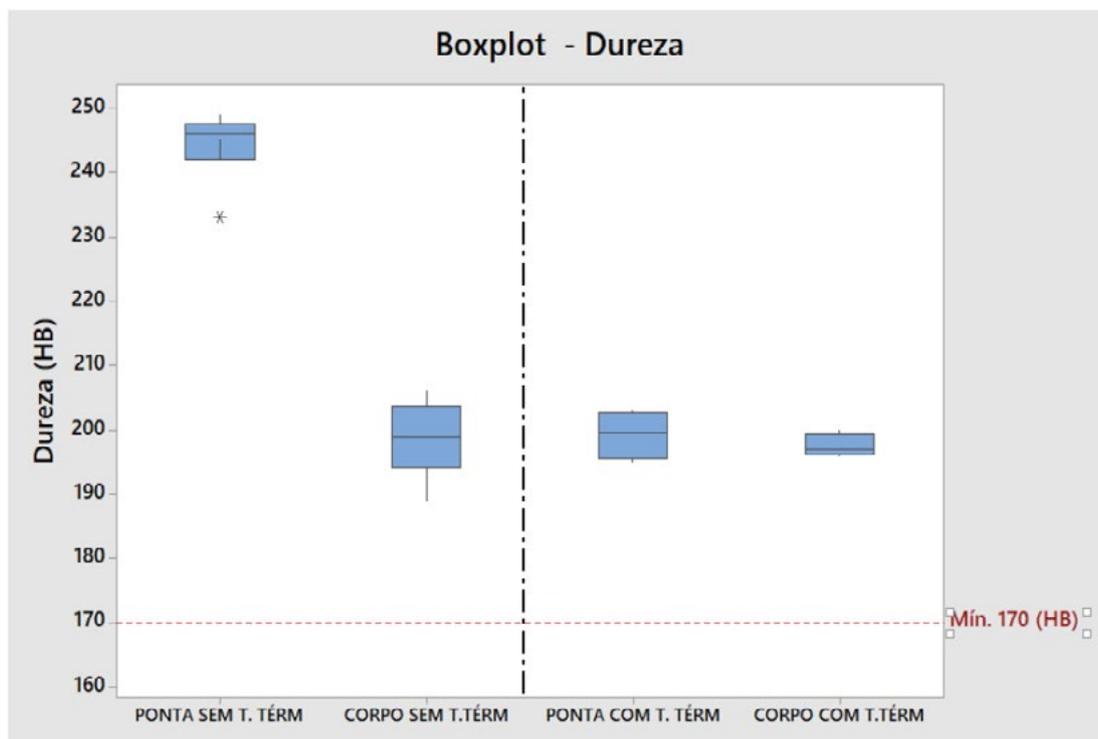


Figura 5: Boxplot dos resultados de dureza HB.

3.4 Ensaio de microestrutura e tamanho de grão

Os ensaios de microestrutura (tabelas 2 e 3, e figuras 6 e 7) e tamanho de grão (tabelas 4 e 5) foram realizados para comparar as propriedades metalográficas das vigas utilizadas com e sem normalização. Foram retiradas amostras da ponta e área de transição nas condições com e sem tratamento térmico. Para a caracterização da viga com tratamento térmico, 8 corpos de prova; e para a viga sem tratamento térmico um total de 12 corpos de prova. O microscópio utilizado para analisar as amostras foi o Leica DM 4000 M.

Microestrutura Longitudinal – Normalizado			
Região	Am	Lado	Resultado
Ponta	1	1	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Ponta	1	2	Ferrita, perlita e 7% de bainita
Ponta	2	1	Ferrita, perlita e 9% de bainita
Ponta	2	2	Ferrita, perlita e bainita
Corpo	1	1	Ferrita, perlita e 9% de bainita
Corpo	1	2	Ferrita, perlita e 9% de bainita
Corpo	2	1	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Corpo	2	2	Ferrita, perlita e 9% de bainita

Especificação

Informativo

Tabela 2: Resultados de microestrutura para o material com tratamento térmico.

Microestrutura Longitudinal - Não normalizado			
Região	Am	Lado	Resultado
Ponta	1	1	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Ponta	1	2	Ferrita, perlita e bainita
Ponta	2	1	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Ponta	2	2	Ferrita, perlita e 7% de bainita
Ponta	3	1	Ferrita, perlita e 3% de bainita
Ponta	3	2	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Corpo	1	1	Ferrita e perlita
Corpo	1	2	Ferrita, perlita e 8% de bainita
Corpo	2	1	Ferrita, perlita e 8% de bainita
Corpo	2	2	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Corpo	3	1	Ferrita, perlita e 7% de bainita
Corpo	3	2	Ferrita, perlita e 5% de bainita
Especificação		Informativo	

Tabela 3: Resultados de microestrutura para o material sem tratamento térmico.

As figuras 6 e 7 apresentam a microestrutura das vigas com e sem tratamento térmico respectivamente.



Figura 6: Microestrutura da região do corpo e ponta da viga com tratamento térmico – 200x.



Figura 7: Microestrutura da região do corpo e ponta da viga sem tratamento térmico – 200x.

Tamanho de grão - Normalizado			
Região	Am	Lado	Resultado
Ponta	1	1	8,5/9,5
Ponta	1	2	8/9
Ponta	2	1	8/9
Ponta	2	2	8/9
Corpo	1	1	8,5
Corpo	1	2	8/9
Corpo	2	1	9/10
Corpo	2	2	8/9
Tolerância		Informativo	

Tabela 4: Resultados de tamanho de grão para o material com tratamento térmico.

Tamanho de grão - Não normalizado			
Região	Am	Lado	Resultado
Ponta	1	1	7/9
Ponta	1	2	7/9
Ponta	2	1	7/9
Ponta	2	2	6,5/7
Ponta	3	1	7/9
Ponta	3	2	7/7,5
Corpo	1	1	7/7,5
Corpo	1	2	9,5
Corpo	2	1	8/9
Corpo	2	2	7/7,5
Corpo	3	1	6/8
Corpo	3	2	8/9
Tolerância		Informativo	

Tabela 5: Resultados de tamanho de grão para o material sem tratamento térmico.

Foi possível observar uma variação presente de bainita entre 3 e 9% em uma matriz de perlita e ferrita. Este fato ocorreu em todas as condições, inclusive nas vigas com tratamento térmico de normalização.

Foi possível observar também que os tamanhos de grão foram semelhantes variando no corpo de 6 a 10 e na ponta de 6,5 a 9,5.

4. CONCLUSÃO

Neste trabalho foram realizadas caracterizações das propriedades mecânicas e metalográficas da viga forjada à quente obtida a partir de tubo de aço sem costura no aço FB70 sem a realização do tratamento térmico final de normalização.

Verificou-se que os resultados das análises de composição química, dos ensaios mecânicos (tração e dureza), das análises metalográficas (microestrutura e tamanho de grão) obtidos nos

produtos forjados sem o tratamento térmico encontram-se dentro do especificado tecnicamente [1] pois o tratamento térmico de normalização visa homogeneizar a superfície ao longo de toda a superfície da viga forjada [17] no entanto com o resfriamento ao ar após o forjamento à quente as propriedades mecânicas se apresentaram conforme projeto. A microestrutura obtida foi similar mesmo sem a normalização porque o forjamento à quente com a temperatura de trabalho acima da temperatura de recristalização com resfriamento ao tempo simulou uma normalização nas vigas forjadas.

REFERÊNCIAS

- [1] KANG, Hyoung Seok; LEE, Ju Yeon; CHOI, SangSu; KIM, Hyun; PARK, Jun Hee; SON, Ji Yeon; KIM, Bo Hyun; NOH, Sang Do. Smart manufacturing: Past research, present findings, and future directions. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, V. 3, 2016, p. 111–128.
- [2] FERREIRA, César Augusto. Encontro de Fornecedores Randon 2021, 2021, Caxias do Sul, RS: CTR, 2021.
- [3] HORTON, Philippa M.; ALLWOOD, Julian M. Yield improvement opportunities for manufacturing automotive sheet metal components. *Journal of Materials Processing Technology*, V. 249, 2017, p. 78-88.
- [4] RAO, V Divakar. Metallurgical integrity for economic production of quality steel forgings for advanced applications. *Materials Today: Proceedings*, V. 39, 2021, p. 1434–1439.
- [5] AWASTHI, Ankita; SAXENA, Kuldeep K.; ARUN, Vanya. Sustainable and smart metal forming manufacturing process. *Materials Today: Proceedings*, V. 44, 2021, p. 2069–2079.
- [6] WOLFGARTEN, Martin; HIRT, Gerhard. New method for the manufacturing of curved workpieces by open die forging. *CIRP Annals*, V. 65, I. 1, 2016, p. 285–288.
- [7] WIDOMSKI, Pawel; GRONOSTAJSKI, Zbigniew. Comprehensive Review of Methods for Increasing the Durability of Hot Forging Tools. *Procedia Manufacturing*, V. 47, 2020, p. 349–355.
- [8] VALLOUREC Soluções Tubulares do Brasil S.A. Catálogo de Tubos Forjados. Belo Horizonte: 2015.
- [9] XU, Chung; REN, Guangsheng; GUO, Yongqiang; REN, Weiwei; ZHANG, Ya. Tube necking extrusion principle and forming process of trailer rear axle. *Procedia Engineering*, V. 81, 2014, p. 634-640.
- [10] BEHRENS, Bernd-Arno; BRUNOTTE, Kai; WESTER, Hendrik; KOCK, Christoph. Experimental investigations on the interactions between the process parameters of hot forming and the resulting residual stresses in the component. *Procedia Manufacturing*, V. 50, 2020, p. 706–712.
- [11] EMPRESAS RANDON. Relatório Anual da Administração 2020.
- [12] FUWA, 2021. Site da empresa. Disponível em: http://www.fuwa.cn/jtjj/index_71.aspx. Acesso em: 05 nov. 2021.
- [13] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products: referências: A370-20. West Conshohocken: ASTM, 2020.
- [14] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Standard test methods for Rockwell hardness of metallic materials: referências: E18-20. West Conshohocken: ASTM, 2020.
- [15] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Standard test methods for determining average grain size: referências: E112-13. West Conshohocken: ASTM, 2013.
- [16] ANDREUCCI, Ricardo. Apostila de partícula magnética. Associação brasileira de ensaios não destrutivos. São Paulo, jan. 2020.
- [17] CALLISTER, W.D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, Editora LTC, 10ª ed., 2020.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

UTILIZAÇÃO DA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL COMO FERRAMENTA PARA AUXILIAR NO FORJAMENTO DE UMA CRUZETA

Thairo Rangel Mafia ⁽¹⁾
João Vitor Piovesan ⁽²⁾
Gabriel Rosa Soares ⁽³⁾
Alexandre da Silva Rocha ⁽⁴⁾
Vinicius Waechter Dias ⁽⁵⁾

RESUMO

Aços bainíticos avançados estão sendo amplamente sondados para aplicações envolvendo forjamento de componentes mecânicos devido às suas propriedades mecânicas que podem até se comparar as dos aços convencionais (T&R) que são amplamente utilizados na indústria, porém com a vantagem de obter um processamento mais simplificado, com menor consumo energético e menor poluição. Esses aços especiais foram desenvolvidos para formar microestrutura bainítica durante o resfriamento controlado e, dependendo da rota de processamento, são fortes candidatos a substituir os aços temperados e revenidos. Uma rota de processamento termomecânico foi desenvolvida a partir do aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 na fabricação de uma cruzeta. O software de simulação computacional Qform foi utilizado como ferramenta para auxiliar no desenvolvimento dessa

⁽¹⁾ Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, thairo.mafia@ufrgs.br

⁽²⁾ Mestrando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, jv9779@gmail.com

⁽³⁾ Graduando, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, gabrielrs270599@gmail.com

⁽⁴⁾ Prof. Dr., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, alexandre.rocha@ufrgs.br

⁽⁵⁾ Prof. Dr., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, vinicius.waechter@ufrgs.br

rota e na correlação da temperatura, deformação efetiva e taxa de deformação na microestrutura, tamanho de grão e microdureza em algumas regiões da peça.

Palavras-Chave: Simulação computacional, Forjamento, Aços bainíticos avançados, cruzeta, microestrutura, tamanho de grão

ABSTRACT

Advanced bainitic steels are being tested in applications such as mechanical components hot forging due to its mechanical properties that can even be compared to conventional steels (Q&T), which are widely used in industry. Advanced steels exhibit more simplified processing, with less energy consumption and less pollution. Furthermore, special steels were developed to form bainitic microstructure under controlled cooling. Depending on the thermomechanical processing route, they could be good enough to replace quenched and tempered steels. A thermomechanical processing route was developed to manufacture a crosshead with an advanced bainitic steel *DIN 18MnCrSiMo6-4*. A simulation software known as Qform was used as a tool to assist on the development of the route and to correlate the temperature, effective strain and strain rate in some regions of the crosshead with the microstructure, grain size and microhardness behavior.

Keywords: Computational simulation, Hot forging, Advanced bainitic steels, crosshead, microstructure, grain size

1. INTRODUÇÃO

Componentes forjados são geralmente utilizados em aplicações severas, onde são requeridos integridade estrutural, tenacidade, resistência mecânica e dureza [1]. Os aços bainíticos são muito visados na fabricação de componentes forjados, em função da boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, entretanto, para a obtenção da bainita necessitavam-se de processos isotérmicos muito longos. Recentemente, uma classe de aços bainíticos avançados de resfriamento contínuo está ganhando ainda mais notoriedade na fabricação de barras laminadas e forjados na nesta última década [2]. A adição de silício contribuiu para o aumento da tenacidade por meio da supressão da formação de carbonetos, enquanto que a adição de elementos de liga como Mn e Cr ampliaram a faixa de transformação bainítica [3]-[4]. Enquanto os Aços tradicionais utilizados na indústria passam por longas etapas de processamento como a têmpera e revenimento (T&R), os aços bainíticos avançados eliminam essas etapas, fazendo com que sejam considerados ecologicamente viáveis por consumir menos energia, liberar menos calor no meio ambiente, além de contribuir para uma menor emissão de gases poluentes na atmosfera, uma vez que grande parte da energia produzida é fruto de queima de combustíveis fósseis.

Um dos grandes desafios no forjamento dos aços bainíticos avançados é em obter uma janela de processamento termomecânico afim de gerar uma microestrutura mais adequada, maximizando assim os benefícios dos microligantes nos aços [5]. A Microestrutura desses aços é formada principalmente por Bainita Granular (BG), que é um termo industrial utilizado para definir a mistura caótica entre Ferrita bainítica (FB) e Martensita/Austenita (M/A) [6]. A Bainita em Ripas (BR) é considerada uma bainita com propriedades melhoradas, contendo ripas alongadas e mescladas entre FB e M/A, porém costuma ser formada em grãos mais grosseiros[7]. Outra fase muito presente em aços contendo baixo teor de carbono é a Ferrita poligonal (FP), que costuma se formar em taxas de resfriamento lentas e em altas temperaturas de transformação [8], preferencialmente se formando a partir de contornos de grãos, pois é onde se concentra maior força motriz para nucleação devido a maior diferença de composição química entre as fases envolvidas [9].

Apesar de apresentar boa ductilidade, a formação da ferrita poligonal tende a diminuir a dureza

do aço. Portanto, a utilização de uma rota termomecânica que explora o resfriamento rápido, somado a elevadas taxas de deformação podem contribuir para a sua diminuição em volume, porém, menor e espalhado, tendo potencial para criar maior quantidade de sítios de nucleação para promover a formação da bainita em temperaturas mais baixas, incrementando a dureza do aço, e possivelmente a tenacidade por efeito Hall-Petch [10], uma vez que o mecanismo de refinamento de grão advém da deformação plástica contínua da ferrita [11]. Softwares de simulação computacional, por sua vez, surgem como uma ferramenta que pode ser muito útil para minimizar a tentativa e erro na criação de uma rota nova de processamento, eliminando custos elevados em função de tempo de máquina parada, material utilizado e falhas catastróficas de equipamentos em detrimento do dimensionamento incorreto.

Com o auxílio da ferramenta de simulação computacional Qform, foi desenvolvido uma rota alternativa de processamento termomecânico para o forjamento de uma cruzeta em matriz fechada a partir do aço DIN 18MnCrSiMo6-4. Dentre os *billets* simulados, o de melhor desempenho escolhido para a parte experimental. Os forjados foram confrontados com a simulação, que por sua vez apresentou resultados satisfatórios quanto a carga de forjamento e geometria final da peça. Mapeamentos em 6 regiões distintas da cruzeta foram realizados para a obtenção dos comportamentos da temperatura, taxa de deformação e deformação efetiva e a sua relação com as microestruturas criadas e seus tamanhos de grão. Regiões mais superficiais apresentaram maior dureza e grãos mais grosseiros, exceto uma região que sofreu elevada taxa de deformação e deformação efetiva, o que favoreceu maior refino de grão. Por outro lado, as regiões centrais da cruzeta obtiveram tamanho de grão mais refinados e de composição similar a bainita granular. De modo geral, as durezas de todos os pontos avaliados aumentaram em relação a microestrutura original da barra laminada.

2. MATERIAL

O aço utilizado para este estudo foi o DIN 18MnCrSiMo6-4, de nome comercial HSX 130HD, fornecido pela empresa *Swiss Tech*. É considerado um aço de baixo carbono e baixa liga, porém com razoáveis quantidades de Mn, Cr e Si, conforme pode ser visto na tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço 18MnCrSiMo6-4

C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	Cu	S	P	Sn	Al	Ti	N	Fe
0.18	1.53	1.20	1.12	0.23	0.13	0.12	0.02	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	Balanço

O material em estudo foi inicialmente laminado e sofreu resfriamento contínuo de aproximadamente 1°C/s. A figura 1 mostra a curva CCT (*continuous cooling transformation*) com as possíveis microestruturas formadas de acordo com as taxas de resfriamento, Ferrita Poligonal (FP), Bainita (B), Martensita (M) e Perlita (P) e a sua micrografia.

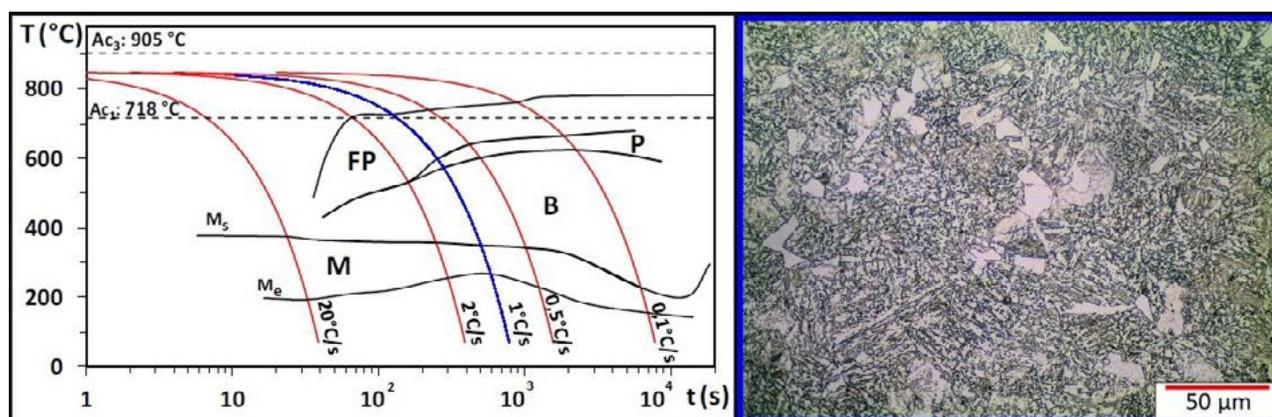


Figura 1: Curva CCT do aço 18MnCrSiMo6-4 e a micrografia. Adaptado de [7]

A microestrutura inicial consiste majoritariamente de bainita granular (BG) com porções de Ferrita poligonal (FP) e Bainita em Ripas (BR), conforme vista na figura 2. O tamanho médio dos grãos inicialmente na faixa de $24 \pm 3 \mu\text{m}$ de diâmetro. Apesar da curva CCT interceptar a região da perlita, nenhuma microestrutura perlítica foi identificada.

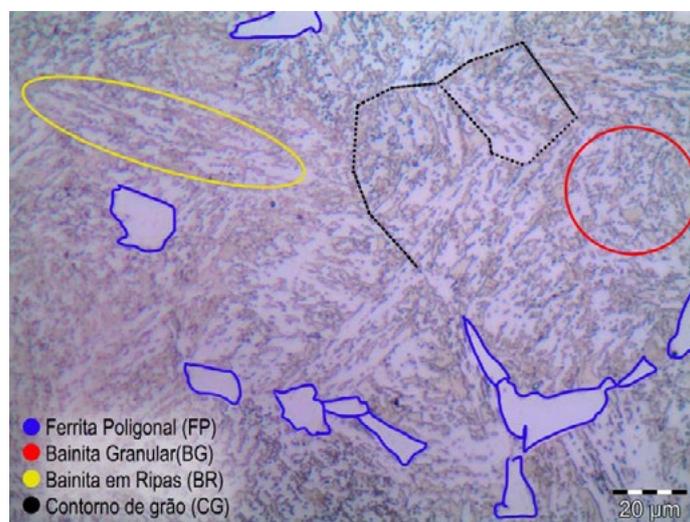


Figura 2. Composição microestrutural do aço 18MnCrSiMo6-4

3. MÉTODOS

A figura 3 mostra um fluxograma contendo 4 etapas principais. A Simulação I, ou primeira etapa de simulação, buscou encontrar uma geratriz otimizada para o processo seguinte. A etapa de experimento foi responsável por botar em prática o que foi simulado na etapa anterior, porém, ainda captou dados para a aplicação da terceira etapa. A simulação II, ou segunda etapa de simulação, foi responsável por refinar a simulação e conseguir rastrear dados como a temperatura, deformação efetiva e taxa de deformação. A quarta etapa é responsável por análises metalográficas e assimilação com as condições de processamento com as microestruturas adquiridas.

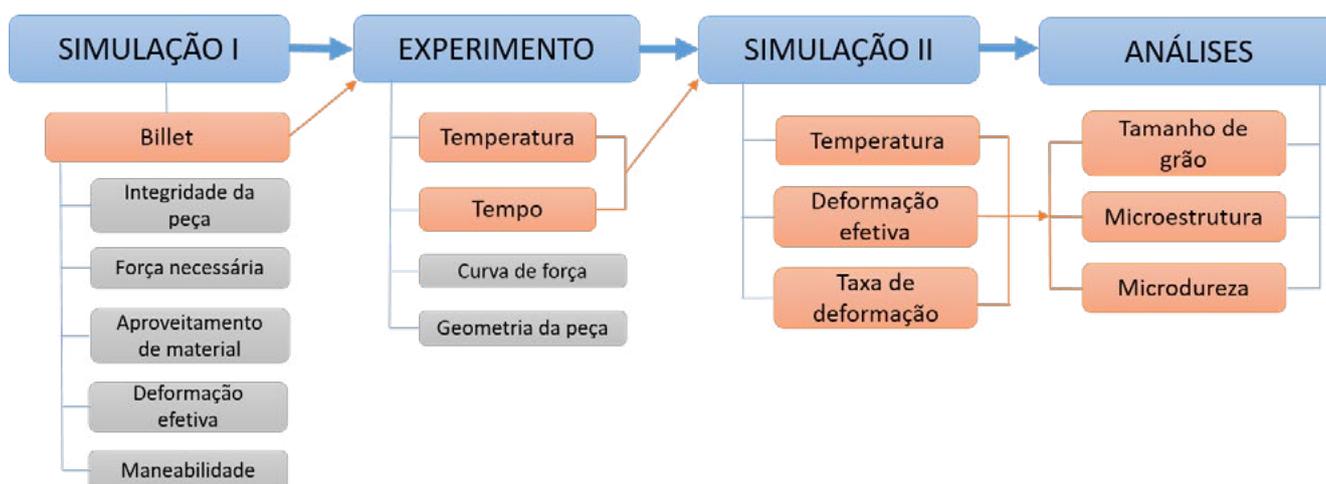


Figura 3. Fluxograma da metodologia

3.1. Simulação I – Seleção da geometria do billet

Nesta etapa, a simulação computacional teve como objetivo principal selecionar a geometria de *billet* com melhor desempenho para ser aplicado em uma rota alternativa de processamento termomecânico de uma cruzeta. O software Qform, pertencente a empresa SixPro®, foi utilizado para a realização das simulações. Os desenhos das matrizes e das geratrizes, desenvolvidos em software CAD e inseridas no Qform em geometrias 3D. No total foram 30 *billets* cilíndricos simulados, variando

em volume, diâmetro e altura, conforme mostrada no quadro 1.

Tabela 2. Geometria dos billets em função do volume, diâmetro e altura

Volume (mm ³)	Diâmetro (mm)										Altura (h)
	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	
19000	54,86	49,98	45,73	42	38,71	35,79	33,19	30,86	28,77	26,88	
19500	56,3	51,3	46,93	43,1	39,73	36,73	34,06	31,67	29,52	27,59	
20000	57,74	52,61	48,14	44,21	40,74	37,67	34,93	32,48	30,28	28,29	

Para atender aos requisitos do processamento mecânico, o processo de escolha do *billet* teve como foco: garantir volume de material adequado, produzir um forjado sem defeitos, obter quantidade e distribuição de deformação efetiva e atingir uma faixa de temperatura condizente com a formação da bainita [2].

Os parâmetros utilizados para a simulação no Qform partiram dos dados do corpo de prova, equipamento de ensaio, ferramental e condições de contorno. As curvas de escoamento isotérmicas do aço 18MnCrSiMo6-4 foram adquiridas através de ensaios na máquina universal de testes Gleeble®. Os dados do material para ensaios a quente e a morno foram adquiridos por [12] e [13] respectivamente. A condutividade térmica adotada foi em função de uma variação linear de acordo com a temperatura, sendo de 52W/ (m.K) para 20°C e 28W/ (m.K) para 1200°C. O mesmo ocorre para o calor específico, com 500J/ (Kg.K) para 20°C e 633J/(Kg.K) para 1000°C. As demais informações estão registradas na tabela 3.

Tabela 3. Parâmetros de simulação inicial

Corpo de prova		Equipamento		Condições de contorno	
Material	HSX	Tipo	Prensa Hidráulica	Tipo de malha	Remash automático
Temperatura Inicial	1000 (°C)	Carga Máxima	6 (MN)	Emissividade	0,9
Curvas de escoamento	Literatura [12]- [13]	Velocidade	5,25 (mm/s)	Transferência de calor	20 (W/m ² .K)
Condutividade Térmica	52 - 28 (W/m.K)	Ferramenta		Etapas	1
Calor Específico	500 - 633 (J/Kg.K)	Material	H13	Resfriamento ar	7 (s)
Atrito	0,4	Temperatura	100 (°C)	Resfriamento matriz	4 (s)

Dentre as 30 geratrizes simuladas, apenas uma delas foi selecionada para a etapa de forjamento. Os critérios adotados para a seleção do *billet* foram os seguintes:

1. INTEGRIDADE

- A cruzeta não deveria apresentar defeitos de sobreposição de material ou possíveis fraturas, salve em regiões de rebarba.

2. FORÇA DE FORJAMENTO

- Prioritariamente, a carga total de forjamento não poderia ultrapassar 80% da capacidade da prensa hidráulica FKL, que é de 600t. Também, um menor consumo energético foi levado em conta na seleção do *billet*.

3. APROVEITAMENTO E GEOMETRIA DO MATERIAL

- O *design* da matriz não possui limitação determinada para o comprimento total da cruzeta, conforme pode ser visto na Figura 3. Portanto, o comprimento da cruzeta depende principalmente da quantidade de material que o *billet* possui, a sua relação entre altura e diâmetro (h/D) e do quanto a cavidade de rebarba pode suportar de material. Neste caso, foi estipulado um comprimento mínimo de 56mm entre as extremidades da cruzeta. O aproveitamento de material foi parametrizado como sendo a área da seção transversal da peça forjada, conforme mostrado na figura 4 b).

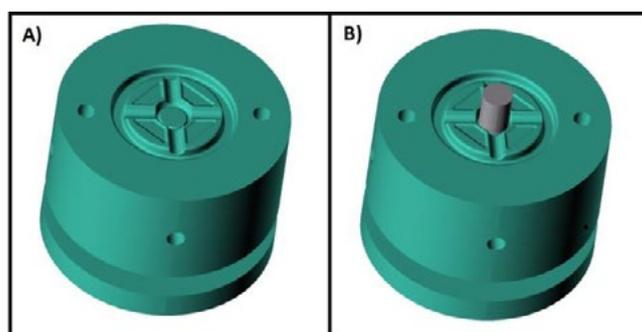


Figura 3: a) Geometria da matriz; b) Matriz com o *billet* posicionado

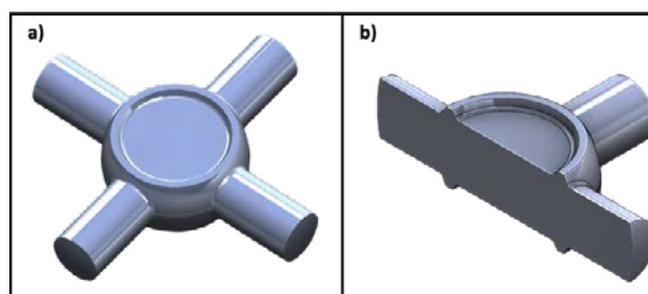


Figura 4: a) Geometria da cruzeta sem rebarba b) Seção transversal da cruzeta

4. DEFORMAÇÃO EFETIVA

- A deformação efetiva média de maior valor medido na região transversal da cruzeta foi considerada para a escolha do *billet*, haja visto que a quantidade de deformação imposta é um dos fatores mais importantes em um forjamento a quente, onde o refino de grão é potencializado com a deformação via recristalização dinâmica. O Refinamento dos grãos traz benefícios como incremento da resistência mecânica e tenacidade via efeito Hall-Petch[10].

5. CENTRALIZAÇÃO DO BILLET (MANEABILIDADE)

- Este fator levou em consideração o tempo e a agilidade com que o operador precisará para centralizar a peça na matriz inferior. A base da matriz é parabólica com diâmetro interno mínimo de 27,43mm. Portanto, *billets* com diâmetros muito distantes podem acabar demorando para ajustar, cedendo calor desnecessariamente para o ambiente.

3.2. Forjamento experimental - Aquisição de dados

Tendo em vista os critérios adotados no tópico anterior, o *billet* com geometria mais adequada foi selecionado para preparação de dois corpos de prova. Primeiramente, as amostras foram forradas por grafite em pó e colocadas em forno pré-aquecido a 1000°C por 8 minutos para homogeneização e logo em seguida foram mantidas por mais 10 minutos de encharque. Enquanto isso, as matrizes foram

lubrificadas com uma solução de grafite e água em proporções de 1/20, da marca Bonderite®, série L-FG 31H. Após o aquecimento, os *billets* foram retirados do forno, posicionados à matriz inferior e forjados. Uma das amostras foi temperada em água fria, enquanto a outra foi deixada para resfriar ao ar calmo. A ilustração da rota termomecânica utilizada pode ser vista na figura 5.

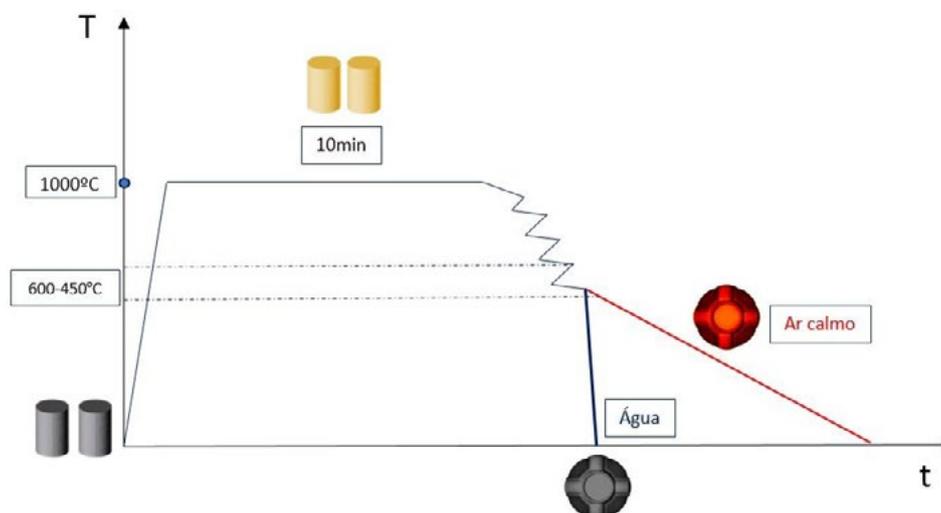


Figura 5. Rota de processamento termomecânico

Os equipamentos utilizados no experimento estão ilustrados na figura 6. A prensa hidráulica FKL de carga máxima 600MN e velocidade de deformação constante de 5,25mm/s foi utilizada para a realização do forjamento. A matriz superior da cruzeta foi anexada na mesa superior da FKL, assim como a matriz inferior foi anexada a célula de carga por meio de garras. A célula de carga também foi anexada a mesa inferior da FKL. Um sistema de aquecimento das matrizes foi realizado introduzindo duas resistências elétricas do tipo cartucho em cada uma das matrizes, que se mantiveram fechadas para evitar desperdício de temperatura. Um termopar tipo K foi posicionado em uma das matrizes para medir a temperatura enquanto o controlador era responsável por manter a temperatura das matrizes em 100°C para a realização do experimento. O sistema de aquisição de dados, Spider 8, foi responsável por captar os dados da célula de carga e do transdutor de deslocamento variável linear (LVDT). O software Catman® 4.0 do notebook foi responsável por ler os sinais elétricos captados pelo Spider 8 e converter em informações de força e deslocamento a partir das curvas de calibração. Um forno resistivo foi utilizado para aquecer os *billets* até a temperatura de 1000°C. Durante o experimento, a termocâmera da marca Fluke® com capacidade para captar temperaturas de até 1200°C foi utilizada para gravar todo o processo.

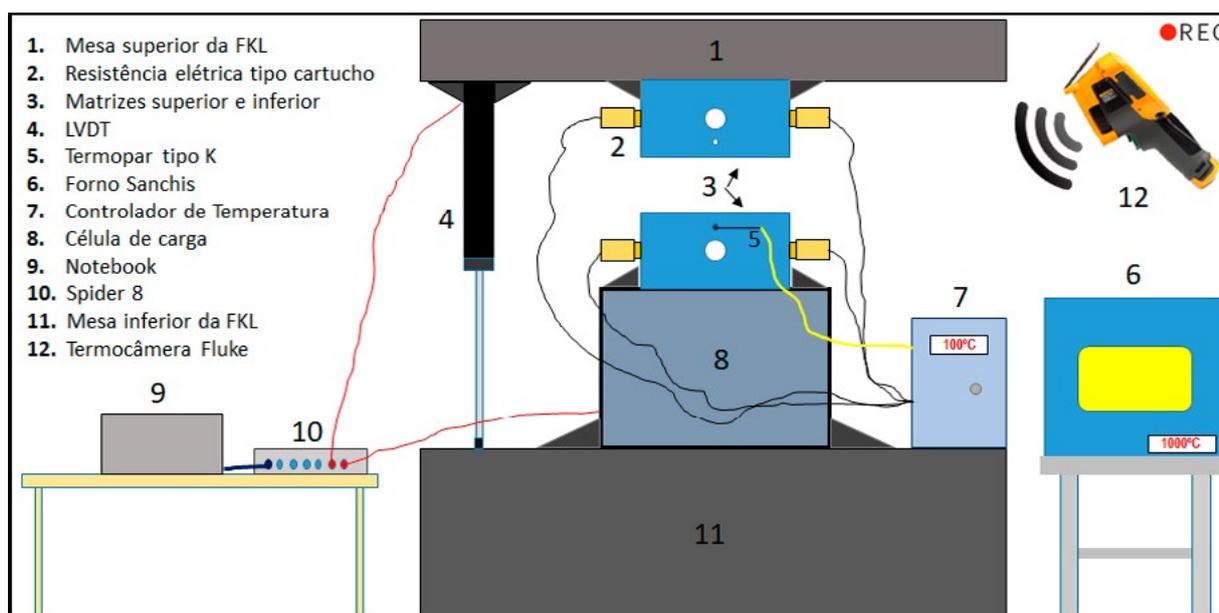


Figura 6. Equipamentos utilizados para o procedimento experimental de forjamento

Foram registrados os tempos e as temperaturas dos dois corpos de prova para alimentar o software de simulação na etapa posterior. A qualidade das peças, distribuição de material entre as extremidades da cruzeta também foram avaliadas e discutidas.

3.3. Simulação II

O tempo e temperatura média de cada forjamento foram registrados pela termocâmera e alinhados com os resultados da simulação por meio de correções nas condições de contorno. A simulação de todo o processamento foi dividida entre 3 estágios, conforme mostrado na tabela 4. O primeiro estágio abrange o intervalo entre a retirada da peça do forno até o as matrizes se tocarem. A segunda etapa abrange o tempo que a peça ficou em contato com as matrizes fechadas até a sua abertura, e extração posterior. Por último, a terceira etapa avalia o intervalo de 26 segundos após a retirada da peça da matriz, ainda resfriando em ar calmo. A curva da força em função do deslocamento da matriz foi extraída e comparada com a força real de forjamento.

Tabela 4. Parâmetros de simulação da segunda etapa

OPERAÇÃO I		OPERAÇÃO II		OPERAÇÃO III	
Modificação da tabela 3		RESFRIAMENTO ACELERADO		RESFRIAMENTO EM AR CALMO	
Atrito	0,5	Ambiente	Matriz	Ambiente	ar calmo
Ambiente	ar forçado	Tempo	1,2s	Tempo	26s
Transferência de calor	220 W/(m ² .K)	Transferência de calor	4000W/(m ² .K)	Transferência de calor	45W/(m ² .K)
Resfriamento em ar	6s	Emissividade	0.9	Emissividade	0.8
Resfriamento em matriz	2s				

Por via de parametrização de resultados, seis regiões distintas da cruzeta, ilustradas na figura 7, foram selecionados para avaliação da influência entre parâmetros como temperatura, taxa de deformação e deformação efetiva com a formação microestrutural de cada região durante o processo de conformação. A temperatura, deformação efetiva e taxa de deformação foram rastreadas durante o processamento a fim de captar as suas variações em função do tempo.

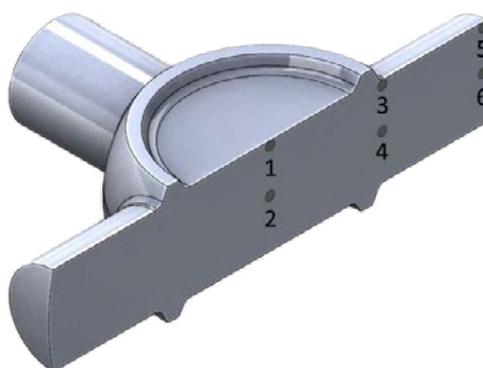


Figura 7. Regiões de análise na cruzeta

3.4. Análises

As peças forjadas foram cortadas ao meio para análises posteriores nas regiões indicadas pela figura 7. As cruzetas cortadas foram lixadas e polidas para obter micrografias via microscopia ótica. Os ataques químicos utilizados foram diferentes para cada cruzeta, sendo que a amostra temperada foi atacada com uma solução de 0,625g de ácido pícrico com 60ml de água e 48ml de detergente neutro. A peça foi imersa em solução por 40 minutos até os contornos de grãos serem revelados. A contagem de grãos foi realizada utilizando o método do intercepto circular, que é mais indicado para grãos não regulares [14]. Já o ataque químico da amostra resfriada ao ar foi realizado com a sua imersão em nital 2% por 10 segundos para revelação da microestrutura.

O ensaio de microdureza foi realizado nas mesmas regiões da amostra resfriada continuamente, sendo que cada região foi indentada ao menos 4 vezes nas microestruturas bainítica afastadas das bandas de segregação (B.S).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Seleção e geometria dos *billets*

As simulações realizadas variando volume, altura e diâmetro dos *billets* mostraram que as amostras seguem uma linha de tendência e que, em poucas ocasiões, há uma quebra desse padrão. O volume do *billet* se mostrou ter maior relevância na carga de prensa. Se tratando de forjamento em matriz fechada, um pequeno incremento no volume pode aumentar significativamente a carga de prensa [15]. Neste caso em específico, pode-se observar na figura 8 a) que um incremento 1000mm³, ou 5,26% de material foi responsável por até 17,10% da força necessária para o forjamento.

As amostras mais esbeltas, com a razão entre a altura e diâmetro (h/D) elevada, tendem a perder maior quantidade de calor para o meio por terem maior área superficial, visível na figura 8 b). Durante o forjamento, quando submetidas a deformações lentas da prensa hidráulica, o tempo de contato entre o *billet* com a matriz superior é maior, fazendo com que seja suscetível à maior troca térmica por meio da condução entre as superfícies de contato.

Por outro lado, *billets* com geometrias próximas a do objeto final tendem a produzir menor deformação efetiva média e, nesse caso, as amostras de menor altura estão mais próximas da geometria final da cruzeta, conforme pode ser observado na figura 8 c). A taxa de deformação média da seção transversal se manteve constante para razões (h/D) menores e diminuiu significativamente para as razões maiores, principalmente para *billets* de volume maior, podendo ser observada na figura 8 d).

A área da seção transversal é um parâmetro que mede a eficiência de uso do material, ou seja, para *billets* contendo o mesmo volume, quanto maior for a área na seção transversal, menor é a quantidade de material desperdiçado na rebarba, conforme pode ser observado nas figuras 9 a) e b). Este fato explica o porquê da diminuição da carga de prensa para esses corpos de prova. Segundo [16], a rebarba é responsável pela maior parte da energia de conformação, sendo que ela resfria rapidamente ao entrar em contato direto com a matriz, aumentando mais a tensão necessária para

continuar escoando. Portanto, para esta geometria da cruzeta, nota-se que as amostras esbeltas tendem a ter menor eficiência no uso do material, e pode ser confirmado com o gráfico da figura 8 e).

O design da matriz torna flexível o formato da cruzeta com comprimentos variáveis. Na figura 8 f) evidencia que razões (h/D) elevadas para o mesmo volume tendem a diminuir a eficiência de material, e que logicamente quanto maior é a quantidade de material, maior comprimento a cruzeta irá ter.

Os defeitos de simulação encontrados nas peças forjadas surgem em decorrência de razões (h/D) muito baixas ou muito altas. O software Qform possui uma função de detecção de defeitos de sobreposição que são difíceis de observar a olho nu. Os defeitos no material são apresentados com pontos vermelhos, conforme mostrado pelas setas na figura 9 a). Em casos mais notórios nem é necessário acionar esta ferramenta por se tratar de defeitos claros, conforme mostrado na figura 9 b).

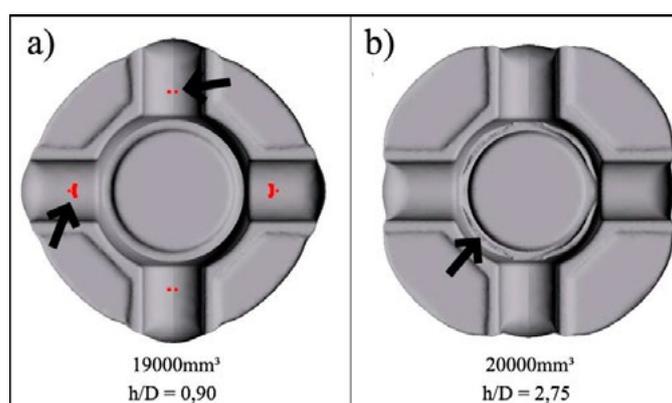


Figura 9. Simulação de cruzetas defeituosas através do software Qform a) com sinalização de defeitos superficiais b) sem sinalização

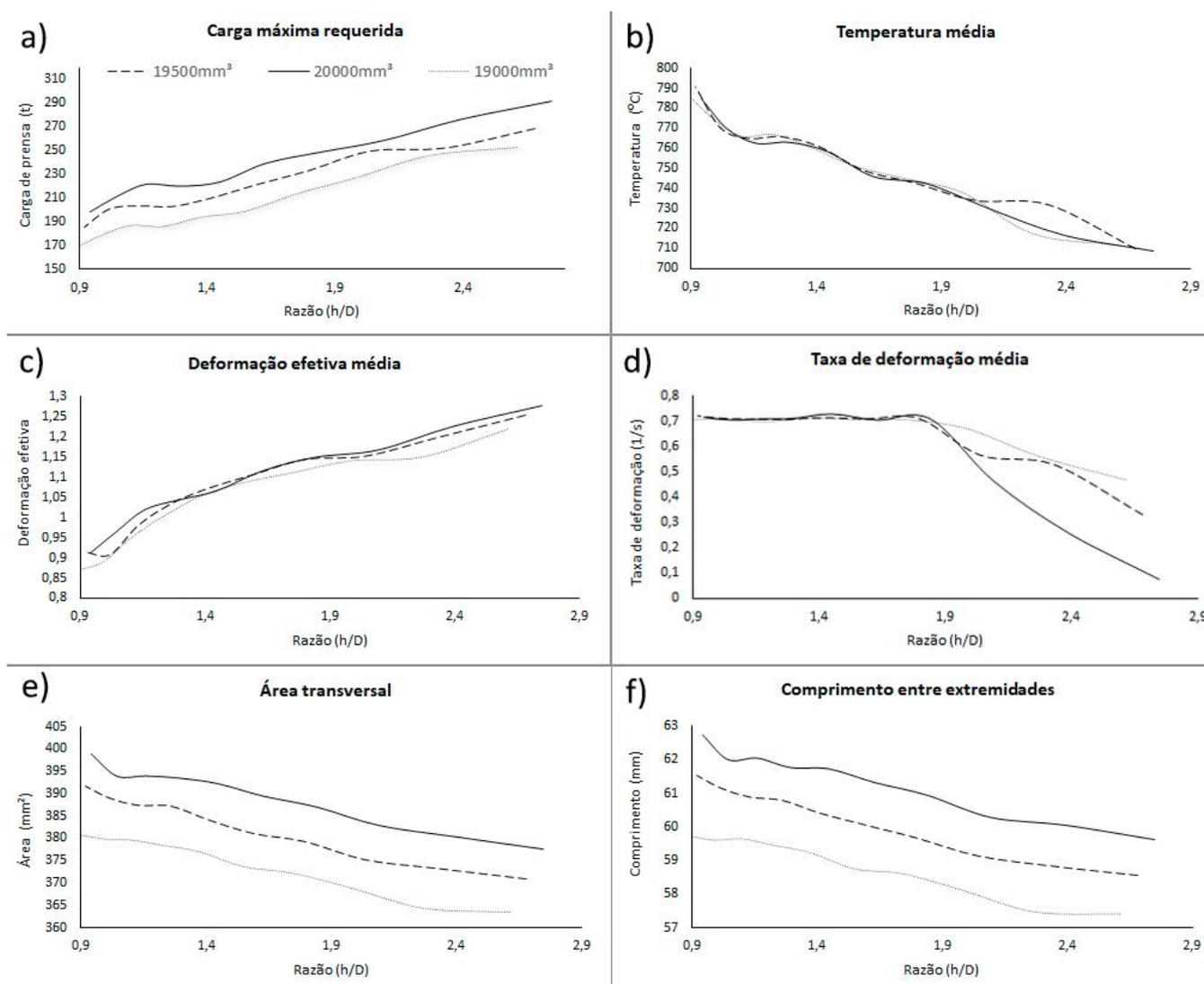


Figura 8. Gráficos que relacionam a geometria do *billet* com a) carga máxima de prensa, b) temperatura média, c) deformação efetiva média e d) taxa de deformação média, e) área transversal, f) comprimento entre extremidades das cruzetas simuladas

O billet mais adequado e selecionado para ser forjado foi o de volume 19000 mm^3 , diâmetro de 25 mm e $(h/D) = 1,54$. Primeiramente por não estar em um dos extremos aos quais são mais susceptíveis ao surgimento de defeitos de fabricação. A peça também obteve boa quantidade de deformação efetiva, e taxa de deformação. A carga de prensa é relativamente baixa pela influência do volume de material. Também, a razão (h/D) propicia eficiência razoável de material.

4.2. Forjamento

Os dois *billets* com volume de 19000 mm^3 e diâmetro de 25 mm foram forjados com suas respectivas rotas de processamento. O primeiro forjado performou similarmente a peça simulada, conforme pode ser observado na figura 10. Já o segundo forjado obteve escoamento mais irregular para as extremidades, possivelmente devido a centralização da peça na base da matriz, já que o diâmetro base da matriz possui de $27,43 \text{ mm}$ de diâmetro. Enquanto na simulação o comprimento entre as extremidades da cruzeta é perfeitamente simétrico, as outras amostras tiveram suas variações, conforme pode ser visualizada na tabela 5.



Figura 10. Cruzeta simulada pelo software Qform cruzeta e forjada, respectivamente

A variação foi ainda maior nas espigas, uma vez que a região interna da cruzeta não é alterada. Esses dados mostram que o *design* das cavidades das matrizes, por serem de geometria livre, podem influenciar significativamente na assimetria das espigas.

Tabela 5. Comprimento entre extremidades da cruzeta. Comprimento das espigas da cruzeta

Cruzeta			Espigas	
comprimento (mm)	Desvio padrão		comprimento (mm)	Desvio padrão
58,76	0,038	Simulação	14,72	0,93
59,14		Forjado 1	14,94	
58,48		Forjado 2	14,61	

4.3. Simulação II

A força máxima requerida para o forjamento do primeiro *billet* alcançou 298,49 toneladas, já para o segundo *billet* foi de 295,03 toneladas. Ambas as curvas se comportaram de forma similar. Na simulação foi calculado uma carga de 261,92 toneladas. Podemos observar na figura 11 que a partir da distância de 15mm a curva da simulação se destoa das outras e no final elas tenderam a se juntar. Apesar dessas variações pequenas variações, o resultado pode ser considerado como satisfatório. Uma aproximação de 88,25% em relação a média das cargas experimentais foi alcançada.

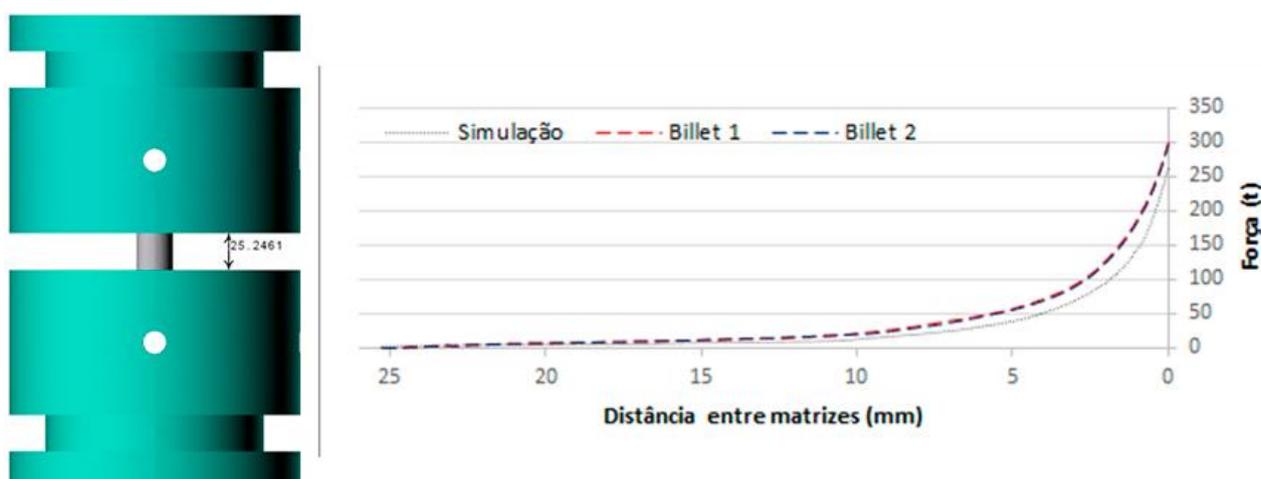


Figura 11. Curva de força x deslocamento da matriz

Podemos observar a partir das figuras 12, 13, 14 e 15 a comparação das temperaturas e tempo de execução do forjamento em relação à simulação II. A figura 12 mostra a imagem do forno com as temperaturas da resistência (vermelho) e a temperatura da caixa de grafite onde o *billet* estava (branco), juntamente com a simulação do *billet* inicial a 1000°C.

Tempo (s)	Experimento	Simulação
0		

Figura 12. Tempo 0, retirada do billet do forno.

No tempo de 8s ocorreu o início do forjamento, conforme mostrado na figura 13.

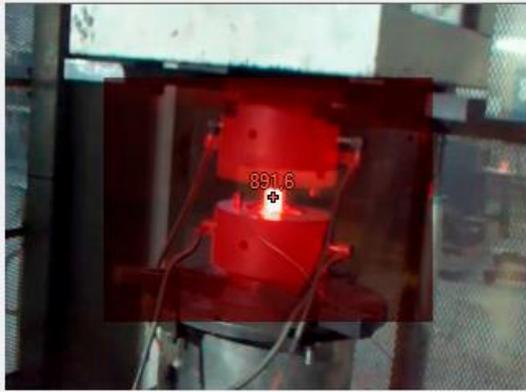
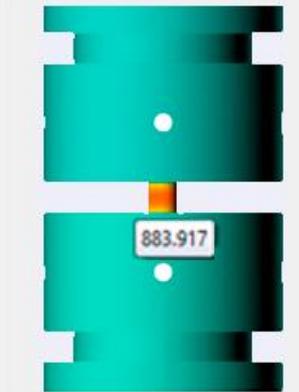
Tempo (s)	Experimento	Simulação
8,0		

Figura 13. Tempo: 8s; Início do forjamento

No tempo 14,1s ocorreu a retirada e deslocamento da peça até um local de ar calmo, conforme mostrado na figura 14.

Tempo (s)	Experimento	Simulação
14,1		

Figura 14. Retirada do billet da matriz

Após 26 segundos da retirada da peça das matrizes, as temperaturas máximas encontradas nas peças podem ser vistas a partir da figura 15. Pode-se notar que a câmera térmica, apesar de não possuir a precisão de um termopar, se torna uma boa opção em condições adversas ao qual a

utilização de um termopar não é viável.

Tempo (s)	Experimento	Simulação
40,1		

Figura 15. Resfriamento em ar calmo

4.3. Análises

O forjamento produz um efeito benéfico na peça quando fragmenta as bandas de segregação (B.S), fazendo com que a tenacidade da peça aumente significativamente. A fibragem, como é chamada, é realçada quando o material é atacado quimicamente, conforme observado na figura 16. Esse fenômeno ocorre por conta da segregação de elementos de liga durante o processo de laminação, que por sua vez acaba concentrando nas regiões centrais e crescem longitudinalmente na barra laminada. Como existe uma concentração de elementos químicos diversos, o ataque químico acaba por destacar uma região em relação a outra, gerando listras paralelas. A deformação da cruzeta gerou esse comportamento que pode ser simulado utilizando a função de implementação e rastreamento de linhas.

Segundo [17], essas regiões tendem a formar martensita e que essas bandas podem ser foco de início de trincas por terem diferença de dureza com a peça. Testes de microdureza nessas bandas foram realizados por [18], indicando valores próximos a 440HV, porém o autor não soube dizer se o incremento da dureza é resultante da formação da martensita.

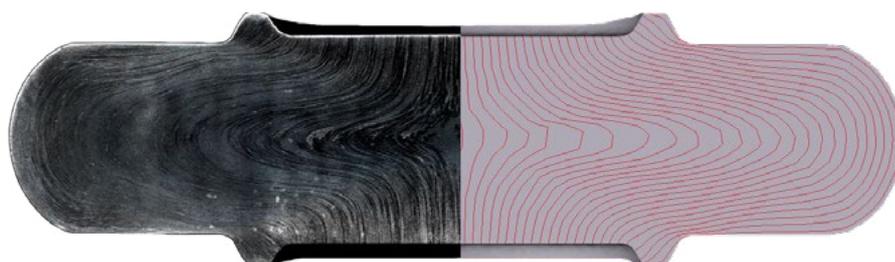


Figura 16. Fibragem da cruzeta x simulação do fluxo de material

Com o mapeamento da taxa de deformação e deformação efetiva foi possível identificar as regiões com menor e maior potencial de recristalização. A deformação é a principal causadora de refinamento de grãos em forjamento a quente. Ocorre a força motriz para precipitação de novos grãos menores, que por sua vez tendem a se formar em regiões onde a interface com a austenita é maximizada [5]. Na figura 17 observa-se como as deformações efetivas foram distribuídas na cruzeta, principalmente na região central (2,4 e 6), com valores similares. A região 1, onde ocorre a interface de contato entre o *billet* e a ferramenta forma zonas de metal mortas, não havendo quase que nenhuma deformação [19] ou taxa de deformação. A região 3 se encontra sob elevada deformação efetiva e taxa de deformação, fazendo com que ocorre tensões cisalhantes elevadas e orientação de fluxo na peça.

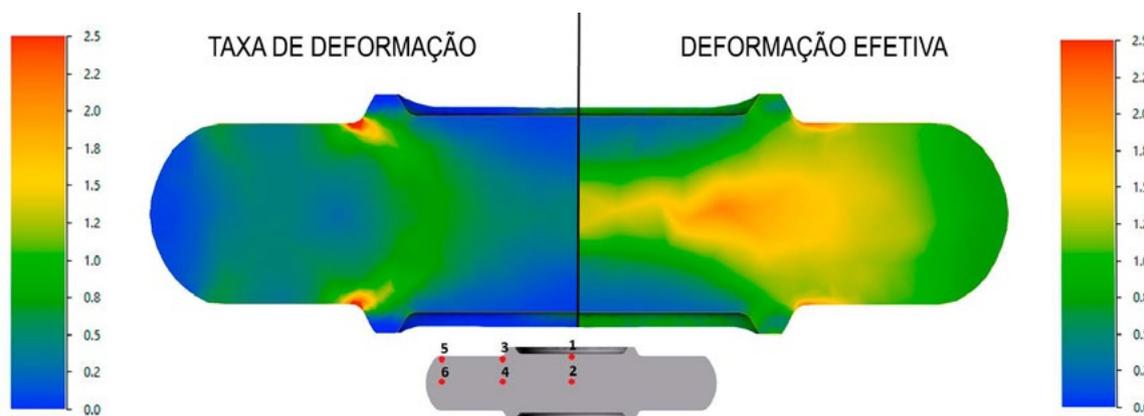


Figura 17. Simulação das taxas de deformação e deformação efetiva

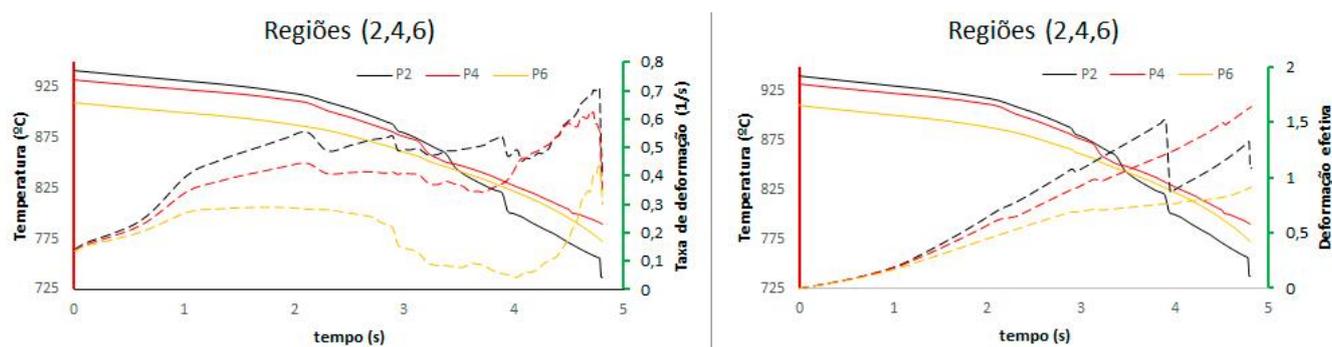


Figura 18. Gráficos de temperatura, taxa de deformação e deformação efetiva das regiões 2, 4 e 6

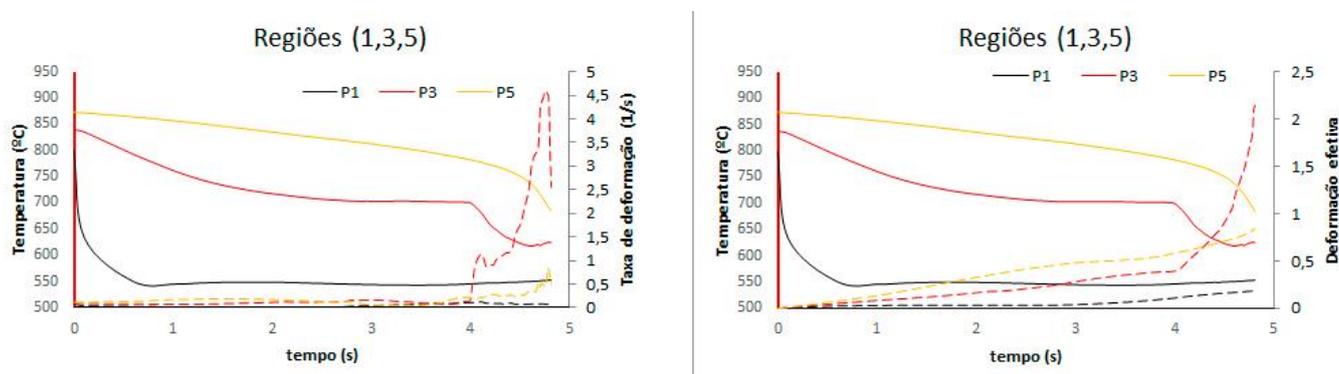


Figura 19. Gráficos de temperatura, taxa de deformação e deformação efetiva das regiões 1, 3 e 5

A homogeneidade durante a deformação, taxa de deformação e resfriamento implica em variações na microestrutura [20]. Para avaliação da microestrutura, é viável dividir as regiões em duas partes. As que possuem correlação direta entre as taxas de deformação e deformação efetiva (2,4,6) com gráficos indicados pela figura 18, e as que não estão correlacionadas (1,3,5), figura 19. As regiões correlacionadas passaram por quase os mesmos efeitos de temperatura, deformação e taxa de deformação, porém com um padrão de comportamento entre eles. Por conta disso apresentam microestruturas semelhantes. Sobre faixa de temperatura semelhantes, a região 2 registrou maior deformação efetiva e taxa de deformação comparados à região 4, que por sua vez foi maior que a região 6. Todas as regiões apresentaram o que aparentemente conhecemos como bainita granular, demonstradas na figura 20. Possivelmente parte da ferrita bainítica da bainita granular observada pode ser na verdade ferrita alotriomorfa [9], ou seja, ferrita que se forma em contornos de grãos. O detalhe se esconde no tamanho dessas ferritas, que por ser muito refinadas fica difícil de distinguir uma das outras utilizando apenas microscopia ótica.

As regiões 1 e 5 também apresentam ser bainitas granulares, porém, ao contrário das regiões centrais (2,4,6), a morfologia da bainita granular se comporta mais como ripas, principalmente a região 1. Já a região 5 não atingiu tanta deformação quanto a região 6 e não resfriou tão rápido quanto a

região 1, ficando em uma posição intermediária. A região 3 é uma junção de deformação efetiva elevada e taxa de deformação elevada. Isso implica em grãos recristalizados muito refinados e grãos não recristalizados juntos e alinhados na direção do fluxo de material que não é possível identificar a sua microestrutura utilizando a microscopia ótica.

As microdurezas foram realizadas, em regiões afastadas das bandas de segregação (B.S) e que possuíam clara bainita granular. Os resultados de microdureza para as diferentes regiões podem ser observados na figura 17. Já as bandas de segregação, apesar da microestrutura aparentar ser bainítica, apresentavam uma coloração diferente por conta do ataque químico. Assim como [18] mostrou, a microdureza nas bandas de segregação ficou em torno dos 440HV. A região 3 apresentou uma microdureza muito elevada, provavelmente em decorrência de finas camadas de segregação somada ao refinamento de grão.

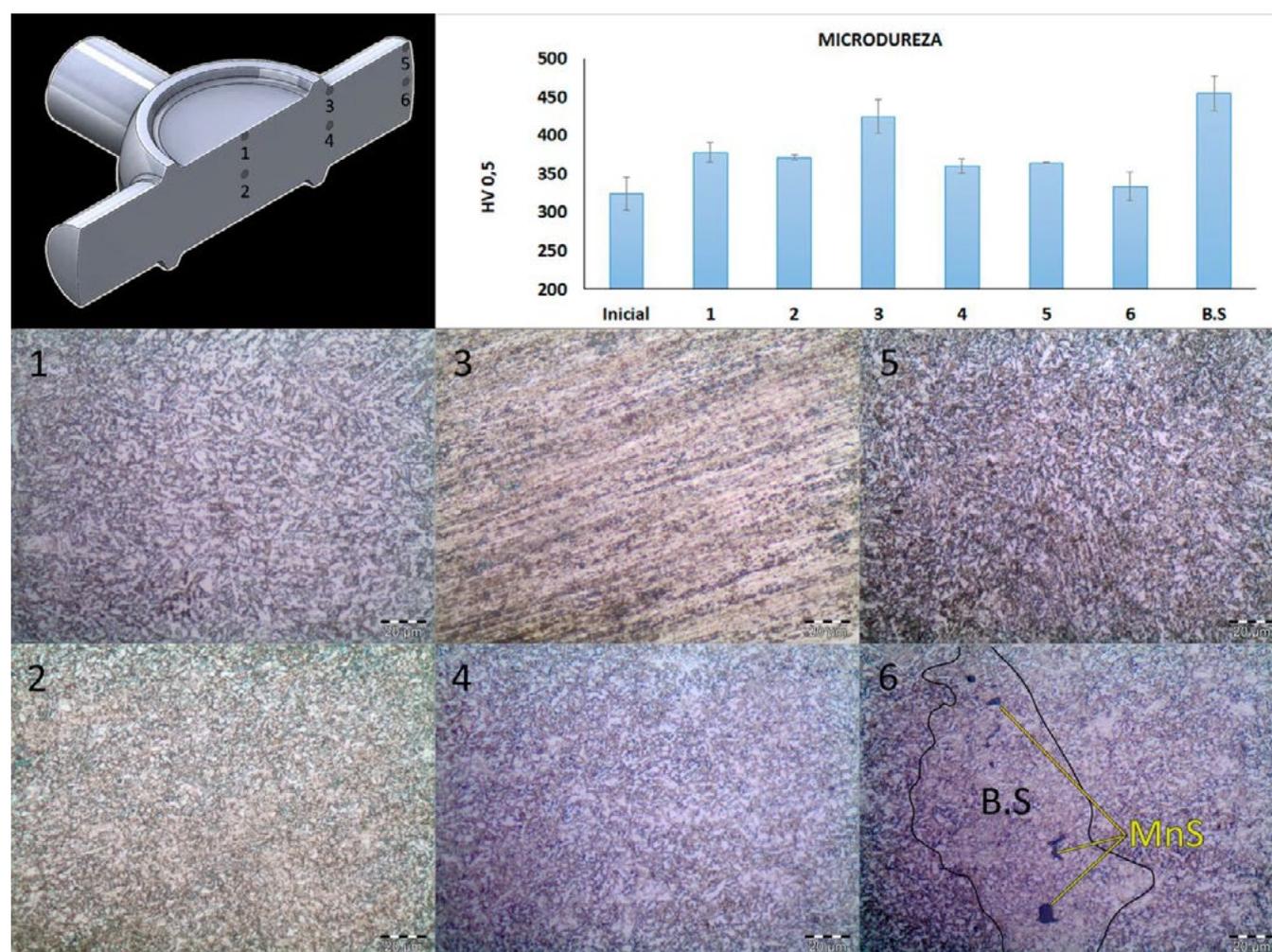


Figura 20. Micrografias das regiões da cruzeta analisadas e respectivas microdurezas

Na figura 21 observa-se que os tamanhos de grãos na região 2 estão mais refinados que nas regiões 4 e 6, muito devido a temperatura mais elevada de início de deformação, somado com deformação e taxa de deformação maior, promovendo assim maior recristalização dinâmica em primeira instância. A mesma comparação pode ser feita da região 4 para a 6. Localizada em zona morta, a região 1 manteve o tamanho de grão pouco superior ao inicial. A região 3 não foi possível observar e calcular o tamanho de grão, porém foi possível observar grãos não recristalizados (GnR) severamente deformados na direção do fluxo de material. Conforme [11], a aplicação de alta deformação somado a tensões cisalhantes é utilizada para na fabricação de aços com grãos ultra-refinados. A região 5 possuiu quase a mesma quantidade de deformação que a região 6, porém a sua temperatura decaiu mais rapidamente, o que possivelmente diminuiu o efeito da recristalização dinâmica.

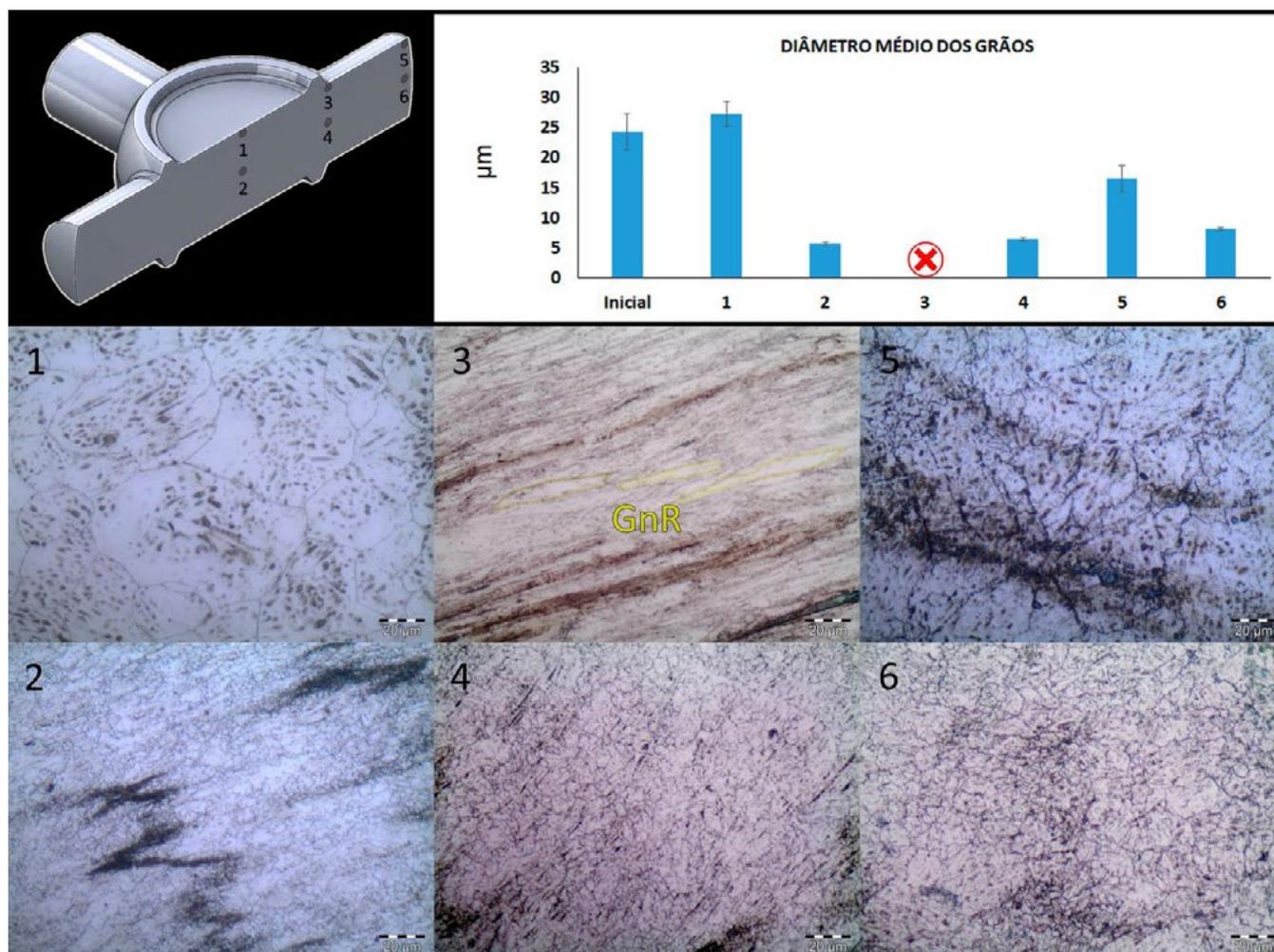


Figura 21. Tamanho de grão das regiões em destaque

5. CONCLUSÃO

A simulação computacional se apresentou como uma ferramenta extraordinária em termos de facilidade de manuseio da plataforma e semelhanças de resultados entre uma simulação e o experimento real. Porém, para a obtenção de resultados mais refinados (próximos da realidade) são necessárias maiores informações acerca do material utilizado, como curvas de escoamento mais detalhadas, conhecimento dos tempos de processamento e das perdas de calor. Tais informações são extremamente importantes em casos como este, em que a temperatura é um fator crucial para o processamento do material. A temperatura é sem dúvidas o maior problema encontrado no refino dos dados, pois ela influencia no escoamento do material e posteriormente em todos os outros parâmetros. Apesar disso, a ferramenta pôde proporcionar informações bem coerentes como a fibragem, formato da peça as dimensões médias das espigas.

A rota termomecânica apresentada mostrou resultados condizentes com o esperado pela literatura. A microestrutura da cruzeta foi formada majoritariamente de bainita granular, não sendo excluída a aparição de microestruturas martensíticas em regiões superficiais da peça ou nas bandas de segregação, porém, não foi notável em função da baixa resolução do microscópio óptico.

O tamanho de grão foi refinado de forma homogênea nas regiões internas da peça, tendo o potencial de aumentar a tenacidade à fratura da peça segundo a literatura. Já a superfície apresentou uma dureza superior, o que pode ser benéfico para a sua resistência ao desgaste.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi executado com o suporte da CAPES – Programa BRAGECRIM (Processo nº. 88881.142485/2017-01 – auxílio nº 1844/2017) e a CAPES – PROEX (Processo 23038.000341/2019-71). O autor Thairo Rangel Mafia agradece à CAPES pela bolsa de mestrado (processo nº 88887.474215/2020-00 do programa PROEX) e Alexandre da Silva Rocha agradece ao CNPq pela bolsa PQ (processo nº 316374/2021-0).

REFERÊNCIAS

- [1] B. Buchmayr, "Critical assessment 22: Bainitic forging steels," *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 32, no. 6, pp. 517–522, 2016, doi: 10.1080/02670836.2015.1114272.
- [2] W. L. Bevilaqua, A. Da, S. Rocha, and H. Roelofs, "In Situ Investigation of the Bainitic Transformation from Deformed Austenite During Continuous Cooling in a Low Carbon Mn-Si-Cr-Mo Steel," vol. 51, no. July, pp. 3627–3637, 2020, doi: 10.1007/s11661-020-05800-6.
- [3] F. G. Caballero *et al.*, "Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 28, no. 1, pp. 95–102, 2012, doi: 10.1179/1743284710Y.0000000047.
- [4] P. J. de Castro, "ESTUDO DA APLICAÇÃO DE TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS NO CAMPO DA AUSTENITA METAESTÁVEL EM UM AÇO BAINÍTICO DE BAIXO CARBONO E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO," UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2021.
- [5] P. Gong, E. J. Palmiere, and W. M. Rainforth, "Acta Materialia Thermomechanical processing route to achieve ultra fine grains in low carbon microalloyed steels," *Acta Mater.*, vol. 119, pp. 43–54, 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.08.010.
- [6] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Bainite*, 4th ed. Elsevier Ltd, 2017. doi: 10.1016/b978-0-08-100270-4.00006-8.
- [7] A. C. de F. Silveira, "Estudo para Aplicação do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em Forjamento a Quente," UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL, 2019.
- [8] H. Zhao and E. J. Palmiere, "Influence of cooling rate on the grain-refining effect of austenite deformation in a HSLA steel," *Mater. Charact.*, vol. 158, no. June, 2019, doi: 10.1016/j.matchar.2019.109990.
- [9] J. Yin, M. Hillert, and A. Borgenstam, "Morphology of Proeutectoid Ferrite," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 48, no. 3, pp. 1425–1443, 2017, doi: 10.1007/s11661-016-3903-y.
- [10] Z. C. Cordero, B. E. Knight, C. A. Schuh, Z. C. Cordero, B. E. Knight, and C. A. Schuh, "Six decades of the Hall – Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals Six decades of the Hall – Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals," vol. 6608, 2016, doi: 10.1080/09506608.2016.1191808.
- [11] L. Zhao, N. Park, Y. Tian, A. Shibata, and N. Tsuji, "Combination of dynamic transformation and dynamic recrystallization for realizing ultrafine-grained steels with superior mechanical properties," *Nat. Publ. Gr.*, vol. 2016, no. August, pp. 1–11, 2016, doi: 10.1038/srep39127.
- [12] T. M. Ivaniski, T. F. De Souza, J. Épp, and A. Da Silva Rocha, "Constitutive modelling of high temperature flow behaviour for a low carbon high silicon bainitic steel," *Mater. Res.*, vol. 23, no. 5, Oct. 2020, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0264.
- [13] R. Hatwig, J. Dong, J. Epp, and S. Rocha, "Effect of Compressive Deformations on the Final Microstructure of a Low Carbon High Silicon Bainitic Steel Thermomechanically Processed 2 . Experimental Procedure," vol. 24, no. 1, pp. 1–7, 2021.
- [14] ASTM, "E112-12 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size 1," pp. 1–27, 2013, doi: 10.1520/E0112-12.1.4.
- [15] WALLACE PW and SCHEY JA, *Speed Effects in Hot Closed Die Forging*, no. 5. Pergamon Press Ltd, 1969. doi: 10.1016/b978-0-08-015661-3.50038-2.
- [16] V. A. Pandya and P. M. George, "Effect of preform design on forging load and effective stress during closed die hot forging process of pin," *Mater. Today Proc.*, vol. 44, pp. 106–112, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.08.028.
- [17] F. G. Caballero, J. Chao, J. Cornide, C. García-Mateo, M. J. Santofimia, and C. Capdevila, "Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 525, no. 1–2, pp. 87–95, 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.06.034.
- [18] C. J. Turra, P. J. de Castro, A. F. Silveira, and A. da S. Rocha, "Análise via microscopia óptica de um aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 austenitizado e resfriado em diferentes meios," *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, vol. 18, no. January, p. e2297, 2021, doi: 10.4322/2176-1523.20212297.
- [19] ASM International, "Deformation Processing Chapter 16," *ASM Handb.*, pp. 279–302, 2008, doi: 10.1361/emea2008p279.
- [20] E. Tempelman, H. Shercliff, and B. N. van Eyben, "Forging of Metals," in *Manufacturing and Design*, Elsevier, 2014, pp. 85–103. doi: 10.1016/b978-0-08-099922-7.00006-8.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDR Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ASPECTOS METALÚRGICOS E MECÂNICOS DO FORJAMENTO DE AÇOS MICROLIGADOS BAINÍTICOS

Renan Silvano Krapf ⁽¹⁾

André Rosiak ⁽²⁾

Lirio Schaeffer ⁽³⁾

RESUMO

A demanda contínua da indústria pela redução de custos de fabricação tornou os aços microligados materiais importantes na engenharia automotiva. Esses aços podem ser endurecidos por resfriamento ao ar, resultando em uma boa combinação de propriedades mecânicas como resistência e tenacidade. A eliminação do tratamento térmico possibilita a redução de etapas de fabricação e a diminuição de custos. Recentemente, o interesse pelo forjamento a quente de aços microligados com microestrutura completamente bainítica têm crescido. O projeto da matéria prima e do processamento termomecânico são de especial importância nesse processo. Com o objetivo de ampliar a compreensão sobre estes aspectos, este estudo apresenta as principais especificidades do forjamento de aços microligados bainíticos.

Palavras-chave — Aço, Microligado, Bainítico, Forjamento.

⁽¹⁾ Engenheiro Metalúrgico, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽²⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽³⁾ Professor; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

METALLURGICAL AND MECHANICAL ASPECTS OF BAINITHIC MICROALLOYED STEEL FORGING

ABSTRACT

The continuous demand of industry for reduced manufacturing costs has become the microalloyed steel an important materials for engineering process. These steels can be air-hardened, resulting in a good combination mechanical properties of strength and toughness. The heat treatment elimination makes possible to reduce manufacturing steps and reduce costs. Recently, the interest in hot forging of micro-alloyed steels with fully bainitic microstructure has been growing. The design of the raw material and of the thermomechanical processing are of special importance in this process. In order to increase the understanding of these aspects, this study presents the main specifics of forging of microalloyed bainitic steels.

Key words — Steel, Microalloyed, Bainitic, Forging.

1. INTRODUÇÃO

O ciclo termomecânico desenvolvido no forjamento a quente de ligas de aço processadas convencionalmente envolve as seguintes etapas: aquecimento da geratriz a aproximadamente 1200°C; estágios de conformação (com a última etapa sendo realizada ainda a cima de 1000°C); resfriamento; reaquecimento a temperaturas em torno de 850 e 900°C (austenitização); têmpera, geralmente em óleo; reaquecimento a temperaturas entre 500 e 650°C (revenido); desempenho para remover a distorção produzida pela têmpera; e, finalmente, novo reaquecimento para alívio de tensões [1].

A possibilidade de redução do número de etapas que constituem este ciclo, com a supressão dos tratamentos térmicos, tem impulsionado a aplicação de novas classes de aços no processo de forjamento.

Este é o caso dos aços microligados, que alcançam as propriedades desejadas durante o resfriamento controlado ao ar após o forjamento. O endurecimento do material se dá por precipitação de carbonitretos e elimina-se a necessidade da têmpera. Consequentemente, não há distorção significativa e as etapas de desempenho, revenido e alívio de tensões são dispensadas.

Um exemplo de aço microligado tipicamente forjado a quente é o DIN 38MnVS6 e outros podem ser encontrados no padrão ISO 11692 [2]. Após o processamento mecânico estes materiais apresentam microestrutura ferrítico-perlítica, resultando em níveis reduzidos de tenacidade (em comparação com aços temperados e revenidos). Esta é a razão para o forjamento a quente de microligados ter se concentrado na produção de peças de motor como virabrequim e bielas, em que os requisitos de resistência ao impacto não são particularmente críticos [3].

Os aços microligados ferrítico-perlíticos ainda possuem outra limitação: tradicionalmente não atingem limite de resistência superior a 1000 MPa após o processamento. Para se obter níveis de resistência superiores, é preciso que outra microestrutura seja gerada após a conformação a quente. Uma alternativa é o forjamento de aços bainíticos, que na última década ganhou importância significativa [4].

Por exemplo, em aplicações ferroviárias, os aços microligados com microestrutura perlítica são normalmente considerados como a melhor escolha para obter uma boa combinação de resistência, tenacidade e alta resistência ao desgaste. No entanto, pesquisas recentes sugerem que a resistência

ao desgaste pode ser notavelmente aprimorada através da microestrutura bainítica, que ainda melhora a resistência e a tenacidade do material [5-8].

Destarte, diante da relevância industrial dos aços microligados bainíticos, este estudo se propõe a apresentar os fundamentos teóricos do forjamento destes materiais. Para uma melhor compreensão das particularidades do processamento destes aços, primeiramente serão expostas as características da microestrutura bainítica.

2. BAINITA

A microestrutura bainítica foi identificada pela primeira vez por Davenport e Bain (1930) que relataram a descoberta de um "agregado acicular de corrosão escura" formado após retenção isotérmica entre as temperaturas de formação de perlita e martensita [9]. A microestrutura, então descoberta, nada mais é que uma mistura das fases ferrita e cementita em um arranjo diferente daquele encontrados na perlita. Posteriormente verificou-se que, dependendo da composição da liga e da temperatura de transformação, a disposição das fases pode variar, diferenciando-se daquele arranjo inicialmente identificado pelos pesquisadores americanos.

O termo bainita descreve uma variedade de diferentes microestruturas complexas que oferecem diversas combinações de resistência e tenacidade. A categorização clássica, proposta por Mehl (1939), divide os tipos de bainita em superior e inferior, de acordo com a temperatura de formação. Na primeira classe, formada a altas temperaturas, os carbonetos estão dispersos entre as ripas de ferrita bainítica. A difusão de carbono, facilitada pelas altas temperaturas, enriquece a austenita adjacente, favorecendo a precipitação inter-ripas. Assim, a ferrita bainítica fica livre de precipitados. Na bainita formada a baixas temperaturas, devido a difusão mais lenta, o carbono não tem tempo suficiente para escapar da ferrita para a austenita. Isso ocasiona a precipitação de carbonetos na ferrita bainítica supersaturada de carbono. Uma dispersão fina de carbonetos em forma de placa é então encontrada dentro das placas de ferrita (intre-ripas) [11].

Como mostra a Figura 1 [12], no microscópio óptico, a bainita inferior pode ser descrita como sendo semelhante em aparência às martensitas de alto carbono temperadas, enquanto a bainita superior se assemelha mais à martensita de baixo carbono [13].

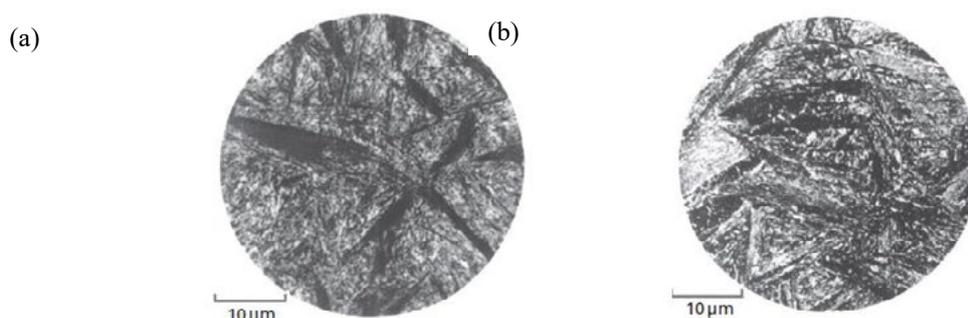


Figure 1: Microestruturas: (a) bainita superior; (b) bainita inferior [12].

Na literatura, outras classificações para a bainita têm sido propostas [14-18]. Mais recentemente, Zajac et al. (2005) propuseram uma terminologia unificada para bainita de baixo e alto teor de carbono. Nesta classificação, a bainita é dividida em três grupos principais dependendo da morfologia da ferrita e do tipo e distribuição das segundas fases:

- i. Bainita granular com ferrita irregular;
- ii. Bainita superior com ferrita em ripa e as segundas fases nos contornos das ripas;
- iii. Bainita inferior, tipo ripa ou placa, com cementita dentro das placas ou ripas de ferrita.

A bainita inferior (item iii) é dividida em dois grupos de acordo com a morfologia da ferrita bainítica. A ferrita em ripas é típica de aços baixo carbono, enquanto a ferrita em placas é típica de aços com níveis de carbono mais elevados [11]. A bainita superior que contém porções de martensita e austenita retida também é comumente chamada de bainita superior degenerada [18].

Dependendo das condições de resfriamento, a precipitação da cementita durante a transformação bainítica pode ser suprimida em aços de baixo carbono [15]. A microestrutura resultante consiste em ferrita bainítica e porções de martensita e austenita retida. A bainita formada, livre de carbonetos, pode manifestar-se em morfologias de bainita granular e bainita superior degenerada (bainita superior livre de carbonetos com ferrita em forma de ripa). A Figura 2 apresenta as características morfológicas dos tipos de bainita apresentados [11].

As estruturas bainíticas isentas de carboneto têm um potencial considerável para aplicação automotiva, pois atingem uma resistência à tração muito elevada, acima de 1300 MPa, mantendo uma ductilidade significativa [19].

Tipo	Bainita Granular	Bainita superior livre de carbonetos com ferrita em forma de ripa	Bainita inferior com ferrita em forma de ripa	Bainita inferior com ferrita em forma de placa
Descrição	Martensita e Austenita Retida Ferrita Bainítica	Martensita e Austenita Retida Ferrita Bainítica	Carbonetos Ferrita Bainítica	Ferrita Carbonetos Bainítica
Morfologia	Ferrita irregular e porções de martensita e austenita retida	Ferrita na forma de ripas com martensita e austenita retida nos limites das ripas	Ferrita em ripas com carbonetos intra-ripas	Ferrita em placas com carbonetos intra-placas

Figura 2: Classificação morfológica para aços bainíticos [11].

3. AÇOS MICROLIGADOS BAINÍTICOS

O diagrama de resfriamento contínuo (*Continuous Cooling Transformation - CCT*) é um método incrivelmente útil de representação das características de transformação e do papel dos elementos de liga na influência das microestruturas dos aços [20]. O uso dessa ferramenta pode fornecer uma previsão de como um aço microligado pode obter microestrutura bainítica após resfriamento ao ar. A Figura 3 mostra um diagrama CCT para um aço microligado bainítico projetado com diferentes curvas de resfriamento [21]. No que diz respeito à decomposição da austenita, esses diagramas podem ser divididos, pelo menos, em duas curvas C: uma representando as transformações em ferrita poligonal (ferrita alotriomórfica e/ou idiomórfica) e perlita; e a outra representando as reações em bainita e/ou ferrita acicular [22].

O projeto de um aço microligado bainítico envolve o ajuste da composição química e o controle dos tratamentos de austenitização e da taxa de resfriamento para prevenir a formação de outros microconstituintes. Para tanto, a taxa de resfriamento V_{c-min} deve ser mais rápida que V_F e V_P para evitar a formação de ferrita, perlita e ferrita e perlita. Além disso, mostra que V_{c-max} deve ser mais lenta que V_B para inibir a transformação da martensítica após a conformação a quente. Dessa forma, uma microestrutura formada fundamentalmente por bainita de baixo carbono pode ser formada e as propriedades mecânicas requeridas podem ser obtidas [21].

A posição de cada curva no diagrama depende principalmente dos tipos e quantidades de elementos de liga adicionados. Para obter a microestrutura bainítica na espessura máxima ou mínima após o resfriamento ao ar, o aço precisa conter elementos de liga que aumentem o tempo de incubação da transformação da ferrita pró-eutetóide (t_F) e pouco influenciem no período de incubação para transformação bainítica (t_B). Os elementos de liga presentes no material também devem aumentar fortemente o limite superior de temperatura da transformação bainítica (B_S) sem afetar

significativamente o limite superior de temperatura da transformação martensita (M_S). Ou seja, os elementos de liga são escolhidos para garantir um aumento nas relações de t_F/t_B e B_S/M_S .

Assim, boro, manganês, cromo e molibdênio são os principais elementos de liga para esse fim [21]. O Manganês reduz a temperatura de formação da bainita, favorecendo a obtenção de uma microestrutura fina. Cromo, Boro e Molibdênio aumentam a temperabilidade, inibindo a formação de ferrita e perlita [23]. A adição de molibdênio altera significativamente a temperatura de transformação perlítica, atrasando o início da formação de perlita [20,24].

A usinabilidade é uma característica muito importante dos aços microligados resfriados ao ar. As condições que governam a usinabilidade são determinadas quase exclusivamente pela composição química e não pelo processamento. Para garantir a usinabilidade o teor de carbono não deve exceder 0,2% [21]. O teor de enxofre em torno de 0,04-0,07% também garante um aumento na usinabilidade sem uma influência prejudicial na vida à fadiga [25].

Para manter a estrutura austenítica prévia refinada nióbio e titânio são adicionados, possibilitando a formação de pacotes de bainita menores após o resfriamento [23]. O vanádio também é importante para controlar o tamanho de grão da austenita. Em geral, para obter uma boa combinação de resistência e tenacidade, o aço microligado contém uma pequena adição de V entre 0,05% e 0,15% [26,27].

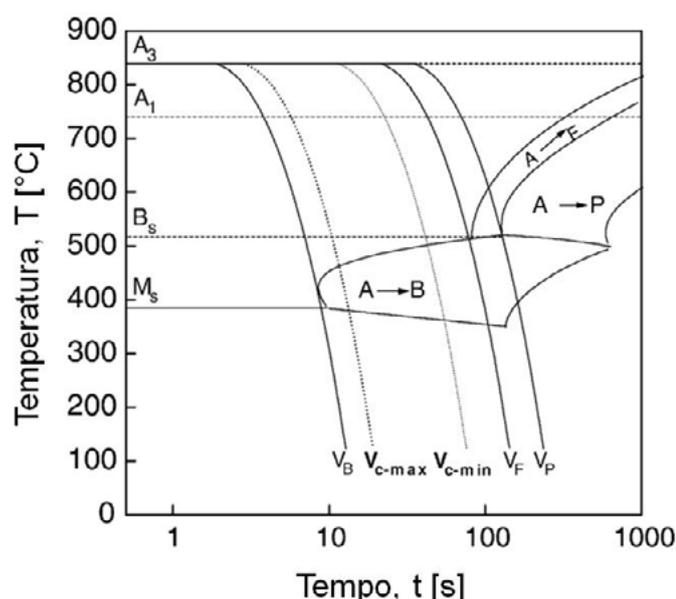


Figura 3: Diagrama CCT para um aço microligado bainítico [21].

O Silício inibe a formação de cementita durante a formação da bainita, o que é benéfico para as propriedades mecânicas. RICHTER et al. (1993) demonstraram que uma combinação de alta resistência e boa conformabilidade é alcançada pelo controle do nível de manganês e silício. Os autores relataram que um teor mais elevado de silício, entre 0,74% e 1,0%, permite a obtenção de microestruturas mais refinadas.

Esforços significativos têm sido dedicados recentemente para investigar aços microligados de médio carbono contendo sulfetos de cobre e manganês, a fim de induzir a formação de ferrita acicular para aprimorar a tenacidade [29-32]. Segundo ITO et al., a ferrita acicular é uma bainita nucleada intragranularmente. Enquanto a bainita nucleia em interfaces austenita/austenita em aços relativamente livres de inclusões não metálicas, a ferrita acicular nucleia intragranularmente em inclusões dentro de grandes grãos de austenita.

Dados experimentais relatados por HARRISON e FARRAR (1989) mostram que bainita convencional e ferrita acicular podem ser obtidas sob condições idênticas de transformação isotérmica no mesmo aço. No entanto, o refino da austenita prévia aumenta a formação de bainita, uma vez que

a maioria dos eventos de nucleação ocorre nas superfícies dos grãos de austenita. O crescimento subsequente inunda o interior dos grãos de austenita, impedindo a formação de ferrita acicular. Para grandes grãos de austenita prévia a densidade do número de sítios de nucleação intragranular (inclusões) é significativa o suficiente para formar ferrita acicular em preferência à bainita. Em contraste, alguns estudos demonstraram que em aços contendo inclusões apropriadas, a ferrita acicular pode ser obtida durante a decomposição isotérmica da austenita independentemente do tamanho de grão da austenita prévia [32].

4. PROPRIEDADES MECÂNICAS

A resistência da bainita é controlada especialmente pelo refinamento da microestrutura. Para alcançar uma estrutura refinada, é fundamental que a temperatura de transformação seja baixa. Isso justifica os teores que Carbono, Silício, Manganês, Cromo e Molibdênio, que reduzem a temperatura de formação da bainita [19].

A seleção adequada da composição química do material em combinação com o processamento ajustado tem potencial para produzir peças com propriedades aprimoradas. Assim, o forjamento dos aços bainíticos, além de permitir a eliminação dos tratamentos térmicos após as etapas de deformação, pode ser vantajoso em comparação aos aços tradicionalmente empregados no processo. A Tabela 1 [35] compara as propriedades dos aços bainíticos, temperados e revenidos e microligados ferrítico-perlítico endurecidos por precipitação. Os altos valores de resistência tornam os aços bainíticos forjados aplicáveis, especialmente, na fabricação de componentes leves e carregados ciclicamente, como vigas do eixo dianteiro, virabrequins, braços de direção, mangas de eixo ou alavancas de direção.

Tabela 1: Propriedades dos aços para forjamento: bainíticos, microligados e temperados e revenidos [35].

Material	Resistência (> 1000 MPa)	Dureza	Tratamento térmico	Usinagem	Reprodutibilidade	Nitretação
Aços Microligados ferrítico-perlíticos	Alto	Alto	Baixo	Médio	Baixo	Alto
Aços temperados e revenidos	Baixo	Baixo	Alto	Médio	Baixo	Baixo
Aços Bainíticos	Baixo	Baixo	Baixo	Médio	Médio	Alto

Alto	Alto
Médio	Médio
Baixo	Baixo

Para garantir resistência análoga aquela dos aços temperados e revenidos, é indispensável que a peça possua uma microestrutura fundamentalmente bainítica ao final do processamento. Assim, para evitar a formação de outros microconstituintes, o material é resfriado continuamente a partir da temperatura final de forjamento, mantendo-se o maior intervalo de tempo possível para o resfriamento. A aplicação do resfriamento contínuo, em detrimento ao uso de longos tratamentos isotérmicos ou têmpera e revenimento convencionais, é capaz de reduzir significativamente o consumo de energia e, conseqüentemente, os custos de fabricação [36].

5. PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

O processamento termomecânico dos aços bainíticos compreende a austenitização do material, seguida das etapas de forjamento e resfriamento contínuo. Para que as propriedades mecânicas desejadas sejam obtidas, é fundamental que uma série de parâmetros sejam controlados durante todas as etapas de processamento. Estes parâmetros devem ser mantidos dentro de limites conhecidos como “janela de processamento”. O processamento do material dentro destes limites evita a formação de microestruturas indesejáveis relacionadas ao engrossamento do grão austenítico, recristalização incompleta e microestrutura heterogênea no componente forjado [37].

Durante a deformação a quente, a temperatura em combinação com a deformação e a velocidade de deformação afetam diretamente a recristalização [37]. Os efeitos combinados da deformação e da velocidade de deformação foram investigados por Yang et al. (2015). Segundo os autores, valores mais altos de velocidade de deformação podem ser aplicados, sem comprometer a homogeneidade da microestrutura recristalizada, se o grau de deformação é baixo. Por outro lado, o aumento da deformação restringe os valores de velocidade de deformação que podem ser aplicados sem que as propriedades do forjado sejam deterioradas. A combinação de valores elevados de deformação e velocidade de deformação pode resultar em recristalização incompleta do material e propriedades mecânicas pobres.

A temperatura de austenitização é outro parâmetro de extrema importância, pois controla o tamanho do grão da austenita prévia que, por sua vez, influencia significativamente as características da bainita formada. O aumento da temperatura resulta no engrossamento e crescimento anormal dos grãos de austenita [39]. Silveira et al. avaliou a influência da temperatura e tempo de austenitização no tamanho de grão da austenita prévia. Os resultados mostraram que uma temperatura de austenitização de 1200°C promoveu um crescimento anormal do grão, o que não foi identificado no aquecimento a 1100 e 1000°C.

Nos aços microligados, o crescimento do grão austenítico é suprimido em temperaturas mais baixas (1000-1100°C) devido a presença de carbonetos ou nitretos de microligas que ancoram os contornos de grão. Em temperaturas mais altas, alguns grãos começam a crescer anormalmente em detrimento dos grãos finos circundantes. Portanto, o tamanho médio do grão aumenta abruptamente [40].

O tamanho dos pacotes de bainita também aumenta com a temperatura de austenitização, embora de forma diferente do tamanho de grão da austenita [41]. O pacote bainítico torna-se menor à medida que a temperatura de austenitização diminui, até que atinge o mesmo tamanho do grão austenítico prévio. De fato, o tamanho do pacote bainítico não pode ser maior que o tamanho do grão da austenita [42]. Quando o tamanho do grão de austenita é relativamente grande, cada grão é transformado em vários pacotes bainíticos. Apesar de vários pacotes formarem-se no mesmo grão austenítico prévio, o tamanho destes pacotes ainda é significativamente maior que aquele obtido em temperaturas menores [43].

A importância do tamanho dos pacotes de bainita, como os destacados na Figura 4, reside na influência deste sobre a resistência do material. Os limites entre as ripas ou placas de ferrita dentro de um pacote de bainita restringem o movimento de discordâncias. Conseqüentemente, pacotes menores resultam em um número maior de barreiras ao deslocamento de discordâncias e maior endurecimento do material.

GARCIA et al. (2001) investigou a influência do tamanho de grão austenítico prévio nas transformações de um aço microligado médio carbono. Os autores demonstraram que as áreas de formação de ferrita e perlita (Figura 3) mudam para tempos mais altos à medida que o tamanho de grão de austenita prévia aumenta, devido à redução da área de contorno de grão da austenita.

Para tamanhos de grão de austenita prévia menores a área efetiva do contorno de grão aumenta significativamente. Os contornos de grão são sítios ótimos para a nucleação da ferrita bainítica e promovem a formação da bainita. Como resultado, o refino da austenita leva à ocorrência

de maiores quantidades de bainita e ao aparente refinamento dos produtos de transformação sob a mesma condição isotérmica [40].

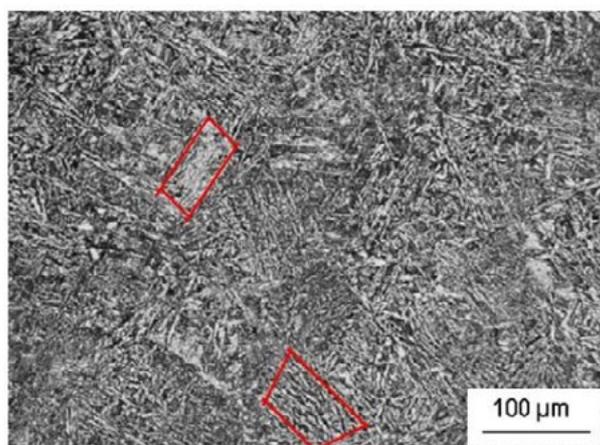


Figura 4: Pacotes bainíticos [43].

A tendência à formação de fases indesejadas durante o processamento também está relacionada ao tamanho do grão austenítico prévio. Silveira et al. (2020) demonstrou que a temperatura de austenitização afeta o tamanho do grão de austenita após o forjamento a quente, o que influencia as frações de outras fases obtidas no resfriamento contínuo. Segundo os autores, à medida que a temperatura de forjamento é reduzida a fração de austenita retida é menor, devido à formação de maiores quantidades de ferrita poligonal. No estudo, o forjamento a quente a 1000°C promoveu a formação de 30% de ferrita poligonal, resultando em uma heterogeneidade química na austenita remanescente, levando à formação de martensita nas regiões com menor teor de carbono e elementos de liga. Por outro lado, a formação de bainita granular e a fração de austenita retida são favorecidas na microestrutura austenítica mais grosseira obtida em altas temperaturas de forjamento a quente.

A deformação também influencia a cinética da transformação bainítica. A uma temperatura fixa, a temperatura inicial da bainita aumenta com o aumento da deformação. A reação da bainita é acompanhada por difusão de carbono e formação de carbonetos. Os defeitos cristalinos são produzidos por deformação, e a maioria das discordâncias introduzidas na austenita podem atuar como sítios de nucleação. A densidade de defeitos aumenta com o aumento da deformação. Isso promove a formação de carboneto durante a transformação da bainita e também estimula a nucleação da ferrita bainítica, o que requer a formação de áreas com concentração de carbono diminuída. Assim, a transformação da bainita é acelerada pela austenita deformada, e a temperatura da transformação bainítica (B_s) aumenta com o aumento da deformação [44].

O efeito da deformação na formação de bainita depende da temperatura de trabalho. Quanto maior a temperatura, mais rapidamente a densidade de defeitos diminui e, como resultado, o grau de aceleração da transformação da austenita em ferrita bainítica é reduzido. Logo, a influência da deformação na temperatura de formação da bainita diminui [45].

6. CONCLUSÕES

Este trabalho forneceu uma revisão aprofundada das principais informações técnicas relacionadas ao projeto e processamento de aços microligados bainíticos. Esta classe de aços tem potencial para se tornar uma escolha cada vez mais frequente no projeto de forjados, principalmente na indústria automotiva. Além de possibilitar a supressão dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido e das adversidades e custos destas operações, estes materiais atingem propriedades que se

adequam a uma ampla gama de aplicações. Contudo, a obtenção da microestrutura final desejada depende de um equilíbrio entre a composição química e as condições de processamento.

REFERÊNCIAS

- [1] NAYLOR, D.J., Microalloyed Forging Steels, Materials Science Forum, Vol. 284-286, pg. 83-94, 1998.
- [2] ISO 11692:1994 Ferritic-pearlitic engineering steels for precipitation hardening from hot-working temperatures.
- [3] MATLOCK, D.K., KRAUSS G., SPEER J.G., Microstructures and properties of direct cooled microalloy forging steel. J Mater Process Technol 2001;117:324-8.
- [4] SOURMAIL, T., SMANIO, V., ZIEGLER, C., HEUER, V., KUNTZ, M., CABALLERO, F.G., GARCIA-MATEO, C., CORNIDE, J., ELVIRA, R., LEIRO, A., Novel Nanostructured Bainitic Steel Grades to Answer the Need for High-Performance Steel Components; European Commission: Brussels, Belgium, 2013.
- [5] LEE K.M., POLYCARPOU A.A., Wear of conventional pearlitic and improved bainitic rail steels Wear, 259, 2005.
- [6] KALOUSEK J., FEGREDO D.M., LAUFER E.E., The wear resistance and worn metallography of pearlite, bainite and tempered martensite rail steel microstructure of high hardness, Wear, 1985.
- [7] GARNHAM J.E., BEYNON J.H., Dry rolling-sliding wear of bainitic and pearlitic steel, Wear, 157, 1992.
- [8] VIAFARA C.C., CASTRO M.I., VELEZ J.M., TORO A., Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels, Wear, 259, 2005.
- [9] DAVENPORT E.S., BAIN E.C., Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. Trans. Met. Soc. AIME, 90:117-144, 1930.
- [10] MEHL R.F., Mechanism and rate of decomposition from austenite. In Hardenability of Alloy Steels, pages 1-65. ASM, 1939.
- [11] CABALLERO F.G., CAPDEVILA C., CHAO J., CORNIDE J., GARCIA-MATEO C., ROELOFS H., HASLER ST., MASTROGIACOMO G., The Microstructure of Continuously Cooled Tough Bainitic Steels, Spanish National Center for Metallurgical Research (CENIM-CSIC).
- [12] BAIN A.C., Functions of the Alloying Elements in Steel. American Society for Metals, 1939.
- [13] OBLAK J.M., HEHEMANN R.F., Structure and growth of Widmanstätten ferrite and bainite. In Transformations and hardenability in steels, pages 15-30. Climax Molybdenum, 1967.
- [14] OHMORI Y., OHTANI H., KUNITAKE T., Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 11, 1971.
- [15] OHTANI H., OKAGUCHI S., FUJISHIRO Y., OHMORI Y., Metall. Trans. A 21A, 1990.
- [16] BRAMFITT B.L., SPEER J.G., Metall. Trans. A 21A, 1990.
- [17] KRAUSS G., THOMSON S.W., ISIJ Inter. 35, 1995.
- [18] ZAJAC S., KOMENDA J., MORRIS P., DIERICKX P., MATERA S., DIAZ F.P., Technical Steel Research, Report EUR 21245EN, 2005.
- [19] BUCHMAYR, B., Critical Assessment 22: bainitic forging steels, Materials Science and Technology, 2016.
- [20] GARCÍA C., CAPDEVILA C., CABALLERO F.G., SAN MARTÍN D., Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel, Journal of Materials Science, 2001.
- [21] WU H., LIU C., ZHAO Z., ZHAO Y., ZHU S., LIU Y., Bhole S., Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam, Materials and Design 27, 2006.
- [22] BHADESHIA H.K.D.H., Bainite in Steels, The Institute of Materials, 1992.
- [23] BUCHMAYR, B., Critical Assessment 22: bainitic forging steels, Materials Science and Technology, 2016.
- [24] HONEYCOMBE R.W.K., BHADESHIA H.K.D.H., Steels: Microstructures and Properties, 1995.
- [25] HERTOGS J.A.M., RAVENSHORRST H., RICHTER K.E., SCHULER V., WOLFF J., Thyssen Edelstahl Technische Berichte, 1990.
- [26] TAKADA H, KOYASUY., Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels, 1996.
- [27] HUTCHISON B., Ironmak Steelmak, 28, 2001.
- [28] RICHTER J., GUETH A., KOETHE A., BACKMANN G., Steel Res, 64, 1993.
- [29] MADARIAGA I., ROMERO J.L., GUTIÉRREZ I., Metall. Trans. A 29^a, 1998.
- [30] GARCÍA C., CAPDEVILA C., CABALLERO F.G., Proceedings of the Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie TRATERMAT 98, Madrid, 1998.

- [31] MADARIAGA I., GUTIÉRREZ I., *Acta Mater.* 47 3 (1999) 951.
- [32] MADARIAGA I., GUTIÉRREZ I., GARCÍA C., CAPDEVILA C., *Scripta Mater.* 41, 1999.
- [33] ITO Y., NAKANASHI M., KOMIZO Y., *Met. Const.* 14, 1982.
- [34] HARRISON P. L., FARRAR R.A., *Int. Mater. Rev.*, 1989.
- [35] VAN SOEST H., KRULL H., *Bainidur und Thermodur 2322, Bainitische Stähle der Deutschen Edelstahlwerke*, 2021.
- [36] ASM. Handbook. Volume 14: Forming and Forging; ASM International: Materials Park, OH, USA, 1993; Volume 14, ISBN 0-87170-007-7
- [37] SILVEIRA A. C. F., BEVILAQUA W. L., DIAS V. W., CASTRO P. J., EPP J., ROCHA A. S., *Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure*, *Metals*, 2020.
- [38] YANG, Z.; ZHANG, F.; ZHENG, C.; ZHANG, M.; LV, B.; QU, L. Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. *Mater. Des.*, 2015.
- [39] FERNÁNDEZ, J., ILLESCAS, S., GUILMANY, J.M., *Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. Mater. Lett.* 2007, 61, 2389–2392.
- [40] LAN L.Y., QIU C.L., ZHAO D.W., GAO X.H., DU L.X., *Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel*, *Materials Science and Technology*, 2011.
- [41] YANG, Z., ZHANG, F., ZHENG, C., ZHANG, M., LV, B., QU, L., *Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. Mater. Des.*, 2015.
- [42] BHADOSHIA H.K.D.H., *Bainite in Steels*, Institute of Materials, 2001.
- [43] RANCEL L., GÓMEZ M., MEDINA S.F., GUTIERREZ I., *Measurement of bainite packet size and its influence on cleavage fracture in a medium carbon bainitic steel*, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 530, 2011.
- [44] YI H., DU L., WANG G., LIU., *Bainite Transformation Under Continuous Cooling of Nb-Microalloyed Low Carbon Steel*, *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL.*, 2006.
- [45] SHIPWAY P.H.I., BHADOSHIA H.K.D.H., *Mechanical Stabilization of Bainite [J]. Materials Science and Technology*, 1995.



41° SENAFOR

Organizado com o apoio de

BrDDRg
Brazilian deep drawing research group



24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture

SHEARING OF SHEET METAL UNDER SPECIAL ATTENTION OF COMPRESSIVE STRESSES

Mathias Liewald, David Briesenick, Sergei Senn and Adrian Schenek (Institute for Metal Forming Technology (IFU), Holzgartenstraße 17, 70174 Stuttgart, Germany)

CHAPAS 1

METODOLOGIA PARA AVALIAÇÃO DA FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM AÇO AVANÇADO DE ALTA RESISTÊNCIA

Method for evaluation of hydrogen embrittlement of advanced high strength steel
Marcus Vinícius Pereira Arruda (USIMINAS), Fernando de Souza Costa (USIMINAS), José Eduardo Silveira Leal (Universidade Federal de Uberlândia) e Sinésio Domingues Franco (Universidade Federal de Uberlândia)

CHAPAS 2

EFEITO DO PONTO DE ORVALHO DURANTE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA OXIDAÇÃO SELETIVA SUPERFICIAL DE UM AÇO TRIP780

Dew point effect in selective oxidation of alloy elements in a TRIP780 steel in continuous annealing cycle

Mylena Inaiê Correia, Carlos Augusto Silva de Oliveira, José Francisco da Silva Filho e Sébastien Cremel (ArcelorMittal / UFSC)

CHAPAS 3

INFLUÊNCIA MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS NA ESTAMPAGEM DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Francislayne Lages Dias, Felipe Pereira Finamor e Marco Antonio Wolff (USIMINAS)

CHAPAS 4

CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 304 E AISI 430 PARA APLICAÇÃO EM PROCESSOS DE ESTAMPAGEM PROFUNDA

Characterization of AISI 304 AND AISI 430 stainless steels for application in deep drawing processes
Rafael Pandolfo da Rocha, Matheus Henrique Riffel, André Rosiak, Lirio Schaeffer (UFRGS)

CHAPAS 5

MELHORIA DA QUALIDADE DOS PRODUTOS PLANOS DE AÇOS ESTRUTURAIS ATRAVÉS DA SUBSTITUIÇÃO PARCIAL DE MANGANÊS POR NIÓBIO

Improvement of the quality of flat structural steel products through partial replacement of manganese by Niobium

Antonio Augusto Gorni e Marcelo Arantes Rebelatto. (Rolling Mill Solutions)



41° SENAFOR

Organizado com o apoio de

BrDDRg
Brazilian deep drawing research group



24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

CHAPAS 6

IMPLEMENTAÇÃO DE MODELOS AVANÇADOS DE MATERIAL PARA MELHORAR A PREVISIBILIDADE DO SPRINGBACK

Marco Antonio Wolff, Francislayne Lages Dias e Felipe Pereira Finamor (USIMINAS)

CHAPAS 7

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE NIÓBIO E MOLIBDÊNIO NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS A LASER DE AÇO PROCESSADO PELO MÉTODO DE PRESS HARDENING

Diego Tolotti de Almeida, Ed Taiss, Kleber Eduardo Bianchi, Vágner Braga, Milton Sergio Fernandes de Lima (FURG / IEAv-ITA / CBMM / BRUNING Tecnometal)

CHAPAS 8

APLICATIVOS PARA O DESENVOLVIMENTO DE PROJETOS DE LIGA PARA PRODUTOS PLANOS DE AÇO ESTRUTURAL

Tools for the development of alloy designs for hot rolled flat steel products

Antonio Augusto Gorni, Marcelo Arantes Rebelatto e Danilo Di Napoli Guzela (Rolling Mill Solutions)

CHAPAS 9

ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA EXPANSÃO DO FURO DO AÇO 22MNB5

Numerical and Experimental Analysis of 22MNB5 Steel Hole Expansion

André Rosiak, Thomas Gomes do Nascimento, Diego Pacheco Wermuth, Diego Rafael Alba, Matheus Henrique Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha e Lirio Schaeffer (UFRGS)

CHAPAS 10

AVALIAÇÃO DE SISTEMA PARA CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE MATERIAIS SOB ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO

Assessment of a system for mechanical characterization of materials under high strain-rates

Geier, M.; Paese, E.; Bandini, M.; Rossi, R.; Homrich, R. P.; Rosa, P. A. R. (PROMECC/UFRGS)

CHAPAS 13

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO TWIP SOLDADO A LASER DE FIBRA

Vágner Braga, Diego Tolotti de Almeida, Angélica Paola de Oliveira, Carolina Alencar Caldeira de Souza e Milton Sergio Fernandes de Lima (BRUNING Tecnometal / IEAv-ITA)

CHAPAS 14

APLICAÇÃO DO PROCESSO DE UNIÃO DE CHAPAS POR CONFORMAÇÃO MECÂNICA (CLINCHING) UTILIZANDO MATERIAIS DISSIMILARES.

Application of the process of joining sheet by mechanical cold forming (clinching) using dissimilar materials

Halston Mozetic, Thomas Gomes dos Santos e Lirio Schaeffer (UFRGS)



41° SENAFOR

Organizado com o apoio de

BrDDRg
Brazilian deep drawing research group



24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

CHAPAS 15

A INFLUÊNCIA DO DESIGN DE ELEMENTOS EM PERFIS DE ALUMÍNIO EXTRUDADO PARA APLICAÇÕES DE ALTA RESISTÊNCIA

Gustavo Henrique de Oliveira Silva (CBA), Lucas Salomão Peres (CBA) e João Henrique Corrêa de Souza (FURG, TechnNova)

CHAPAS 16

FROM SMART STAMPING PROCESS ENGINEERING TO SMART PRODUCTION

Da Engenharia de Processos de Estampagem Inteligente à Produção Inteligente
Gianfranco Ruggiero (Autoform)

CHAPAS 17

UTILIZAÇÃO DE IOT PARA AQUISIÇÃO DE DADOS E MONITORAMENTO NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM INDUSTRIAL - UMA REVISÃO

Use of IoT for data acquisition and monitoring in the industrial stamping process – a Review
Julietty Barreto Maia de Moraes e Lirio Schaeffer (UFRGS) e Roderval Marcelino (UFSC)

CHAPAS 18

DESENVOLVIMENTO DE UM SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS PARA VERIFICAÇÃO E CONTROLE DE PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA

Development of a data acquisition system for verification and control of forming processes
Alexsandro Soardi (Máquinas Sanmartin/CBCM) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

CHAPAS 19

DIGITAL INTEGRATION OF THE STAMPING AND BIW PROCESS CHAINS

Todd McClanahan (Autoform do Brasil)

CHAPAS 20

ANÁLISE DAS FORÇAS EM UM PROCESSO DE CORTE POR CISALHAMENTO CONVENCIONAL DE UMA CHAPA DE UM AÇO HSLA DE GRANDE ESPESSURA.

Analysis of operation forces in a conventional punching process of a high thick HSLA steel sheet
Alexsandro Soardi (Máquinas Sanmartin/CBCM) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

CHAPAS 21

COMPARAÇÃO ENTRE VISIOPLASTICIDADE E FEM PARA DETERMINAÇÃO DAS DEFORMAÇÕES NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL

Comparison between Visioplasticity and FEM for determination of strains in Incremental Sheet Forming in brass sheet C-268 alloy

Régis Marcelo de Souza, Rafael Gustavo Schreiber, Andrison Rodrigues Teixeira, Dionatan de Souza Britto, Jeferson Camilotti Gaio, Lirio Schaeffer (UFRGS, IFSC)



41° SENAFOR

Organizado com o apoio do

BrDDRg
Brazilian deep drawing research group



24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
8º Congresso do BrDDRg

24th National Sheet Metal Forming Conference
11th International Sheet Metal Forming Conference
8th BrDDRg Congress

CHAPAS 22

TECNOLOGIAS EM ESTAMPAGEM A QUENTE: ENDURECIMENTO PARCIAL

Hot Forming Technologies: An Approach to Partial Hardening

Jessica Santana, Paulo Camargo e Frederico Hirota (Benteler do Brasil)

CHAPAS 23

APLICAÇÃO DE SIMULAÇÕES COMPUTACIONAIS AO DESENVOLVIMENTO DE PROCESSOS DE HOTFORMING.

Leandro Guimarães Cardoso (AutoForm do Brasil)

CHAPAS 24

FERRAMENTAS DE ESTAMPAGEM A QUENTE COM CANAIS CONFORMAIS: ESTUDO DE CASO ATRAVÉS DA SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Bruno Caetano dos Santos Silva, Luís Fernando Folle, L.F. Seixas, Fabio André Lora, Rodrigo Santiago Coelho, Gilmar Ferreira Batalha (SENAI/CIMATEC, Poli-USP)

POSTERES

CHAPAS POSTER 2

CORRELAÇÃO ENTRE DUREZA AO RISCO E DUREZA ESTÁTICA DE AÇOS FERRAMENTA PARA ESTAMPAGEM A QUENTE

Correlation Between Scratch Hardness and Static Hardness of Hot Stamping Tool Steels

Rogério Breganon, Francisco Arieta e Giuseppe Pintaude (UTFPR / IFPR)

CHAPAS POSTER 3

DETERMINAÇÃO DAS CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 304 E AISI 430 PARA DIFERENTES CONDIÇÕES SUPERFICIAIS DE LUBRIFICAÇÃO

Determination of the forming limit curves of AISI 304 e AISI 430 stainless steels for different surface lubrication conditions

Rafael Pandolfo da Rocha, Matheus Henrique Riffel, André Rosiak, Thomas Gomes dos Santos e Lírio Schaeffer (UFRGS)

Shearing of sheet metal under special attention of compressive stresses

Mathias Liewald^{1*}, David Briesenick¹, Sergei Senn¹ and Adrian Schenek¹

¹ Institute for Metal Forming Technology (IFU), Holzgartenstraße 17, 70174 Stuttgart, Germany

*Corresponding mathias.Liewald@ifu.uni-stuttgart.de

Abstract

Almost every sheet metal component needs to be trimmed or punched during its manufacturing sequence. Thus, shear cutting represents one of the most frequently used manufacturing processes in the field of sheet metal processing. As an important part quality criterion, the geometric shape of the cutting surface is considered. High quality functional cutting surfaces are characterised by a small edge draw-in height, a high clean cut proportion and a low burr height. When using conventional cutting process designs the achievable clean cut proportion is limited to about 50% of the sheet metal thickness. In contrast, clean cut proportions of up to 100% can be achieved with shear cutting processes that specifically superimpose compressive stresses into the shear zone (e.g. fine blanking). In this context, this paper will present two newly developed shear cutting processes. The first cutting process uses a geometric optimisation of the punch tip in order to induce compressive stresses into the shear affected zone. The second one increases compressive stresses by an optimised part holder geometry. The contribution will show, that both processes are suitable to significantly increase the cutting surface quality in punching processes.

1 Introduction and State of the Art

Shear cutting is one of the most frequently used manufacturing processes in the sheet metal working industry [1]. Almost every sheet metal component needs to be trimmed or punched along its production chain [2]. Thereby, the component edges resulting from these shear cutting processes must meet increasing quality requirements for components' functional surfaces [3]. In industrial production processes, high-quality grades for punched and trimmed edges and surfaces are characterized by a small edge draw-in height, a high proportion of clean cut, absence of burrs, low fracture surface heights and narrow manufacturing tolerances (see Fig. 1).

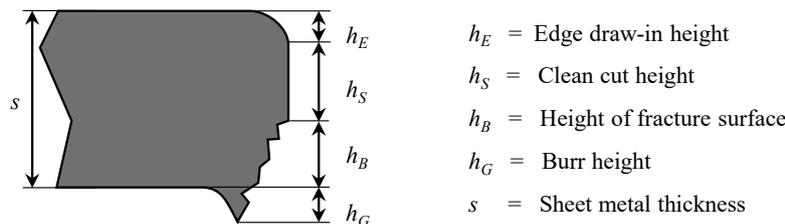


Fig. 1: Characteristic shear cutting surface appearance

In addition to a high cutting surface quality, productivity of shear cutting processes also is of importance. The productivity of trimming and punching processes is characterized by high output rates (components per minute), low die costs and low die maintenance costs. These criteria in conventional shear cutting or punching processes are met in particular by using single-acting presses. A disadvantage of such conventional shear cutting processes, however, is found in terms of component edges disclosing comparatively coarse tolerances (IT11) and maximum clean cut proportions (CCP) of around 50% (of sheet thickness). If production and method planners are aiming for higher component qualities, more complex cutting processes such as fine blanking, precision blanking or re-cutting need to be used today. By fine blanking, for example, CCPs ($= h_S/s$) up to 100% and component qualities of tolerance class IT7 can be achieved. Compared to conventional trimming and punching processes, however, the higher tool design and process complexity of such precision cutting processes lead to significantly lower output quantities as well as higher tooling and component costs. In this context, this paper will present two newly developed shear cutting processes. The first cutting process is based on a geometric optimisation of the punch tip in order to induce higher compressive stresses into the shear affected zone compared to conventional process design. The second one increases compressive stresses by an optimised part holder geometry.

2 Concave Punch Nose Design to increase Cutting Surface Quality via superimposed compressive stresses

In order to achieve high CCPs without any need for complex tool kinematics, Senn and Liewald [4] proposed a new punch design using a concave front surface in 2018. The idea of the so-called concave punch nose design is to optimize the geometry of conventional punch edges in order to enlarge clean cut

proportion along the produced cutting surface (see Fig. 2). In analogy to fine blanking, the basic physical principle behind this process is to induce high compressive stresses in the shear-affected zone [5].

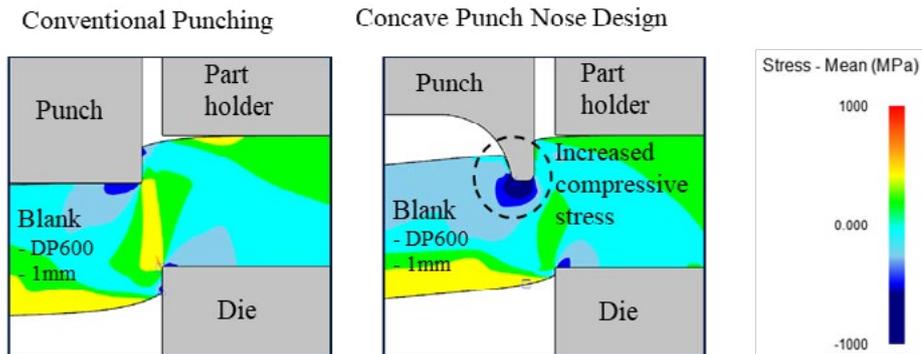


Fig. 2 Conventional punching process (left) and concave punch nose design (right)

The major advantage of using a concave punch nose design as opposed to other precision punching processes is that cutting surface quality can be improved by minor changes in existing punching tools. The parameter sets given in figure 3 were experimentally investigated to evaluate the idea of a concave punch nose design

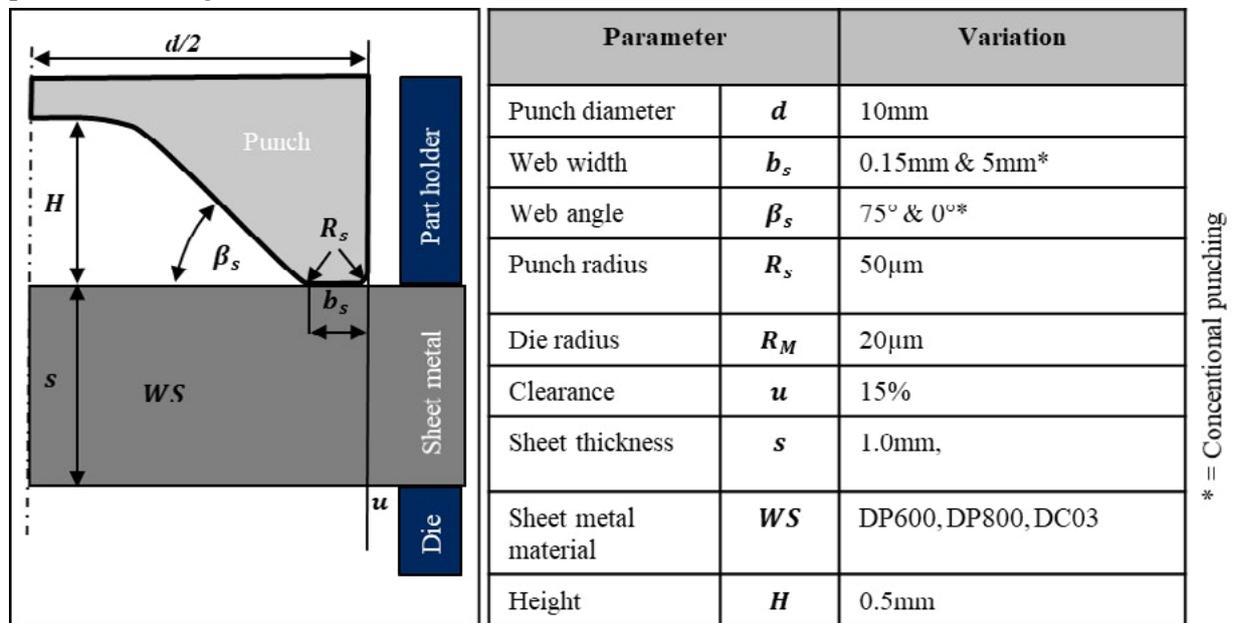


Fig. 3: Experimentally investigated punching parameters

Figures 3 to 4 summarize the results of the experimentally investigated punching parameters. Compared to conventional punching, a clean cut increase of up to 30.8% is possible for the lower-strength sheet material. For the sheet materials DP600 and DP800, the increase of CCP was measured by 65.3% for DP600) and by 109.4% for DP800. No immediate breakout of the filigree cutting edge could be detected on any of the examined punches. The experimental investigations show that it is possible to significantly increase the CCPs by a simple geometric optimisation of the punch cutting edge. Future research at IFU concerns endurance testing in order to determine the durability and wear mechanisms of the concave punch nose design in series production.

Summarizing these findings, a concaved punch nose design increases compressive stresses within the shear affected zone and therefore leads to higher CCPs. Another new process design will be showed in the following section. The idea of the second investigated punching process consists in an optimized blank-holder design in order to increase compressive stresses by a geometrically controlled blank-holder deformation.

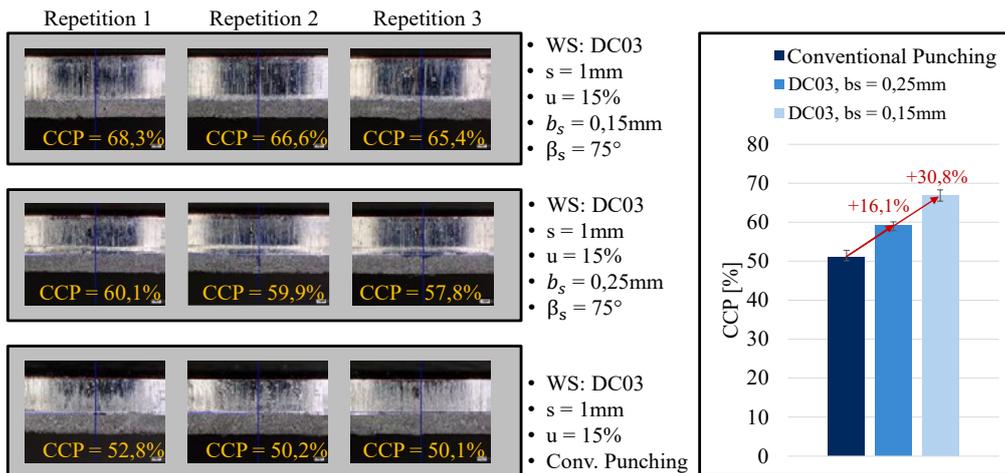


Fig. 4 Experimentally determined CCPs for the sheet metal material DC03 ($u=15\%$)

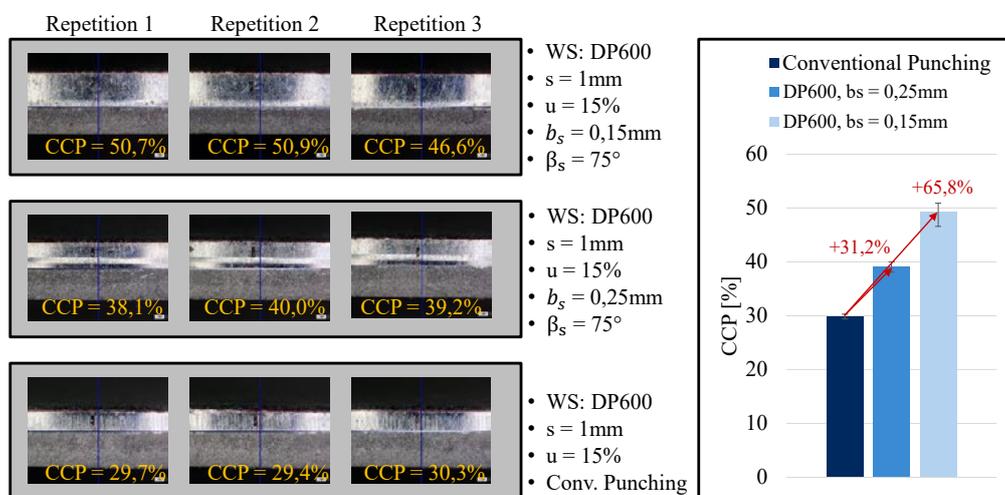


Fig. 5 Experimentally determined CCPs for the sheet metal material DP600 ($u=15\%$)

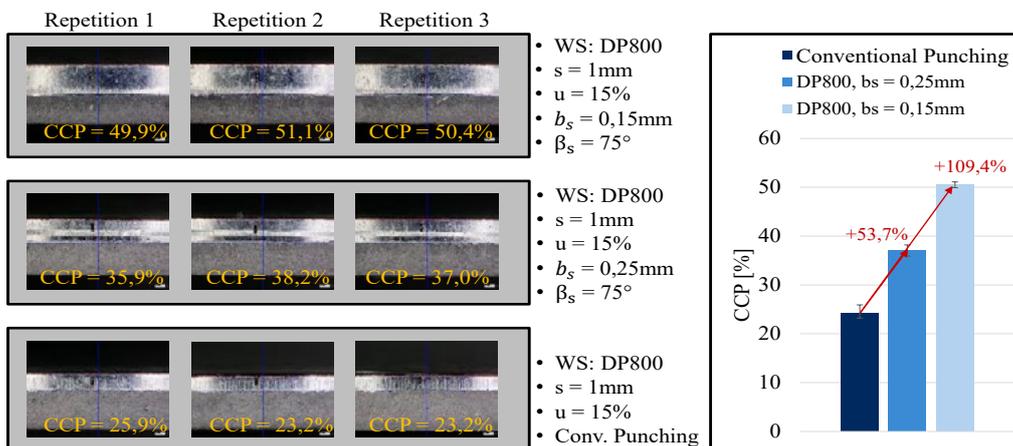


Fig. 6 Experimentally determined CCPs for the sheet metal material DP800 ($u=15\%$)

3 Increasing compressive stresses by an optimised part holder geometry

As introduced above the following approach for compressive stress superposition is based on a newly designed geometrically controlled part holder deformation. Herein, the lateral contraction of elastic-plastic material, described by Poisson's ratio, is used to generate a force transmission in the sheet metal plane with the help of static friction. Simultaneously, the vertical force transmission still provides the general functionality of a part holder with positioning and lift-off prevention of the blank. This tool setup is shown in Fig. 7 a) as a cross section for piercing rectangular or circular cut-outs.

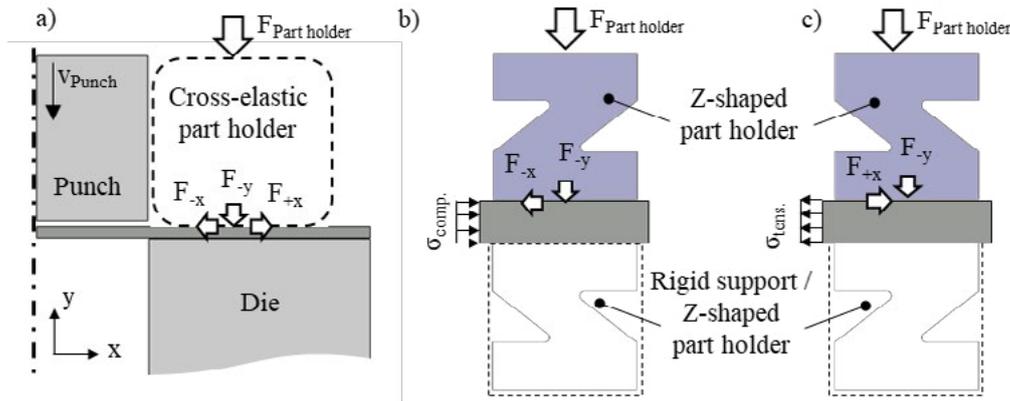


Fig. 7: a) Concept of a cross-elastic part holder in shear cutting tools and derived design variants with one- or double-sided Z-shaped part holders for b) compressive and c) tensile stress superposition.

A parametrized 2D FE-model of shear cutting with cross-elastic part holder was built with DEFORM 2D Software in an integrated pre-processor as a proof of concept. To reduce computational time, plane strain symmetric boundary conditions were applied to model shear cutting of rectangular cut-outs. The 2D finite elements were extruded in z-direction having a thickness of 1 mm. The elastic-plastic modeled blank was discretized by 15,000 elements with an adaptive meshing and refinement towards the shear zone, limited by a minimum edge length of 0.006 mm. The nominal Z-shaped part holder geometry and its dimensions were conceptually designed and also discretized by 2D finite elements and an elastic tool steel material model (AISI-D2) was assigned. For calculation, punch and die were defined as rigid bodies and friction coefficients were set locally for blank and part holder at $\mu = 0.2$ and globally at $\mu = 0.1$.

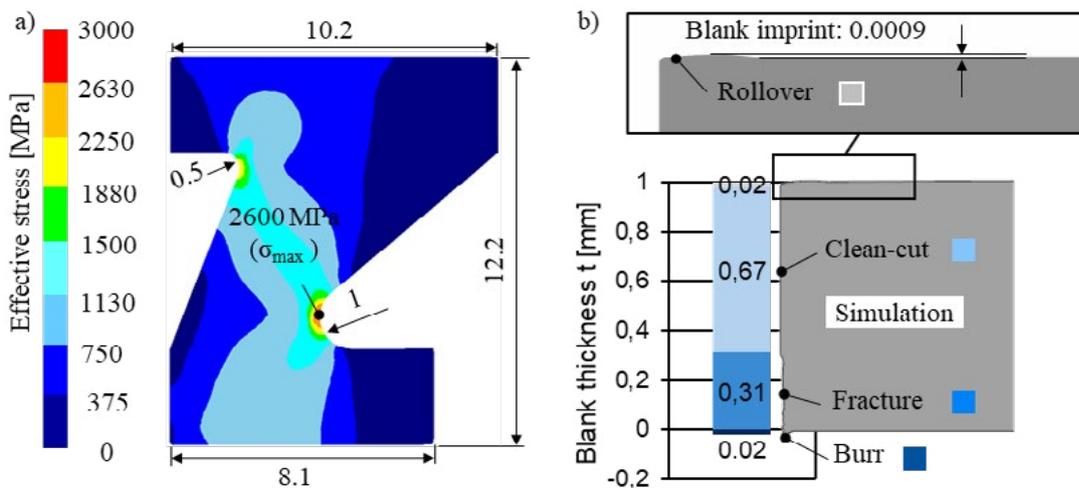


Fig. 8: Numerical results for a) effective stress on best-case design of Z-shaped part holder geometry with dimensions and b) corresponding simulated cutting surface quality.

With this 2D FE-model, a numerical sensitivity analysis was carried out regarding the influence of the Z-shaped part holder geometry as a tool component, the cutting clearance u_s and the part holder force F_{PH} influencing the cutting surface quality. Within the investigated parameter space and the total of 50 simulation runs, a best-case design of the Z-shaped part holder was selected, see Fig. 8 a). This selection was made by taking into account the maximum achievable clean-cut portion and a marginal imprint of the part holder on the blank surface. In addition, the part holder stress distribution occurring and the achievable cutting surface quality are depicted in this figure. Thus, with the presented geometry, a cutting clearance u_s of 1 % and a part holder force F_{PH} of 5.1 kN, a clean-cut portion of 67 % and a neglectable blank imprint is obtained. However, the improvement of cutting surface quality is accompanied by a critical effective stress for tool steel ($\sigma_{max} = 2,600\text{MPa}$) at the lower radius ($r_2 = 1\text{mm}$). On contrary, selected high carbon and chromium alloyed steel AISI-D2 exhibits a compressive strength up to 2,500 MPa and a bending strength up to 4,000 MPa [8]. Thus, even for static failure evaluation, critical loads on Z-shaped part holder geometry can be stated. In terms of an application with cyclic loading by thousands of strokes and a considerably reduced fatigue limit ($\sim 1,000\text{MPa}$) [9], current design

shows an extensive risk of premature fracture. This needs to be tackled in a future re-design work to reduce the notch effect in respective area and increased tool strength with improved material properties by surface or heat treatment [9], [10] and later on verified in experimental endurance tests.

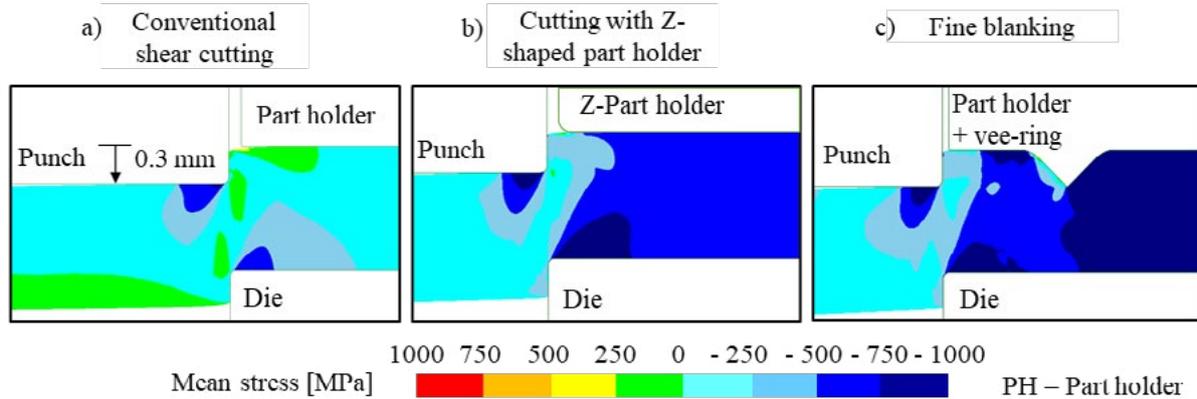


Fig. 9: Mean stress distribution at a punch intrusion of 0.3 mm for a) conventional shear cutting, b) cutting with Z-shaped part holder and c) fine blanking processes.

Focusing on compressive stress superposition, the cutting results obtained with the devised best-case design of the Z-shaped part holder were numerically compared to those of a conventional shear cutting tool design as well as a state of the art fine blanking setup, but without utilizing a counter-acting pad. The comparability is ensured by defining the same cutting clearance ($u_s = 1\%$), material, simulation settings as well as punch and die radii. In this context, Fig. 9 shows the mean stress distributions obtained with the three different shear cutting processes, each at a punch intrusion depth of 0.3 mm. For conventional shear cutting (Fig. 9 a)), the formation of tensile stress bands can be observed, which provoke an early failure of material. On contrary, the other two process variants (Fig. 8 and Fig. 9 b) and c)) show a fully compressive stress coverage at the shear zone, which supports an extended plastic material flow and thus high clean-cut portions.

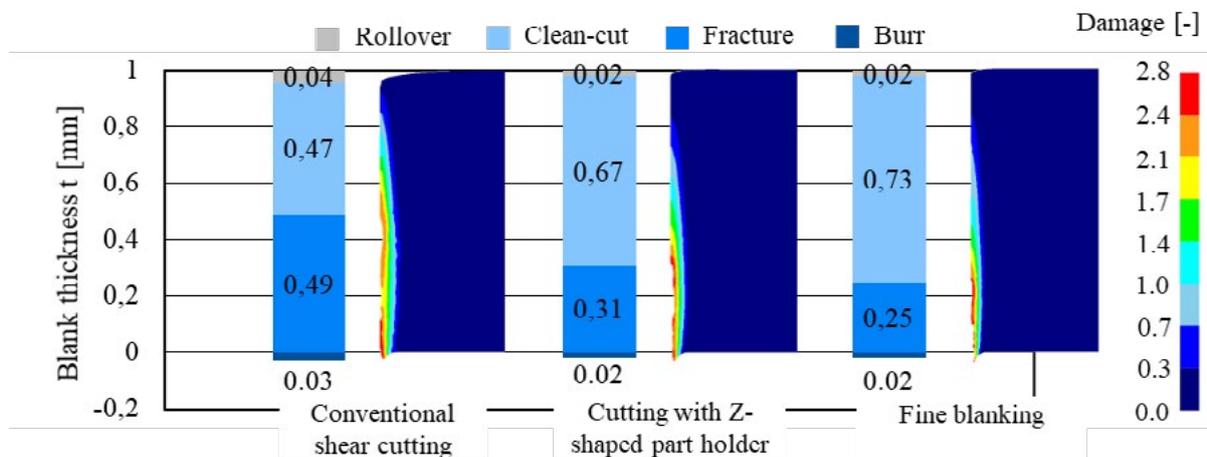


Fig. 10: Comparison of simulated cutting surface quality and cutting edge hardening (damage) with constant cutting clearance ($u_s = 1\%$), punch radii ($r_p = 0.05\text{ mm}$) and die radii ($r_d = 0.05\text{ mm}$).

Fig. 10 shows a comparison of the cutting surfaces obtained with the three investigated shear cutting methods and illustrates calculated resulting formations of rollover, clean-cut, fracture and burr height. Additionally, these numerical results show the emerging damage in the cutting area, which represents the edge hardening and provides information of the formability in subsequent forming operations. Here, conventional shear cutting reveals the lowest cutting surface quality with a clean-cut portion of 47 % and severe edge hardening along more than 50 % of blank thickness. Simulation results for the new approach using the Z-shaped part holder offers an increased clean-cut portion of 67 %, reduced rollover and burr height as well as minor edge hardening phenomena. At current state of work, fine blanking still provides highest cutting surface quality (73 % clean-cut portion) with lowest material damage in shear zones. Nevertheless, rollover and burr formation are found at the same level as cutting with Z-shaped part holder [11].

4. Summary and Conclusions

The content of this paper includes numerical and experimental investigations for two newly developed punching processes. In analogy to fine blanking, the basic physical principle behind both processes is to induce compressive stresses in the shear-affected zone. The compressive stress superposition leads to an improvement regarding the clean cut proportions of sheared sheet metal component edges. The first newly developed punching process is called “concave punch nose design”. The idea of the concave punch nose design is to optimize the geometry of conventional punches in order to enlarge clean-cut proportion along the cutting surface. The increase in compressive stresses is achieved by a small web attached to the cutting punch as well as a corresponding web angle. Compared to conventional punching, a clean cut increase of up to 109.4% is possible for the high-strength sheet material DP800. Regarding the concave punch nose design, future research concerns endurance testings in order to determine the durability and wear mechanisms of the concave punch nose design in series production.

The idea of the second investigated punching process consists in an optimized blank-holder design in order to increase compressive stresses by a geometrically controlled blank-holder deformation. In the numerical study presented in this paper, a new design of a cross-elastic part holder was analysed to superpose stresses in shear cutting zones. First, suggested Z-shaped part holder geometry for compressive stress superposition was modelled in DEFORM 2D FE-software and a parametric shear cutting simulation was set up. The numerical sensitivity analysis revealed correlations of the part holder geometry, cutting force and clearance on the process and the cutting surface quality. Due to the targeted cross-elasticity of Z-shaped part holder, clean cut-portion could be controlled by normally applied part holder force. Second, the best-case design of the Z-part holder, leading to the highest achievable clean-cut portion (67 %), was compared to the numerical results of conventional shear cutting (47 %) and fine blanking (73 %). These first prospectful results for stress superposition via cross-elastic part holder geometry to enhance cutting surface quality by minor tool and process modifications of a conventional shear cutting tool motivates for future research work. Currently, a topology optimization of part holder geometry with wider boundaries and different target options such as cutting surface quality or tool load is set up to achieve multiple geometries for both tensile and compressive stress superposition. Furthermore, physical implementation of new part holder design into a prototype tool and an experimental verification of the numerical results is necessary. Here, part holder geometry and cutting process have to be analysed in terms of static and fatigue strength as well as achievable cutting surface quality.

A combination of both processes (concave punch nose design & Z-shaped blank-holder) will be numerically and experimentally investigated in order to further increase clean cut proportions for shear cut sheet metal component edges.

5 References

1. Hoffmann, H., Neugebauer, R., Spur, G.: Handbuch Umformen – Handbuch der Fertigungstechnik, Carl Hanser Verlag, München (2012)
2. Siegert, K.: Blechumformung – Verfahren, Werkzeuge und Maschinen, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg (2015)
3. Sachnik, P.: Methodik für gratfreie Schnittflächen beim Scherschneiden, Dissertation, TU München (2017)
4. Senn, S., Liewald, M.: Numerical investigation of a new sheet metal shear cutting tool design to increase the part quality by superposed compression stress, *Journal of Physics: Conf. Series*, vol. 1063 (2018)
5. Senn, S., Liewald, M.: Investigation of a new sheet metal shear cutting tool design to increase the part quality by superposed compression stress, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, vol 651 (2019)
6. Nan.: Deform-2D V12.1 User Manual, SFTC-Deform, Columbus, USA (2022)
7. Uhlmann, E., Von der Scheulenburg, M., Zettler, R.: Finite Element Modeling and Cutting Simulation of Inconel 718, *CIRP Annals* Vol. 56/1, pp. 61-64 (2007)
8. FIBRO GmbH 2022 Ground Precision Components - Comparative Graphs Standard Parts pp. E16-E17
9. Betzwar Kotas A, Danninger H, Weiss B et al. 2017 Fatigue testing and properties of hardmetals in the gigacycle range *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* **62** pp 183–191
10. GuuY H and Hocheng H 2001 Improvement of fatigue life of electrical discharge machined AISI D2 tool steel by TiN coating *Materials Science and Engineering* **318** Nr. 1 pp 155–162
11. Briesenick, D., Liewald, M., Senn, S.: Improvement of shear cutting process by stress superposition via cross-elastic part holder, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 1238 (2022).



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Dew point effect in selective oxidation of alloy elements in a TRIP780 steel in continuous annealing cycle

Mylena Inaiê Correia ⁽¹⁾

Carlos Augusto Silva de Oliveira ⁽²⁾

José Francisco da Silva Filho ⁽³⁾

Sébastien Cremel ⁽⁴⁾

ABSTRACT

TRIP steels are commonly used in the automotive industry due to their high mechanical strength and good stamping performance. These steels, when used in car bodies, usually are galvanized to prevent corrosion that can occur in service. Thus, the surface condition (cleanliness and oxidation state) of TRIP steels before the continuous annealing process is of great importance for the final quality of the coatings obtained in hot dip galvanizing.

The presence of oxides films on the sheet surface directly affects the wettability of zinc about the steel and consequently the chemical reactions that occur at the coating/substrate region responsible for the Intermetallic layer formation ($\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$). This intermetallic layer is anchoring of the zinc layer itself, therefore, any disturbance on its formation will lead to a point of weak adhesion.

The poor formation of the intermetallic layer generates several defects in the adhesion of the coating, affecting the application of the product, due to the detachment of the coating during the subsequent stamping processes. Thus, a protective atmosphere is used in continuous annealing furnaces, during the galvanizing process, to reduce the formation of oxides films on the steel surface.

Despite this protective atmosphere, it is still possible for selective oxidation to occur on the steel surface during continuous annealing. In this way, the control of atmosphere through the

⁽¹⁾ Metallurgical Engineer at ArcelorMittalVega, São Francisco do Sul, Brazil, mylena.correia@arcelormittal.com.br.

⁽²⁾ PhD in Materials Engineering, Federal University of Santa Catarina, Florianópolis, Brazil, carlos.a@ufsc.br.

⁽³⁾ PhD in Materials Engineering, ArcelorMittal Vega, São Francisco do Sul, Brazil, jose.francisco@arcelormittal.com.br.

⁽⁴⁾ PhD in Physical Chemistry, R&D ArcelorMittal Mézières, France, sebastien.cremel@arcelormittal.com.

dew point is one of the most relevant factors to mitigate occurrence of disturbances on the coated surface.

Thus, the present work aimed to evaluate the effect of different dew points applied in the heating section in a continuous annealing cycle (simulated in the laboratory) on the selective oxidation of alloying elements (Si, Al, Cr and Mn, mainly), present in TRIP780 steel with high Al content. The samples obtained in the laboratory simulations were characterized through surface analysis by scanning electron microscopy (FEG), Auger Electron Spectroscopy (AES) and glow discharge optical emission spectroscopy (GDOES).

Through the analyzes carried out, it was possible to observe that in all dew points studied, the presence of Al, Mn and Si oxides was observed on the surface of the sample. An increase in the concentration of these elements on the surfaces was observed in samples subjected to more negative dew points values.

Key words — TRIP780 steel; Selective oxidation; Dew Point; Surface analysis.

1. INTRODUÇÃO

O mercado automotivo mundial vem demandando materiais que possibilitem a produção de automóveis com maiores níveis de segurança, conforto, mais leves e, conseqüentemente, mais econômicos e menos poluentes. Diante deste cenário a siderurgia necessita oferecer aços com elevados valores de resistência mecânica e ductilidade. Com este cunho tecnológico, os aços TRIP (Transformation Induced Plasticity) se destacam por aliar resistência mecânica elevada e boas características de estampagem. Para que isso seja possível controlam-se as composições químicas destes aços juntamente com os ciclos de tratamentos térmicos (recozimento contínuo) para se obter uma microestrutura contendo uma fração de austenita retida em temperatura ambiente. Posteriormente, durante o processo de estampagem ocorre a transformação desta austenita retida em martensita, gerando um endurecimento do material, e conseqüente, o aumento de sua resistência mecânica [1].

O aço TRIP utilizado na indústria automotiva é galvanizado para evitar problemas de corrosão que podem ocorrer quando utilizado na carroceria de automóveis. Para isso, a condição superficial destes aços após o ciclo recozimento é de grande importância para a qualidade do revestimento obtido na galvanização a quente. Elementos de liga, Si, Al, Cr e Mn, adicionados ao aço, apesar de permitirem a obtenção das propriedades mecânicas desejadas, podem apresentar como efeito colateral a formação de uma oxidação seletiva na superfície das chapas de aço durante seu processamento no recozimento contínuo em linhas de galvanização. A presença desses óxidos, a segregação de elementos químicos ou a formação de precipitados, podem afetar as reações entre a interface substrato (aço)/revestimento e a molhabilidade do Zn na superfície, provocando diversos defeitos no produto final.

Para evitar esta oxidação, controla-se a atmosfera do forno de recozimento, a partir da injeção de vapor de água na zona de aquecimento, aumentando o ponto de orvalho na região. Esta ação promove a formação de uma camada de óxido subsuperficial que, conseqüentemente, controla a formação de óxidos na superfície do aço.

Neste contexto, o estudo avaliou o efeito de três pontos de orvalho (-40, -20 e -5°C) na formação de oxidação seletiva de elementos de liga.

2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A composição química do aço utilizado é mostrada na Tabela 1. O processo de laminação a frio foi realizado em laminador industrial, com redução de seção de 55%, visando uma espessura final das amostras de 1,50mm (Full Hard). As amostras foram retiradas a partir da bobina laminada a frio, no dimensional 100 x 300 x 1,5 mm (com o eixo longitudinal das amostras paralelo ao sentido de laminação). E posteriormente as mesmas foram tratadas terminadamente em laboratório, utilizando um simulador RHESCA da IWATANI. A Figura 1 mostra o ciclo de tratamento térmico realizado. Todas as amostras passaram pelo mesmo ciclo de tratamento térmico, apenas variando o ponto de orvalho

em três diferentes valores, sendo eles: -40°C , -20°C e -5°C .

Table 1: Composição química do aço TRIP780.

Aço	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Al (%)	S (%)	P (%)	Cu (%)
TRIP780	0,20	0,27	1,9	1,45	0,002	0,015	0,02

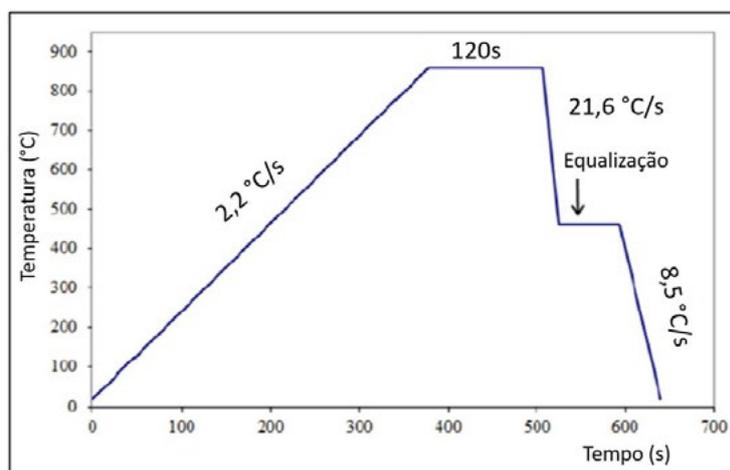


Figure 1: Ciclo de tratamento térmico de recozimento utilizados nas amostras de aço TRIP. O autor.

Nas três primeiras etapas (1^o etapa: aquecimento até 830°C ; 2^o etapa: permanência na temperatura de 830°C ; 3^o etapa: resfriamento até a temperatura de equalização de 460°C), utilizou-se uma atmosfera de $\text{N}_2 + 3\%$ vol. % de H_2 para os três diferentes pontos de orvalho do estudo. E durante o resfriamento, até a temperatura ambiente, a atmosfera de gás de proteção foi alterada para $\text{N}_2 + 12\%$ vol. % de H_2 com ponto de orvalho de -40°C , para todos os experimentos realizados. O ciclo foi controlado usando um termopar tipo K (0,5 mm) soldado diretamente à amostra antes do início do experimento. E antes do recozimento, as amostras foram limpas por ultrassom mergulhadas em acetona, e secas com jatos de nitrogênio gasoso, imediatamente antes de entrarem no simulador.

O ponto de orvalho foi controlado pela pulverização de vapor d'água, e seu valor monitorado continuamente com um higrômetro capacitivo (VAISALA DMT 347). O sensor de umidade foi posicionado na entrada do tubo de quartzo do simulador.

O ponto de orvalho de -40°C foi escolhido por ser o mais usual nas linhas de galvanizações contínuas industriais. O ponto de orvalho -20°C foi escolhido através de revisões bibliográficas indicando como valor efetivo para melhorar a qualidade superficial da amostra em relação a formação da camada intermetálica (substrato/aço com o banho de zinco). E o ponto de orvalho de -5°C foi escolhido por ser um dos valores mais altos que podem ser alcançados no simulador.

A análise de microscopia eletrônica de varredura (FEG) foi realizada utilizando equipamento JEOL (JSM-IT700HR). Para observar a morfologia na superfície das amostras após o recozimento.

Espectroscopia por elétron AUGER foi utilizada para análise de superfície das amostras dos pontos de orvalho de -20°C e -40°C (a amostra de -5°C não foi selecionada devido a sua semelhança com a amostra -20°C), utilizando equipamento JEOL JAMP 9050F. Os resultados foram interpretados utilizando o banco de dados da biblioteca do software JEOL JAMP9500F.

A espectroscopia de emissão óptica de descarga luminosa (GDOES) foi usada para analisar a presença dos elementos químicos ao longo da profundidade das amostras. Os ensaios foram realizados usando equipamento GDOES (GD PROFILER2 da Horiba Jobin Yvon). Com medições no modo de radiofrequência (RF) com potência de 30 W a uma pressão de 650 Pa durante 300 segundos, utilizando ânodo que delimita a área de análise em diâmetro de 4mm. Importante que antes

de cada análise, o GDOES foi calibrado usando padrões certificados para todos os elementos de interesse neste estudo (ou seja, Fe, Al, Mn, Si, Cr e O). [3].

As Figuras das análises de GDOES apresentam em suas legendas um fator de multiplicação (apresentada pelo símbolo *) para cada elemento. Sendo esse fator de multiplicação um ajuste dos valores de intensidades dos elementos analisados, para melhor apresentação e interpretação visual.

A preparação das amostras para submeter aos três ensaios mencionados foi realizada através de limpeza ultrassônica em banho de acetona, e imediatamente na sequência, secadas com jato de nitrogênio gasoso. Não sendo realizado ataque químico.

2.1. Resultados

2.1.1 Caracterização superficial da oxidação seletiva

Na Figura 2 é possível observar que a superfície da amostra recozida com baixo ponto de orvalho (-40 °C) tem uma morfologia relativamente lisa, cobrindo quase a totalidade da superfície do aço (Figura 2 (a)). Para os valores de ponto de orvalho mais elevados (-20°C e -5°C), observou-se uma alteração na superfície do aço, onde o óxido deixou de ser prioritariamente um filme que recobria grande parte dessa superfície, e então começou a ser observado partículas de morfologia esférica a facetadas, com tamanho variável (Figura 2 (b e c)). Sendo que, quanto mais elevado o valor de ponto de orvalho, maior a presença dessas partículas na superfície do aço (Tabela 2).

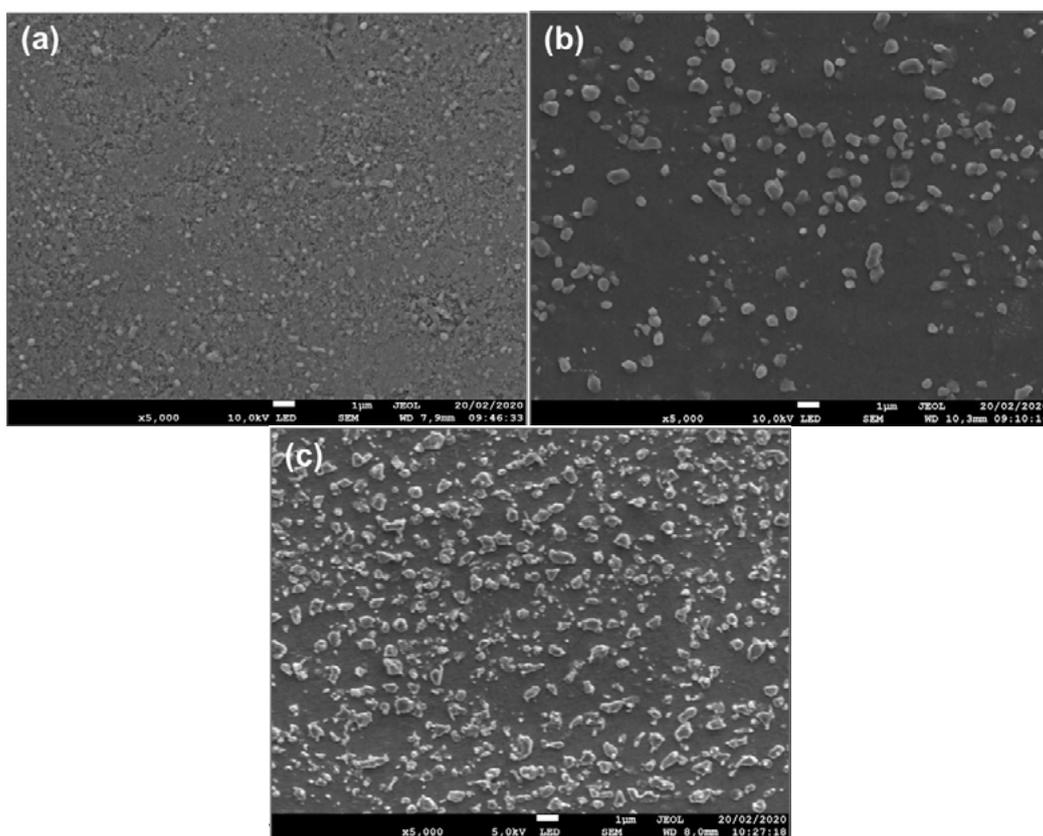


Figure 2: Óxidos formados na superfície das amostras após recozimento com diferentes pontos de orvalho, observados por FEG. (a) Ponto de orvalho = - 40°C (b) Ponto de orvalho = -20°C e (c) Ponto de orvalho = -5°C. O autor.

Table 2: Quantificação e medição das partículas na superfície das amostras.

Ponto de orvalho	Número de partículas na área da imagem (360 μm^2)	Tamanho (μm) média
-40°C	-	-
-20°C	198	0,608
-5°C	362	0,459

2.1.2 Análise química da superfície do aço após galvanização

A análise por AUGER da superfície das amostras revelou que para o ponto de orvalho mais negativo, -40°C (Figura 3), os elementos Mn, Fe, Al e Si se apresentaram ligados ao O (em diferentes composições). O Fe foi pouco detectado isoladamente, o que sugere sua baixa disponibilidade na superfície da amostra.

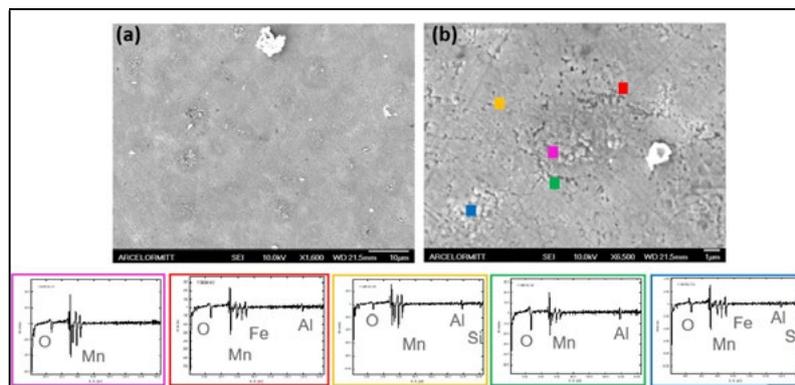


Figura 3: (a) e (b) Microestrutura da amostra recozida com ponto de orvalho -40°C indicando os pontos analisados por AUGER e os espectros obtidos. A cor que envolve o espectro indica o local onde foi feita a análise. R&D Mézières e Autor.

Na amostra de ponto de orvalho -20°C (Figura 4), a análise AUGER realizada pontualmente nas partículas de morfologia esférica a facetadas, indicaram a formação de nódulos de Fe. Na região lisa da superfície da amostra foram encontrados os elementos O, Mn e Al.

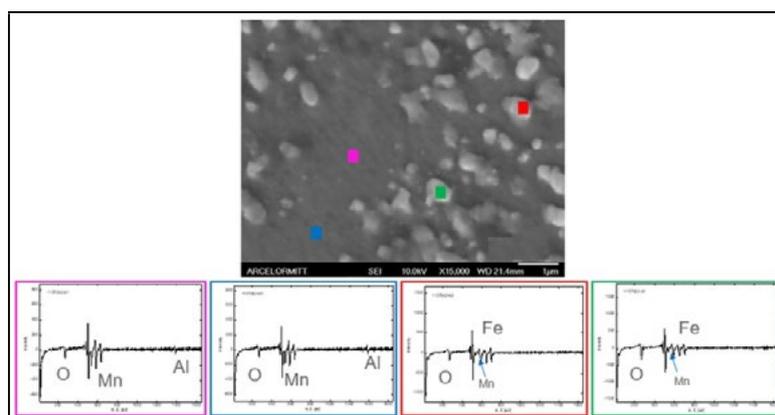


Figura 4: Microestrutura da amostra recozida com ponto de orvalho -20°C indicando os pontos analisados por AUGER e os espectros obtidos. A cor que envolve o espectro indica o local onde foi feita a análise. R&D Mézières e Autor.

2.1.3 Distribuição dos elementos de liga em função da distância da superfície obtidos por GDOES

Observando o comportamento do elemento Al, através da Figura 5, nota-se na amostra de -40°C

(linha verde), dois picos sequenciados, logo na subsuperfície. O terceiro pico, e de maior intensidade, se apresenta a aproximadamente 41 segundos de análise (o equivalente a distância de aproximadamente 0,2 a 0,4 μm da superfície). E o quarto pico, de menor intensidade, foi observado entre os tempos de análise de aproximadamente 105 a 225 segundos (equivalente a distância da superfície de aproximadamente 1,0 a 2,0 μm).

Para a amostra de -20°C (linha laranja), observa-se apenas um pico logo na superfície e de menor intensidade quando comparado a amostra de -40°C. Já o segundo pico observado, está a uma distância mais profunda a partir da superfície (aproximadamente 0,4 a 0,7 μm), e com maior intensidade. O que pode corresponder a migração da oxidação de superficial/subsuperficial para o interior da amostra. E o terceiro pico com início de elevação da intensidade em 121 segundos e diminuição a quase 300 segundos (equivalente a distância da superfície de aproximadamente 1,0 a 2,5 μm).

A amostra de -5°C (linha preta), apresenta o primeiro pico logo na subsuperfície (o que pode ser comparado com a mesma posição das amostras de -40 e -20°C, porém com menor intensidade). O segundo pico com leve incremento de intensidade em 20 segundos de análise (aproximadamente 0,3 μm de distância da superfície). E a partir desse segundo pico, a intensidade do elemento vai subindo gradativamente, formando um terceiro pico com longo tempo de detecção, e de maior intensidade comparado com os demais pontos de orvalho nessa profundidade (pico máximo de intensidade entre aproximadamente 0,8 a 1,2 μm de distância da superfície). Sendo notável a interferência do aumento do ponto de orvalho na migração da oxidação seletiva com presença do elemento Al para o interior da amostra.

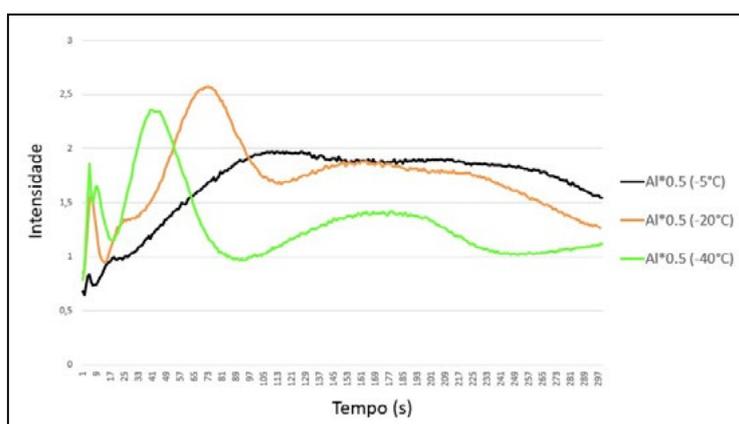


Figura 5: Distribuição do Al em função da distância da superfície das amostras com diferentes pontos de orvalho obtida por GDOES. O autor.

Para o elemento Mn, Figura 6, nota-se na amostra de ponto de orvalho de -40 ° C, um pico estreito e de intensidade muito alta na superfície da amostra. Esse pico vai diminuindo de intensidade conforme a análise avança para o interior da amostra. Um segundo pico, com intensidade muito menor ocorre em 90 segundos de análise (aproximadamente 0,7 μm de distância da superfície). A partir desse pico o Mn segue o teor em massa do aço (composição química do aço).

Para valor mais elevado de ponto de orvalho, -20 ° C, é observado apenas um pico, localizado na superfície externa/subsuperfície. A amostra de ponto de orvalho -5°C, quando comparada com as demais, apresenta menor intensidade no pico presente na superfície externa/subsuperfície e um segundo pico pode ser observado ao avançar na profundidade da amostra, em 40 segundos de análise (aproximadamente 0,35 μm de distância da superfície).

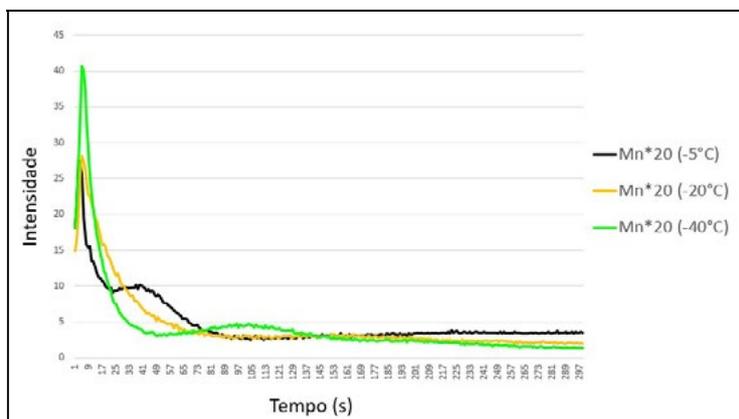


Figura 6: Distribuição do Mn em função da distância da superfície das amostras com diferentes POs obtida por GDOES. O autor.

É perceptível o enriquecimento do elemento Mn na superfície/subsuperfície para todas as condições, o que sugere a formação de numerosas partículas de MnO na superfície externa das amostras.

Para o elemento Si, Figura 7, pode-se observar que a superfície do aço foi enriquecida por esse elemento durante o recozimento para todos os pontos de orvalho. Para os recozimentos com pontos de orvalho de -40 e -20°C, houve um aumento muito significativo da intensidade de Si na superfície/subsuperfície do aço. Em contraste, para o maior ponto de orvalho (-5°C), onde o enriquecimento de Si foi relativamente baixo quando comparado com os outros dois pontos de orvalho estudados.

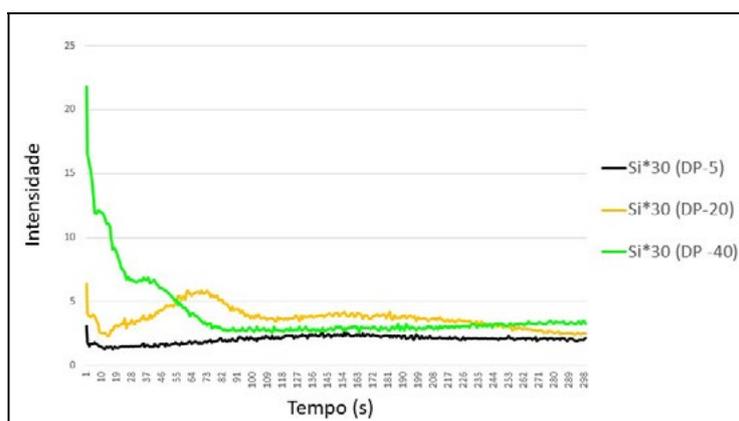


Figura 7: Distribuição do elemento Si em função da distância da superfície das amostras com diferentes pontos de orvalho obtida por GDOES. O autor.

A composição química do aço tem grande importância para determinação da oxidação seletiva. Pois cada elemento químico possui diferente afinidade com o oxigênio, favorecendo sua atração e ligação. Mas, como todas as amostras possuem a mesma composição química no presente estudo, o mecanismo que determina a localização da formação da oxidação seletiva é a pressão parcial resultante de oxigênio (ponto de orvalho).

Observando as variações de deslocamento, quantidade e intensidade dos picos de cada elemento analisado ao longo das espessuras em relação aos pontos de orvalho estudados, as Figuras 8, 9 e 10, observou-se:

- Para valor mais negativo de ponto de orvalho (-40°C), a difusão dos elementos de liga Mn, Al, Cr e Si acontece em direção à superfície de maneira mais rápida que a difusão de oxigênio para o interior do aço, favorecendo a formação da oxidação seletiva mais próxima ou na superfície do material.
- Pode-se também relatar que a oxidação seletiva ocorre em camadas. Onde através das análises foi possível identificar que na região de superfície/subsuperfície houve formação de óxidos ricos em Mn e Si, enquanto nas regiões mais internas se formaram óxidos compostos essencialmente por Al (maiores intensidades de pico).

- A intensidade do elemento Fe aumenta com o aumento do ponto de orvalho, evidenciando a sua maior concentração e disponibilidade na superfície do aço.

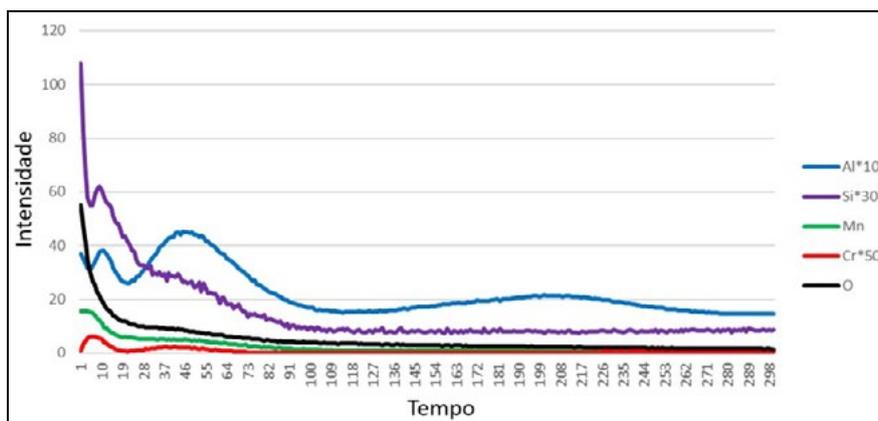


Figura 8: Distribuição dos elementos Mn, Cr, Si, Al e O em função da distância da superfície da amostra com ponto de orvalho -40°C obtida por GDOES. O autor.

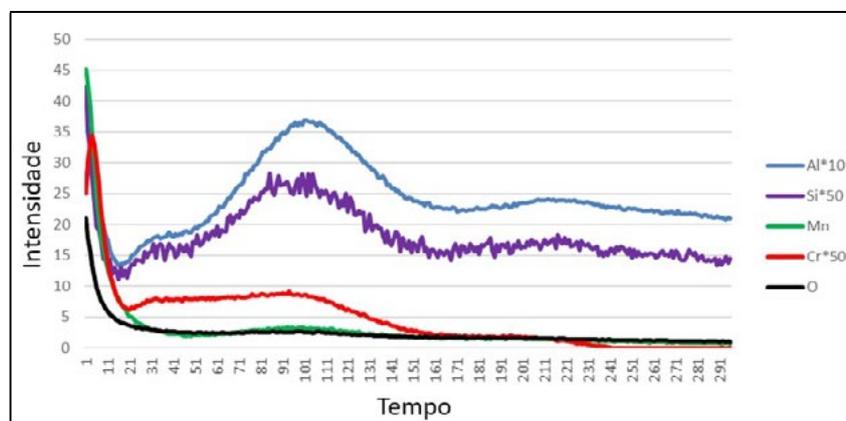


Figura 9: Distribuição dos elementos Mn, Cr, Si, Al e O em função da distância da superfície da amostra com ponto de orvalho -20°C obtida por GDOES. O autor.

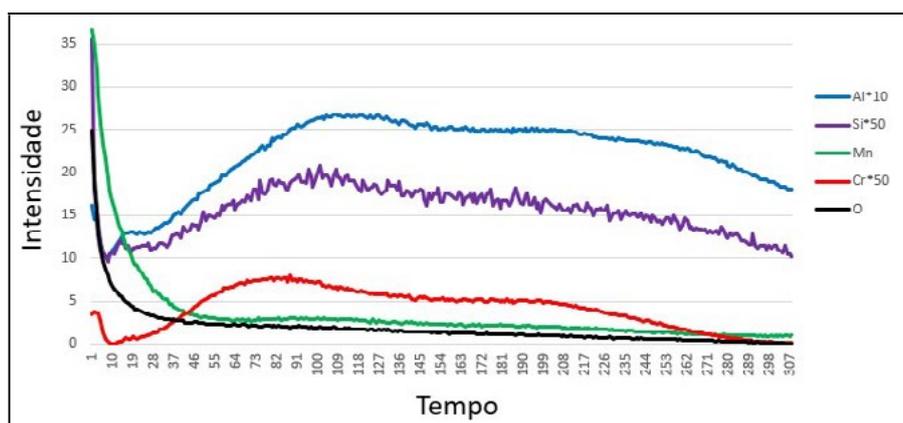


Figura 10: Distribuição dos elementos Mn, Cr, Si, Al e O em função da distância da superfície da amostra com ponto de orvalho -5°C obtida por GDOES. O autor.

3 CONCLUSÕES

Na análise metalográfica superficial, por FEG, observou-se que menores valores de ponto de orvalho (-40°C) proporcionaram a formação de uma camada de óxido sobre a superfície do aço, de morfologia relativamente lisa. Para os valores de ponto de orvalho mais elevados (-20°C e -5°C), observou-se uma alteração na superfície do aço, onde o óxido deixou de ser prioritariamente um filme que recobria grande parte dessa superfície, e então começou a ser observado partículas de morfologia esférica a facetadas, com tamanho variável, ricas em Fe (conforme análise AUGER).

Quanto mais alto o ponto de orvalho, maior a presença dessas partículas na superfície do aço. O que sugere que à medida que o ponto de orvalho aumenta (-20 e -5°C), maior é a quantidade de Fe livre na superfície do aço (o que comprova a teoria de os volumes molares de óxidos internos serem significativamente maiores do que o das fases ferrita ou austenita, fazendo as regiões de oxidação interna serem submetidas a deformações na rede cristalina. Conseqüentemente, o ferro metálico migra para a superfície para acomodar as tensões e então formar as partículas.

Os perfis dos elementos químicos obtidos por GDOES proporcionaram a verificação da sua distribuição em relação a profundidade das amostras. Notou-se a presença dos elementos Si, Al, Mn e Cr na superfície das amostras, em todos os pontos de orvalho empregados.

Em relação a subsuperfície, não se observou diferença de elementos químicos detectados, mas sim, notou-se a diferença de profundidade de oxidação interna, a qual aumentou com a elevação do ponto de orvalho (conforme as análises por GDOES).

RECONHECIMENTOS

Este projeto foi apoiado pela empresa ArcelorMittal Vega e pela Universidade Federal de Santa Catarina.

Referências

- [1] BHATTACHARYYA, T., SINGH, S. B., BHATTACHARYYA, S., RAY, R. K., BHATTACHARJEE, D. An assessment on coatability of transformation induced plasticity (TRIP)-aided steel. *Surface & Coatings Technology*, pp. 226-234. 2013.
- [2] GONG, Y. F. Selective oxidation of Advanced High Strength Steels (AHSS) during annealing in Continuous GI/GA lines. Pohang University of Science and Technology, South Korea. 2009.
- [3] HORIBA. General Introduction on GD. 2010.
- [4] MALISKA, A. M. Microscopia Eletrônica de Varredura. UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. Departamento de Engenharia Mecânica. Laboratório de Materiais. – LABMAT. Laboratório de Caracterização Microestrutural e Análise de Imagens – LCMAI.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

CARACTERIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 304 E AISI 430 PARA APLICAÇÃO EM PROCESSOS DE ESTAMPAGEM PROFUNDA

CHARACTERIZATION OF AISI 304 AND AISI 430 STAINLESS STEELS FOR APPLICATION IN DEEP DRAWING PROCESSES

Rafael Pandolfo da Rocha ⁽¹⁾

Matheus Henrique Riffel ⁽²⁾

André Rosiak ⁽³⁾

Lirio Schaeffer ⁽⁴⁾

RESUMO

O conhecimento prévio das propriedades mecânicas é fundamental para especificar os parâmetros dos processos de conformação de chapas metálicas, além de viabilizar, através de softwares de simulação computacional, o projeto de ferramentas e a redução de custos inerentes ao desperdício de matéria-prima, ocasionado por rugas, orelhas e, até mesmo, estrições localizadas. Embora a maioria dos softwares possuam em sua base de dados as propriedades genéricas da maioria dos aços comerciais, é imprescindível a caracterização prévia das suas propriedades mecânicas, as quais podem ser distintas para cada lote do mesmo tipo de material, o que pode levar os profissionais de manufatura a incorrer em alguns erros de projeto. Desse modo, este trabalho tem, como objetivo, caracterizar as propriedades mecânicas de chapas metálicas de aços inoxidáveis austenítico AISI 304 e ferrítico AISI 430, com espessura de 1 mm, através de ensaio de tração normatizado, fornecendo dados corretos das variáveis de entrada aos softwares de simulação numérica. As propriedades mecânicas foram obtidas através da construção das curvas de engenharia e de escoamento através dos cálculos analíticos dos valores de tensão e de deformação, bem como através do Critério de Schaeffer e Rocha [10] durante a condição de “instabilidade em tração”, possibilitando, assim, uma avaliação do grau de verossimilhança entre os resultados fornecidos por esses métodos. Além disso, também foram avaliados a composição química e o grau de anisotropia das amostras em relação aos sentidos de laminação.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis. Curva de Engenharia. Curva de Escoamento. Instabilidade em Tração. Índice de Anisotropia.

⁽¹⁾ 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

⁽²⁾ 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

⁽³⁾ 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

⁽⁴⁾ 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

ABSTRACT

The previous knowledge of the mechanical properties is fundamental to specify the parameters of the sheet metal forming processes, besides making possible, through computer simulation software, the tooling project and the cost reduction inherent to the raw material waste, caused by wrinkles, ears and even localized stresses. Although most of the softwares have in their database the generic properties of most of the commercial steels, it is essential the previous characterization of their mechanical properties, which can be different for each lot of the same type of material, which can lead the manufacturing professionals to incur in some project mistakes. Thus, this work aims to characterize the mechanical properties of sheet metal of austenitic stainless steel AISI 304 and ferritic AISI 430, with a thickness of 1 mm, through a standardized tensile test, providing correct data from the input variables to numerical simulation software. The mechanical properties were obtained by building the engineering and yield curves through analytical calculations of stress and strain values, as well as through Schaeffer and Rocha's Criterion [10] during the "tensile instability" condition, thus enabling an evaluation of the degree of likelihood between the results provided by these methods. In addition, the chemical composition and the degree of anisotropy of the samples in relation to the rolling directions were also evaluated.

Keywords: stainless steels, engineering curve, yield curve, tensile instability, anisotropy index

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas com adições de, no mínimo, 11% de cromo, o que aumenta a sua resistência à oxidação e à corrosão. Em geral, esses aços possuem como elementos de liga o níquel e o molibdênio em proporções que variam de acordo com a família do aço inoxidável. A aplicação desses aços é adequada quando da necessidade de resistência à corrosão, resistência a alta temperatura ou resistência mecânica, o que não é atendido pelos aços ao carbono ou baixa liga em termos de viabilidade econômica [1].

Normalmente, os aços inoxidáveis são classificados em 05 grupos de acordo com a sua microestrutura: aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex (ferríticos + austeníticos) e endurecíveis por precipitação. Ressalta-se que os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns dentre os aços inoxidáveis, e são caracterizados pela alta tenacidade, resistência à corrosão e boa soldabilidade quando comparado aos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos [2,3].

Os aços inoxidáveis austeníticos são, essencialmente, ligas ternárias Fe-Cr-Ni, contendo uma quantidade de cromo de 16 a 26%, níquel até 35% e manganês até 15%. Esses aços são, normalmente, não magnéticos na condição solubilizada e não podem ser endurecidos por tratamento térmico. Porém, através de deformação a frio, esses aços podem ter sua dureza aumentada. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem excelentes propriedades criogênicas, alta resistência a elevadas temperaturas e elevada resistência à oxidação. Embora o níquel seja o principal elemento utilizado para estabilizar a austenita, carbono e nitrogênio também são utilizados, uma vez que eles são solúveis na sua estrutura cúbica de face centrada (CFC) [3].

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem, em sua composição química, essencialmente Cr e Fe, com percentual de Cr variando de 10 a 23%. Esta classe de aço inox apresenta alta resistência em relação aos aços inoxidáveis austeníticos. Ainda, é caracterizado por sua boa estampabilidade, com certas limitações para o embutimento profundo, em razão do tipo de geometria da peça final, sendo, então, é aconselhável que o processo seja realizado em mais estágios. Os aços inox ferríticos são frequentemente utilizados em processos de soldagem, embora sua empregabilidade sofra limitações devido ao seu grau de fragilidade e à sua baixa resistência à corrosão. Em virtude da elevada concentração de Cromo, esses aços são, geralmente, empregados na fabricação de componentes domésticos, industriais, etc, devido à boa resistência à corrosão aliada ao seu baixo custo, quando comparados aos aços inox austeníticos. Porém, os aços inox ferríticos apresentam baixa resistência ao impacto. [4]

Durante os processos de deformação plástica, as chapas metálicas são submetidas a diversos níveis de tensões e de deformações até adquirir o formato dos moldes (matrizes). O conhecimento prévio das propriedades mecânicas e do grau de estampabilidade dos materiais viabiliza o emprego do método de análise por elementos finitos, ou, do inglês, *Finite element method* (FEM) para o projeto do ferramental, o planejamento e a otimização dos parâmetros do processo de estampagem

a ser empregado, reduzindo custos com desperdício de matéria-prima, com desgaste precoce do ferramental e com baixa qualidade dos produtos finais [5].

O ensaio de tração é amplamente utilizado para obtenção de informações relativas à resistência dos materiais metálicos e, inclusive, para controle das suas especificações, fornecendo informações importantes e essenciais ao projeto e à fabricação de peças e componentes mecânicos. No teste de tração, um corpo de prova padronizado é submetido a uma carga de tração uniaxial crescente até a sua ruptura, medindo-se, simultaneamente, os valores de carga aplicada (F) e de alongação da amostra (Δl). Através de um tratamento adequado desses resultados, obtém-se dados quantitativos das propriedades mecânicas dos materiais, a saber: limite de resistência (R_m), tensão de escoamento convencional (R_e), módulo de elasticidade (E), alongamento máximo, índice de encruamento (n) e constante C quando $\varphi = 1$. Além disso, também é possível observar a dependência dessas propriedades em relação à temperatura, velocidade de deformação, anisotropia do material, tamanho de grão, porcentagem de impurezas e demais condições ambientais [6].

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Composição química

As chapas metálicas utilizadas neste estudo eram de aços inoxidáveis austenítico AISI 304 e ferrítico AISI 430, com espessuras de 1 mm, fornecidos pela empresa Comércio de Aços Premium Eirelli. A análise da composição química foi realizada através do espectrômetro de emissão ótica Q2ION, da marca BRUKER, localizado no Laboratório de Fundição (LAFUN) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

2.2. Ensaio de tração e de anisotropia

As dimensões das amostras utilizadas e os procedimentos adotados durante os ensaios de tração atendem às especificações da norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013. Foram ensaiadas três amostras para cada direção de laminação do material (0°, 45° e 90°), cortadas a laser em formato retangular com as dimensões de 200 mm x 20 mm x 1 mm (figura 1).



Figura 1 – Amostras utilizadas no ensaio de tração e de anisotropia.

Os ensaios de tração foram conduzidos à temperatura ambiente com velocidade de deslocamento da máquina de 5 mm/min, fazendo-se uso de uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC, modelo DL60000, com capacidade máxima de 600 kN. Os corpos-de-prova foram submetidos à carga axial trativa até a sua ruptura, medindo-se, instantaneamente, os dados de força (F) e de alongação das amostras (Δl). Em relação ao ensaio de anisotropia, destaca-se que foram usadas as mesmas configurações do ensaio de tração, limitando-se, porém, a alongação das amostras a cerca de 50% do deslocamento máximo do ensaio de tração, de modo que sejam promovidas, apenas, deformações plásticas uniformes ao material.

A figura 2 demonstra esquematicamente como são feitas as medidas dos corpos-de-prova para o ensaio de tração e de anisotropia. As amostras possuem um comprimento útil inicial (L_0) de 80 mm. Para a medição das deformações no ensaio de anisotropia, marcam-se as larguras iniciais b_{01} , b_{02} e b_{03} , sendo que, posteriormente, medem-se os valores de L_1 , b_{11} , b_{12} e b_{13} para calcular os índices de anisotropia (r), de anisotropia média (r_m) e planar (Δ_r) dos aços AISI 304 e do AISI 430.

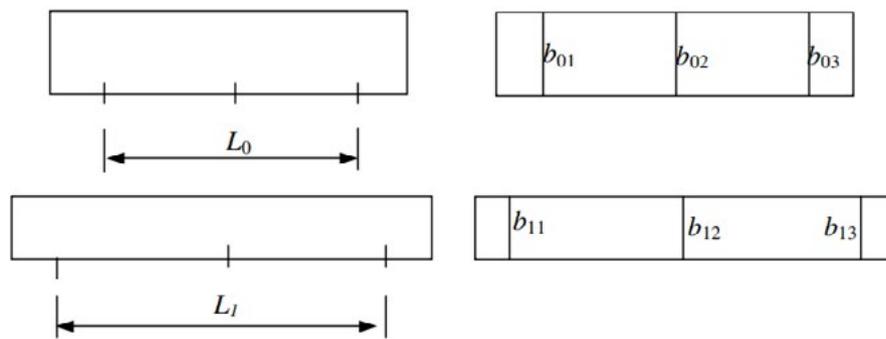


Figura 2 - Medição das dimensões das amostras para o cálculo dos índices de anisotropia [7].

2.3. Curva de engenharia

Na curva tensão-deformação de engenharia (figura 3), são identificadas algumas das principais propriedades mecânicas dos materiais metálicos. Para construção dessa curva, são plotados os valores de tensão longitudinal desenvolvida no corpo de prova (σ) em função da deformação relativa ao comprimento (ε). Assim que a carga aplicada durante o ensaio de tração ultrapassa a região elástica da curva de engenharia (região 1), o material é permanentemente deformado e, com o avanço progressivo da sua deformação, aumenta-se cada vez mais a tensão necessária para dar continuidade ao processo de deformação plástica, fenômeno esse denominado de encruamento ou trabalho a frio (região 2). Com o aumento significativo da tensão, reduz-se, em contrapartida, a área da seção transversal do corpo de prova em decorrência da sua alongação. No entanto, atinge-se um ponto em que a redução expressiva da área da seção transversal faz com que haja concentração de tensões triaxiais num determinado ponto do material, o que o torna menos resistente e, portanto, mais suscetível ao afinamento abrupto — início do fenômeno de empescoçamento. O surgimento do pescoço na amostra corresponde ao instante em que foi aplicada a carga máxima durante o ensaio de tração, também correspondente à região do Limite de Resistência (R_m), de modo que, posteriormente, a carga e a tensão necessárias para deformar o corpo de prova diminuirão com a redução abrupta da seção transversal até se atingir a fratura (região 3) [8].

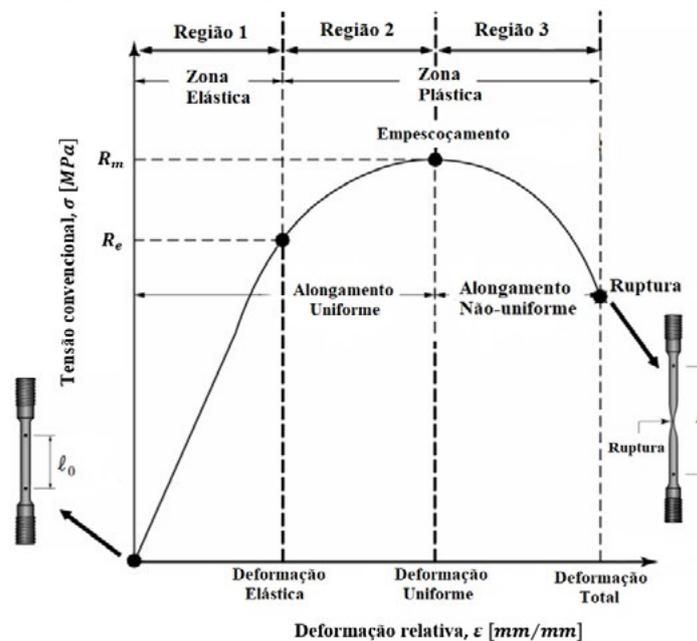


Figura 3 – Representação da curva de engenharia de um aço dúctil [9].

A tensão convencional ou de engenharia (σ) é dada em função da carga instantânea aplicada (F) e da área inicial da seção transversal do corpo de prova (A_0), enquanto a deformação relativa (ε) é dada pela razão entre a alongação da amostra (Δl) e o seu comprimento inicial (l_0), conforme descreve as equações 1 e 2, respectivamente [7].

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_n} = \frac{l - l_0}{l_n} \quad (2)$$

2.4. Curva de escoamento

A curva tensão-deformação de engenharia não prevê, com eficiência, o comportamento real das tensões e deformações plásticas de um material metálico, visto que, conforme equações 1 e 2, essas propriedades são aferidas com base nas dimensões originais do corpo de prova, as quais são continuamente alteradas durante o ensaio de tração. Torna-se necessário obter dados de tensão e de deformação que sejam calculados com base nas dimensões instantâneas do corpo de prova, demonstrando o seu comportamento plástico verdadeiro. Para tanto, representa-se as características de escoamento dos metais através da curva tensão verdadeira - deformação verdadeira, também conhecida como curva de escoamento. A curva de escoamento é plotada com os dados de tensão e de deformação verdadeiras relativas à zona de deformação plástica uniforme. Em relação à curva de engenharia, nota-se que a curva de escoamento se difere pelo fato de que, mesmo com a redução abrupta da área da seção transversal da amostra devido à formação do pescoço, o material permanece encruando até a sua ruptura e, portanto, não há redução da tensão longitudinal (figura 4). Embora haja redução da carga aplicada assim que se forma o pescoço, a redução expressiva da área da seção da amostra compensa essa redução da força e faz com que a tensão verdadeira permaneça em ascensão até a ruptura do metal [8].

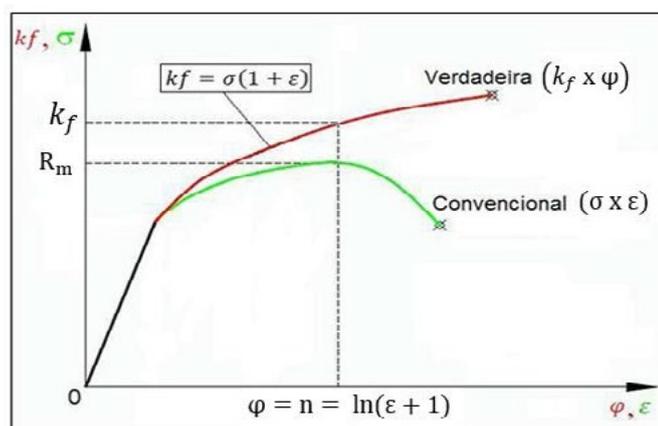


Figura 4 – Comparação entre as curvas de engenharia ($\sigma \times \varepsilon$) e de escoamento ($kf \times \varphi$) [10].

A tensão verdadeira (kf) é expressa em função da carga aplicada (F) e da área instantânea da seção transversal da amostra (A_i), podendo ser reescrita em função da tensão convencional ou de engenharia (σ) e da deformação relativa (ε), segundo as equações 3 e 4, respectivamente [7].

$$kf = \frac{F}{A_i} \quad (3)$$

$$kf = \sigma \cdot (\varepsilon + 1) \quad (4)$$

A deformação verdadeira (φ) correlaciona o comprimento inicial (l_0) e instantâneo da amostra (l), a qual também pode ser dada por uma relação estabelecida com a deformação relativa (ε), conforme equações 5 e 6, respectivamente. Essas equações são válidas somente até a formação do pescoço, uma vez que admitem que o volume da amostra é constante e que a distribuição das deformações seja uniforme ao longo do seu comprimento útil. Posteriormente à região do pescoço, deve-se utilizar a equação 7, correlacionando a área inicial (A_0) com a área instantânea do pescoço (A_i) [7, 10].

$$\varphi = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (5)$$

$$\varphi = \ln(1 + \varepsilon) \quad (6)$$

$$\varphi = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (7)$$

A curva de escoamento dos metais em geral pode ser expressa por uma relação potencial simples, conhecida como Lei de Ludwik-Hollomon (equação 8), a qual também pode ser representada por um gráfico duplo logarítmico da tensão verdadeira e da deformação verdadeira (equação 9) [7, 11].

$$kf = C \cdot \varphi^n \quad (8)$$

$$\log kf = \log C + n \cdot \log \varphi \quad (9)$$

A constante C corresponde à tensão verdadeira quando $\varphi = 1$ e quantifica o nível de resistência que o material exerce contra a sua deformação, ou seja, quanto maior for esse coeficiente, maiores serão os esforços necessários para promover a sua deformação plástica. O índice de encruamento (n) corresponde à inclinação do gráfico $\log kf \times \log \varphi$ na região de deformação plástica uniforme (figura 5), o qual serve para mensurar a capacidade do material de distribuir a deformação plástica ao longo do seu volume. Para materiais com baixo índice de encruamento, o encruamento será localizado numa pequena região da amostra, fazendo com que níveis baixos de deformação levem o material a condições críticas ou mais próximas da fratura se comparado aos materiais com índices de encruamento maiores. Baixos índices de encruamento fazem com que haja grandes variações da deformação plástica para variações relativamente pequenas da tensão desenvolvida na região plástica. O índice de encruamento pode variar de $n = 0$ (sólido perfeitamente plástico) até $n = 1$ (sólido elástico), mas, para a maioria dos metais, seu valor fica entre 0,1 e 0,5 [6,8,11].

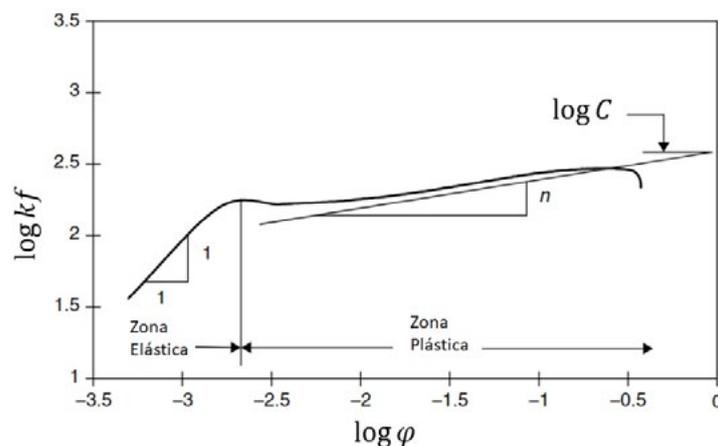


Figura 5 – Representação do gráfico $\log kf \times \log \varphi$ [11].

A definição algébrica do índice de encruamento (n) é obtida por uma relação estabelecida entre a taxa de encruamento ($dk_f/d\varphi$) e a tensão e deformação verdadeiras (equações 10 e 11) [8,11].

$$n = \frac{d(\log kf)}{d(\log \varphi)} = \frac{d(\ln kf)}{d(\ln \varphi)} = \frac{\varphi}{kf} \cdot \frac{dk_f}{d\varphi} \quad (10)$$

$$\frac{dk_f}{d\varphi} = n \cdot \frac{\varphi}{kf} \quad (11)$$

2.5. Instabilidade em tração

A deformação plástica em praticamente todos os tipos de metais resulta na concentração de tensão triaxiais numa determinada região do material, onde tende, normalmente, a ocorrer a sua respectiva ruptura. Embora a deformação plástica não seja completamente homogênea a nível microestrutural, ela é tida, em escala macroscópica, como homogênea até que o estrangulamento se inicie em um determinado nível de deformação, ponto em que a deformação plástica se torna

localizada, a área da seção transversal da amostra se afina e a curva força-deslocamento começa a cair. Neste ponto, é utilizado o Critério de “Instabilidade em Tração” para entendimento da mecânica da deformação na região do Limite de Resistência (R_m), na curva de engenharia. Essa região da curva de engenharia corresponde à região do fenômeno de empescoçamento, onde ocorre, necessariamente, a redução do índice de encruamento do material (n)^[12].

O pescoço ou a deformação localizada se iniciam na carga máxima, onde o aumento da tensão devido à diminuição da área da seção reta transversal do corpo-de-prova se torna maior que o aumento da capacidade do metal suportar o carregamento em função do encruamento. Essa condição de instabilidade que provoca o empescoçamento é definida pela condição $dP = 0$, culminando na equação 12^[8].

$$dP = kf \cdot dA_i + A_i \cdot dkf = 0 \quad (12)$$

Em virtude da Lei da Constância de Volume, tem-se a equação 13^[8].

$$\frac{dl}{l} = -\frac{dA_i}{A_i} = d\varphi \quad (13)$$

E, em razão da condição de instabilidade, tem-se a equação 14^[8].

$$-\frac{dA_i}{A_i} = \frac{dkf}{kf} \quad (14)$$

Sendo assim, na região de formação do pescoço, obtém-se a equação 15^[8].

$$\frac{dkf}{d\varphi} = kf \quad (15)$$

O critério para surgimento do pescoço também pode ser explicado através da deformação de engenharia, partindo, inicialmente, da dedução analítica da equação 15, o que dará origem às equações 16 e 17^[8,12].

$$\frac{dkf}{d\varphi} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{d\varepsilon}{d\varphi} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{dl/l_0}{dl/l} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{l}{l_0} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot (1 + \varepsilon) = \sigma \quad (16)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma}{(1 + \varepsilon)} \quad (17)$$

Por intermédio da substituição da condição que estabelece o surgimento do empescoçamento da amostra (equação 15) na equação 10, percebe-se uma relação aritmética simples para a deformação verdadeira na qual ocorre o surgimento do pescoço, segundo Critério de Schaeffer e Rocha[10] (equação 18)^[8,12].

$$\varphi = n \quad (18)$$

Através da equação 18, torna-se viável encontrar a equação que descreve a curva de escoamento nos moldes propostos por Ludwik-Hollomon, com base nos dados de Limite de Resistência (R_m) e da sua respectiva deformação relativa (ε). Calcula-se a deformação e tensão verdadeira nessa região (equação 6 e 4, respectivamente). Emprega-se os valores já conhecidos do índice de encruamento (n), da tensão (kf) e da deformação (φ) da região da força máxima na equação de Ludwik-Hollomon (equação 8), possibilitando, assim, encontrar o valor referente à constante C ^[10].

2.6. Índice de anisotropia

Na etapa de projeto dos processos de estampagem, deve-se levar em consideração que o material não apresenta as mesmas propriedades em todas as suas direções, sendo, assim, caracterizados como anisotrópicos. A anisotropia de um metal policristalino se dá em virtude de que a rede cristalina dos grãos não é orientada de forma tão aleatória, a qual, pelo contrário, tende a preferir determinadas direções. O surgimento dessas orientações preferenciais pode estar vinculado à etapa

de fabricação do metal e/ou a algumas de suas etapas de processamento (laminação, tratamentos térmicos, dentre outros), fazendo com que, portanto, a resistência à tração e as demais propriedades mecânicas dependam da orientação da sua rede cristalina [13].

Para fins de medição do nível de anisotropia de um determinado material, utiliza-se o coeficiente de anisotropia (r), o qual correlaciona a deformação verdadeira da largura (φ_b) e da espessura (φ_s) de um determinado corpo de prova que foi submetido ao ensaio de tração, conforme equação 19. Na prática, é muito difícil de se aferir a variação da espessura do corpo de prova, motivo pelo qual são avaliadas as deformações do seu comprimento (φ_l) e da sua largura (φ_b), com base na Lei da Constância de Volume [7,13].

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = - \frac{\varphi_b}{(\varphi_b + \varphi_l)} \quad (19)$$

Além disso, afere-se a coeficiente de anisotropia média (r_m) do material, por intermédio da aferição do coeficiente de anisotropia (r) dos corpos-de-prova orientados a 0°, 45° e 90 em relação à direção de laminação, de acordo com a equação 20. A anisotropia média corresponde à habilidade de uma chapa metálica resistir ao afinamento da sua respectiva espessura, mais especificamente, quando submetida a forças de tração e/ou compressão no plano, de tal forma que, quanto maior o valor de r_m , maior será a sua resistência ao afinamento nos processos de estampagem profunda [7,13].

$$r_m = \frac{(r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ})}{4} \quad (20)$$

Desse modo, a variação do coeficiente de anisotropia em função da direção de laminação da chapa metálica é denominada de coeficiente de anisotropia planar (Δ_r), cuja formulação consta da equação 21. Considera-se isotrópico o material que apresentar r_m próximo de 1 e Δ_r próximo de 0 [7,13].

$$\Delta_r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ} - 2 \cdot r_{45^\circ}}{2} \quad (21)$$

3. RESULTADOS

3.1. Composição química

Os resultados da composição química dos aços inoxidáveis, obtidos pelo Espectrômetro de Emissão ótica, são fornecidos em percentual de massa dos elementos químicos (tabelas 1 e 2). Também constam nas tabelas os valores de composição química encontrados na literatura.

Tabela 1– Composição química do aço inox AISI 304 (em % de massa dos elementos).

Fonte	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Ensaio	0,042	0,41	1,37	0,04	0,01	17,59	0,082	8,04
Toit e Steyn [14]	0,040	0,49	1,19	0,026	0,02	18,27	0,088	8,65
Li et al. [15]	0,025	0,50	1,48	0,021	-	18,02	-	8,36
Naghizadeh e Mirzadeh [16]	0,040	0,48	1,65	-	-	17,50	0,073	9,33

Tabela 2– Composição química do aço inox AISI 430 (em % de massa dos elementos).

Fonte	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Ensaio	0,05	0,37	0,42	0,003	0,015	16,10	0,078	0,170
Iquilio et al. [17]	0,042	0,24	0,52	0,009	0,005	16,81	-	0,095
Khorrami et al. [4]	0,046	0,60	0,58	0,022	-	17,13	0,019	0,130
Carneiro et al. [18]	0,029	0,40	0,44	0,036	0,002	15,54	0,006	0,18

A composição química encontrada para o aço inox AISI 304 (tabela 1) possui proporções dos elementos químicos próximas às encontradas por [14], [15] e [16], com variações na faixa de 5 a, no máximo, 10%, permitindo-se concluir que as amostras ensaiadas atendem às especificações nacionais e internacionais para classificação desse aço. Essa mesma faixa de variação dos resultados

da composição química acontece com as amostras ensaiadas de AISI 430, cujos resultados obtidos se assemelham aos estudos de [4], [17] e [18], conforme demonstrado na tabela 2.

3.2. Curva de engenharia

Os dados de força instantânea aplicada axialmente (F) e da variação do comprimento da amostra (Δl) foram convertidos em tensão convencional (σ) e deformação relativa (ϵ) através das equações 1 e 2, respectivamente, levando-se em consideração um comprimento inicial (l_0) de 200 mm e uma área inicial (A_0) de 20 mm². As curvas de engenharia obtidas através do ensaio de tração para cada direção de laminação (0°, 45° e 90°) encontram-se nas figuras 6 e 7.

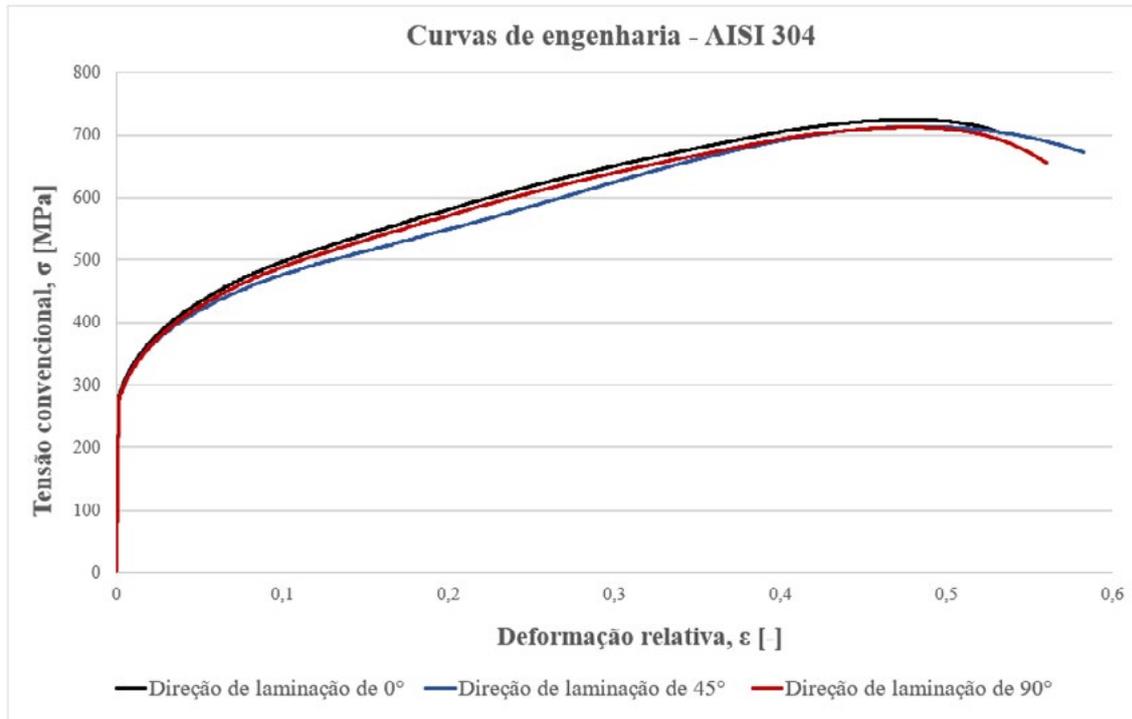


Figura 6 – Curvas de engenharia do aço inoxidável AISI 304 para cada direção de laminação.

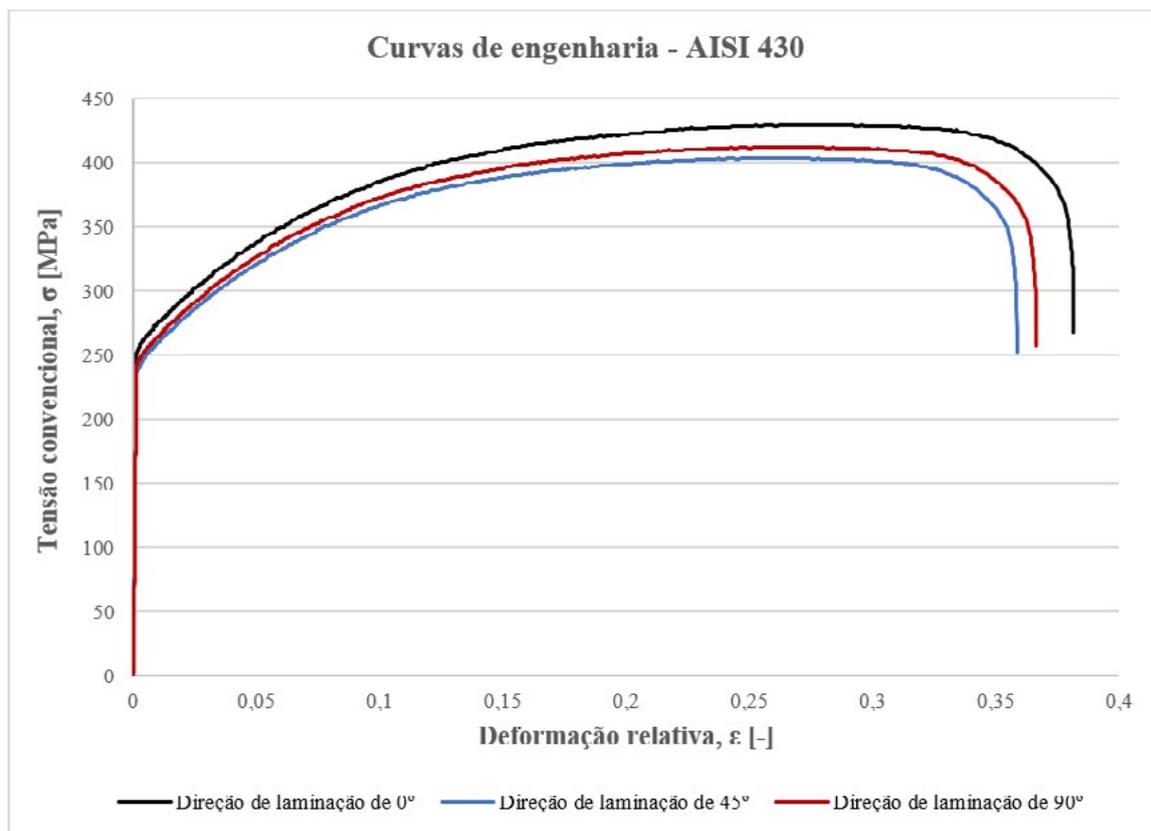


Figura 7 – Curvas de engenharia do aço inoxidável AISI 430 para cada direção de laminação.

Nas tabelas 3 e 4, encontram-se as informações sobre as principais propriedades mecânicas do material, coletadas a partir das curvas de engenharia: limite de escoamento (R_e), limite de resistência (R_m), alongamento total (δ) e módulo de elasticidade (E). Conforme prevê a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013, o valor do limite de escoamento foi encontrado através de uma reta que foi traçada paralelamente à zona elástica, deslocada à direita em 0,002 da deformação relativa. O ponto em que essa reta paralela cruzou a curva de engenharia foi definido como o limite de escoamento. Ademais, constam os valores dessas propriedades mecânicas encontrados na literatura nacional e internacional.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 304.

Fonte	Propriedades mecânicas	Módulo de elasticidade, E	Limite de escoamento, R_e	Limite de resistência, R_m	Alongamento total, δ
Curva de engenharia	Direção 0°	200 GPa	307,21 MPa	724,78 MPa	53,29 %
	Direção 45°	200 GPa	303,14 MPa	713,74 MPa	58,24 %
	Direção 90°	200 GPa	300 MPa	712,66 MPa	56,02 %
Amree e Chaijit [19]	Direção 0°	200 GPa	289,29 MPa	630,51 MPa	53,20 %
	Direção 45°	200 GPa	280,02 MPa	599,13 MPa	55,5 %
	Direção 90°	200 GPa	283,49 MPa	606,52 MPa	56,9 %
Toit e Steyn [14]	Direção 0°	200 GPa	293 MPa	709 MPa	54 %
	Direção 45°	200 GPa	275 MPa	640 MPa	57 %
	Direção 90°	200 GPa	292 MPa	660 MPa	58 %
Othmen et al. [20]	Direção 0°	200 GPa	278 MPa	670 MPa	62 %
	Direção 45°	200 GPa	270 MPa	632 MPa	56 %
	Direção 90°	200 GPa	280 MPa	647 MPa	52 %

Tabela 4 – Propriedades mecânicas do aço inoxidável AISI 430.

Fonte	Propriedades mecânicas	Módulo de elasticidade, E	Limite de escoamento, R_e	Limite de resistência, R_m	Alongamento total, δ
Curva de engenharia	Direção 0°	200 GPa	253,7 MPa	429,6 MPa	38,13 %
	Direção 45°	200 GPa	239,5 MPa	403,8 MPa	35,85 %
	Direção 90°	200 GPa	244,6 MPa	412,4 MPa	36,61 %
Iquilio et al. [17]	Direção 0°	200 GPa	271 MPa	373 MPa	29,1 %
	Direção 45°	200 GPa	291 MPa	393 MPa	28,0 %
	Direção 90°	200 GPa	284 MPa	389 MPa	27,6 %
Prommajune Chaijit [21]	Direção 0°	200 GPa	307,1 MPa	486,8 MPa	32,5 %
	Direção 45°	200 GPa	316,6 MPa	488,0 MPa	30,3 %
	Direção 90°	200 GPa	315,1 MPa	489,8 MPa	31,6 %
Ferrarini [22]	-	200 GPa	250 MPa	450 MPa	22 %

Nota-se que, quando comparado aos resultados dos ensaios de tração das pesquisas de [14], [19] e [20], os valores encontrados experimentalmente do limite de escoamento (R_e), do limite de resistência (R_m) e do alongamento total (δ) para o aço inox AISI 304 ficaram muito próximos, inclusive para as três direções de laminação avaliadas (0°, 45° e 90°), conforme tabela 3. De forma geral, os valores encontrados experimentalmente para essas propriedades foram superiores em, no máximo, 10% em relação aos valores fornecidos pela literatura internacional, indicando que as amostras ensaiadas apresentam propriedades mecânicas muito próximas às amostras de aço inox AISI 304 comercializadas internacionalmente. Ainda, é possível concluir que esse aço inox apresenta uma boa capacidade de se deformar plasticamente, aliado ao aumento expressivo da sua resistência mecânica quando conformado a frio (encruamento).

Segundo consta da tabela 4, os resultados experimentais do limite de escoamento (R_e), do limite de resistência (R_m) e do alongamento total (δ) para o aço inox AISI 430 foram inferiores, na faixa de 10 a 15%, dos resultados fornecidos pelas referências internacionais [17] e [21], considerando as três direções de laminação avaliadas (0°, 45° e 90°), à exceção do trabalho de [22] que não avaliou a influência das três direções de laminação nas propriedades mecânicas. Essa discrepância entre os

valores encontrados experimentalmente e os valores da literatura é, possivelmente, justificada pela condução dos ensaios experimentais de tração deste trabalho com uma velocidade inferior em relação aos autores que usaram na faixa de 10 mm/min, o que justifica o aumento significativo da resistência mecânica em detrimento da ductilidade (mensurada através do alongamento total). No entanto, a faixa de valores encontrados para as propriedades mecânicas avaliadas permite constatar que as amostras ensaiadas atendem às especificações nacionais e internacionais do aço inox AISI 430, o que também é corroborado pelos resultados da composição química.

3.3. Curva de escoamento

As curvas de escoamento dos materiais foram determinadas selecionando-se, apenas, a região de deformação plástica uniforme da curva de engenharia, a qual parte do limite de escoamento e vai até o limite de resistência do material (figura 3). Os valores de tensão convencional e de deformação relativa foram transformados em termos de tensão verdadeira ou de escoamento (σ_f) e de deformação verdadeira (ϕ), através das equações 4 e 6, respectivamente. As figuras 8 e 9 demonstram as curvas de escoamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430 para cada direção de laminação (0° , 45° e 90°).

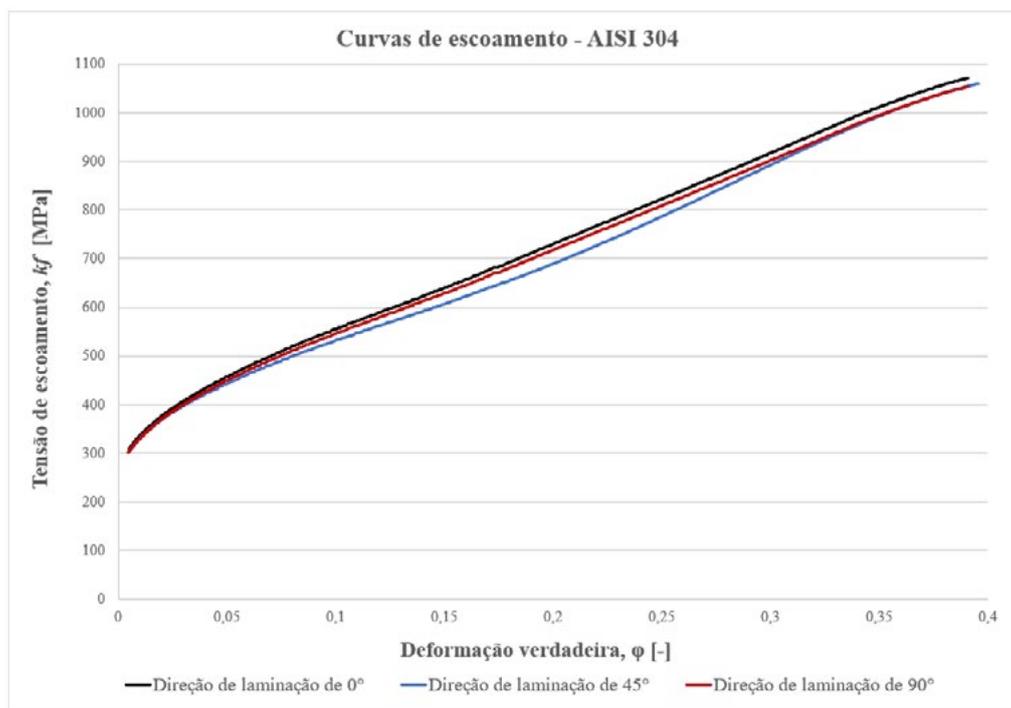


Figura 8 – Curvas de escoamento do aço inoxidável AISI 304 para cada direção de laminação.

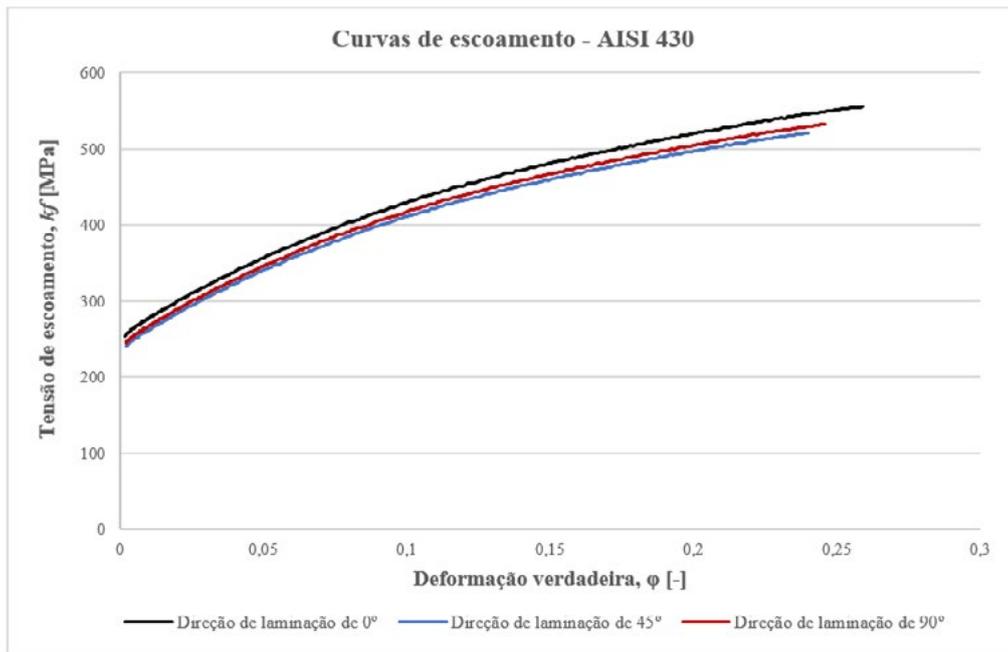


Figura 9 – Curvas de escoamento do aço inoxidável AISI 430 para cada direção de laminação.

Para descrever as curvas de escoamento dos materiais, foi utilizada a equação de Ludwik-Hollomon (equação 8), utilizando-se os resultados de tensão de escoamento (k_f) e de deformação verdadeira (φ) do ensaio de tração uniaxial. Com esses resultados e com auxílio do software MS Excel, encontraram-se as linhas de tendência de potência que descrevem analiticamente o comportamento da curva de escoamento para cada direção de laminação. O número base e o expoente dessas equações de potência correspondem à constante C quando $\varphi = 1$ e ao índice de encruamento do material (n), respectivamente.

As equações 22, 23 e 24 descrevem as curvas de escoamento do aço AISI 304 para as direções de laminação de 0°, 45° e 90°, respectivamente.

$$k_f = 1464,1 \cdot \varphi^{0,41} \quad (22)$$

$$k_f = 1382,2 \cdot \varphi^{0,39} \quad (23)$$

$$k_f = 1449,7 \cdot \varphi^{0,41} \quad (24)$$

As equações 25, 26 e 27 descrevem as curvas de escoamento do aço AISI 430 para as direções de laminação de 0°, 45° e 90°, respectivamente.

$$k_f = 697,5 \cdot \varphi^{0,2} \quad (25)$$

$$k_f = 663,9 \cdot \varphi^{0,2} \quad (26)$$

$$k_f = 675,1 \cdot \varphi^{0,2} \quad (27)$$

Para fins de comparação, encontraram-se as equações das curvas de escoamento para cada direção de laminação do material por meio do Critério de Schaeffer e Rocha [10], bem como pelos dados do Limite de Resistência (R_m) e da sua respectiva deformação relativa (ε), obtidos através da curva de engenharia. A tensão e a deformação verdadeiras são calculadas através das equações 4 e 6, respectivamente. Inserindo os valores já conhecidos do índice de encruamento (n), da tensão (k_f) e da deformação na região da força máxima (φ) na equação de Ludwik-Hollomon, torna-se possível encontrar o valor da constante C .

As equações 28, 29 e 30 descrevem as curvas de escoamento do aço AISI 304, obtidas através do Critério de Schaeffer e Rocha [10], para as direções de laminação de 0°, 45° e 90°, respectivamente.

$$k_f = 1548,64 \cdot \varphi^{0,39} \quad (28)$$

$$k_f = 1525,05 \cdot \varphi^{0,39} \quad (29)$$

$$k_f = 1522,76 \cdot \varphi^{0,39} \quad (30)$$

As equações 31, 32 e 33 descrevem as curvas de escoamento do aço AISI 430, obtidas através do Critério de Schaeffer e Rocha [10], para as direções de laminação de 0°, 45° e 90°, respectivamente.

$$kf = 749,3 \cdot \varphi^{0,22} \quad (31)$$

$$kf = 678,1 \cdot \varphi^{0,21} \quad (32)$$

$$kf = 692,5 \cdot \varphi^{0,21} \quad (33)$$

Nas tabelas 5 e 6, concentram-se os valores do índice de encruamento (n) e da constante (C) obtidos através dos ensaios de tração para os aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430, comparados aos valores encontrados na literatura.

Tabela 5 – Índice de encruamento (n) e constante C do aço inox AISI 304.

Fonte	Orientação	Índice de encruamento, n	Constante C
Equação de potência do MS Excel	Direção de laminação 0°	0,41 [-]	1464,1 MPa
	Direção de laminação 45°	0,39 [-]	1382,2 MPa
	Direção de laminação 90°	0,41 [-]	1449,7 MPa
Critério de Schaeffer e Rocha [10]	Direção de laminação 0°	0,39 [-]	1548,64 MPa
	Direção de laminação 45°	0,39 [-]	1525,05 MPa
	Direção de laminação 90°	0,39 [-]	1522,76 MPa
Toit e Steyn [14]	Direção de laminação 0°	0,41 [-]	1481 MPa
	Direção de laminação 45°	0,42 [-]	1370 MPa
	Direção de laminação 90°	0,41 [-]	1395 MPa
Sener e Kurtaran [23]	-	0,30 [-]	1528 MPa
Amree e Chaijit [19]	-	0,28 [-]	1229,5 MPa

Tabela 6 – Índice de encruamento (n) e constante C do aço inox AISI 430.

Fonte	Orientação	Índice de encruamento, n	Constante C
Equação de potência do MS Excel	Direção de laminação 0°	0,20 [-]	697,5 MPa
	Direção de laminação 45°	0,20 [-]	663,9 MPa
	Direção de laminação 90°	0,20 [-]	675,1 MPa
Critério de Schaeffer e Rocha [10]	Direção de laminação 0°	0,22 [-]	749,3 MPa
	Direção de laminação 45°	0,22 [-]	678,1 MPa
	Direção de laminação 90°	0,21 [-]	692,5 MPa
Prommajun e Chaijit [21]	Direção de laminação 0°	0,26 [-]	891,17 MPa
	Direção de laminação 45°	0,25 [-]	889,68 MPa
	Direção de laminação 90°	0,25 [-]	894,71 MPa
Iquilio et al. [17]	Direção de laminação 0°	0,19 [-]	621 MPa
	Direção de laminação 45°	0,18 [-]	651 MPa
	Direção de laminação 90°	0,18 [-]	638 MPa
Ferrarini [22]	Direção de laminação 0°	0,16 [-]	738,5 MPa
	Direção de laminação 45°	0,14 [-]	743,3 MPa
	Direção de laminação 90°	0,14 [-]	724,4 MPa

A respeito das equações das curvas de escoamento do AISI 304 (equações 22, 23 e 24) e do AISI 430 (equações 25, 26 e 27) obtidas experimentalmente, é possível observar que os resultados se encontram com uma variação inferior a 10% para o índice de encruamento (n) e para a constante C , quando comparados aos resultados encontrados através do Critério de Schaeffer e Rocha [10]. Não obstante, verificou-se que, no trabalho de [24], a equação não conseguiu descrever, com esse grau de precisão, a curva de escoamento a frio do aço avançado de ultra alta resistência 22MnB5,

possivelmente em razão do comportamento atípico dessa classe de materiais quando deformada plasticamente em temperatura ambiente.

Na tabela 5 (aço AISI 304), percebe-se que, à exceção de [19], os valores da constante C estão muito próximos da literatura, com uma variação inferior a 10%. Enquanto que, para o índice de encruamento (n) desse aço, apenas os resultados de [14] são próximos, dado que as demais referências apresentam uma variação superior a 20%. Em relação ao aço inox AISI 430 (tabela 6), percebe-se que os valores do índice de encruamento (n) e da constante C estão muito próximos da literatura [17] e [22], com uma variação inferior a 10%, enquanto os resultados de [21] encontram-se superiores acima de 20% em relação aos resultados experimentais.

3.4. Índice de anisotropia

Os valores dos coeficientes de anisotropia médio (r_m) e planar (Δ_r) constam das tabelas 7 e 8, calculados através das equações 20 e 21, respectivamente. Para tanto, também foram calculados os coeficientes de anisotropia de cada direção de laminação (r_{0° , r_{45° e r_{90°), por meio da equação 19.

Tabela 7- Coeficientes de anisotropia médio (r_m) e anisotropia planar (Δ_r) do aço inox AISI 304.

Fonte	r_{0°	r_{45°	r_{90°	r_m	Δ_r
Ensaios	0,95	1,02	0,85	0,96	-0,12
Othmen et al. [20]	0,87	1,16	0,82	0,99	0,28
Sener, Esener e Firat [25]	0,83	1,22	0,95	0,93	0,22
Amree e Chaijit [19]	0,97	1,09	0,84	0,90	-0,10

Tabela 8- Coeficientes de anisotropia médio (r_m) e anisotropia planar (Δ_r) do aço inox AISI 430.

Fonte	r_{0°	r_{45°	r_{90°	r_m	Δ_r
Ensaios	1,37	1,10	1,31	1,22	0,29
Iquilio et al. [17]	0,91	0,58	1,48	0,89	0,61
Prommajun e Chaijit [21]	0,98	1,02	1,10	1,05	0,37
Ferrarini [22]	0,96	0,79	1,30	0,94	0,58

Os resultados dos coeficientes de anisotropia médio (r_m) e planar (Δ_r) contidos nas tabelas 7 e 8 indicam que os aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430 se encontram em condições próximas da isotropia (r_m próximo de 1 e Δ_r próximo de 0) e que, portanto, não possuem limitações quanto à sua empregabilidade em processos de estampagem profunda, em razão da baixa propensão à defeitos como “orelhas”.

Os valores encontrados experimentalmente para os coeficientes de anisotropia do aço inox AISI 304 se aproximam, em parte, dos resultados contidos nos trabalhos de [19], [20] e [25]. Os valores dos coeficientes de anisotropia para cada direção de laminação (0° , 45° e 90°) e do coeficiente de anisotropia médio (r_m) encontram-se próximos da literatura, estando numa faixa de 5 a, no máximo, 12% de variação, conforme demonstrado na tabela 7. Porém, à exceção de [19], o coeficiente de anisotropia planar (Δ_r) encontrado experimentalmente encontra-se muito aquém aos resultados de [20] e [25], evidenciando-se, assim, eventuais erros de cálculo por esses autores, dado que os valores dos coeficientes de anisotropia para cada direção de laminação estão próximos e que, por conseguinte, o resultado de Δ_r também deveria estar, levando-se em consideração a adoção da equação 21.

Em relação aos resultados do aço inox AISI 430 (tabela 8), vislumbra-se que os resultados encontrados experimentalmente para os coeficientes de anisotropia para cada direção de laminação, bem como os coeficientes de anisotropia médio e planar, encontram-se expressivamente fora de uma faixa aceitável de variabilidade, muito embora a técnica empregada para avaliação do grau de anisotropia seja a mesma utilizada neste artigo. Em suma, nota-se que os resultados de Δ_r para [17], [21] e [22] sugerem alta propensão ao “orelhamento” das amostras quando submetidas aos ensaios de embutimento.

4. CONCLUSÃO

A composição química encontrada para os aços inox AISI 304 e AISI 430 (tabelas 1 e 2) possui proporções dos elementos químicos próximas às fornecidas pelas literaturas, com oscilações dos resultados que variam de 5 a, no máximo, 10%, permitindo-se concluir que as amostras ensaiadas atendem às especificações nacionais e internacionais para classificação desse aço, o que também é corroborado através da plotagem das curvas de engenharia (figuras 6 e 7). Com as curvas de engenharia, foi possível obter informações importantes sobre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430. Assim como defendido por [3] e [4], o aço inoxidável austenítico AISI 304 apresenta um grau de estampabilidade superior ao aço inox ferrítico AISI 430, em razão das suas elevadas resistência mecânica e ductilidade, sendo, portanto, mais indicado para operações de embutimento profundo. Constatou-se também que as amostras ensaiadas atendem às especificações nacionais e internacionais para classificação desses aços inoxidáveis.

A respeito das curvas de escoamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430, é possível observar que os dados de σ_y e σ_u obtidos nos ensaios de tração encontram-se dentro do intervalo plausível, quando comparados a algumas referências internacionais. No entanto, os resultados experimentais se encontram com uma variação inferior a 10% para o índice de encruamento (n) e para a constante C , quando comparados aos resultados encontrados através do Critério de Schaeffer e Rocha [10]. Desse modo, evidencia-se que esse Critério apresenta um grau de assertividade inestimável para obtenção das curvas de escoamento desses aços inoxidáveis, sem que fosse necessário plotar a curva de escoamento e, posteriormente, extrair a equação de potência que a descreve, economizando tempo de projetistas da área de conformação mecânica no tratamento de dados para posterior emprego em softwares de simulação numérica, com o objetivo de fabricação de ferramentas ou, até mesmo, de implementação de melhorias ao processo.

Constatou-se que, por meio das tabelas 7 e 8, as amostras de aço inox AISI 304 e AISI 430 se encontram em condições relativamente próximas da isotropia (r_m próximo de 1 e Δ_r próximo de 0), sugerindo que, quando submetidas a processos de embutimento, é baixa a probabilidade de surgirem de defeitos do tipo “orelhas” e, conseqüentemente, menores os custos com desperdício de matéria-prima. Considerando que se espera de um aço de boa trabalhabilidade um r_m próximo de 1 e um Δ_r próximo de zero de acordo com [6], [7] e [8], conclui-se que esses materiais são indicados para operações de embutimento profundo, o que também é corroborado pelos resultados da curva de engenharia (figuras 6 e 7) que demonstram uma alta ductilidade atrelada à alta resistência mecânica.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela infraestrutura para realização dos ensaios experimentais, 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] OIKAWA, P. M. V.: **Estudo do desempenho de aços inoxidáveis modificados para aplicação em meios corrosivos do processamento primário do petróleo**. 97 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais- PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [2] FERREIRA, R. C.: **Estudo da formação da fase sigma em aços inoxidáveis austeníticos – Foco nas ligas 317, 317L e 317LN**. 72 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais- PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [3] ISHIDA, M. A.: **Avaliação comparativa de barras laminadas do aço AISI 316L com e sem tratamento térmico de solubilização**. 78 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais- PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

- [4] KHORRAMI, M. S. *et al.* Study on microstructure and mechanical characteristics of low-carbon steel and ferritic stainless steel. **Materials Science And Engineering A**, Tehran, Iran, v. 608, p. 35-45, jul. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.065>.
- [5] HÄRTER, I. I.: **Simulação numérica do processo de estampagem considerando diferentes modelos tribológicos**. 98 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PROMEC, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019.
- [6] GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. dos **“Ensaios dos Materiais”**, Ed. LTC. Rio de Janeiro, 2012.
- [7] SCHAEFFER, L., **“Manufatura por Conformação Mecânica”**, Ed. Imprensa Livre. Porto Alegre - RS, 2016.
- [8] DIETER, G. E., **“Metalurgia Mecânica”**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.
- [9] CHOUNG, J. M.; CHO, S. R.. Study on true stress correction from tensile tests. **Journal Of Mechanical Science And Technology**, Ulsan, Korea, v. 22, n. 6, p. 1039-1051, jun. 2008. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12206-008-0302-3>.
- [10] SCHAEFFER, L.; ROCHA, A. da S., **“Conformação Mecânica: cálculos aplicados em processos de fabricação”**. Ed. Imprensa Livre. Porto Alegre – RS, 2007.
- [11] HU, S. J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L., **“Mechanics of Sheet Metal Forming”**. Ed. Butterworth-Heinemann, Great Britain, 2002.
- [12] YASNIKOV, I.S.; VINOGRADOV, A.; ESTRIN, Y.. **Revisiting the Considère criterion from the viewpoint of dislocation theory fundamentals**. **Scripta Materialia**, [S.L.], v. 76, p. 37-40, abr. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.12.009>.
- [13] KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 4: forming**. Ed. Springer Science & Business Media, 2014.
- [14] TOIT, M.; STEYN, H. G.. Comparing the Formability of AISI 304 and AISI 202 Stainless Steels. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, Pretoria, South Africa, v. 21, n. 7, p. 1491-1495, set. 2011. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-011-0044-8>.
- [15] LI, L. *et al.* Quantitative analysis of strength and plasticity of a 304 stainless steel based on the stress-strain curve. **Metals And Materials International**, Wuhan, China, v. 22, n. 3, p. 391-396, abr. 2016. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-016-5466-2>.
- [16] NAGHIZADEH, M.; MIRZADEH, H.. Effects of Grain Size on Mechanical Properties and Work-Hardening Behavior of AISI 304 Austenitic Stainless Steel. **Steel Research International**, Tehran, Iran, v. 90, n. 10, p. 1-9, jul. 2019. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.201900153>.
- [17] IQUILIO, R.A. *et al.* Novel experimental method to determine the limit strain by means of thickness variation. **International Journal Of Mechanical Sciences**, Santiago, Chile, v. 153-154, p. 208-218, abr. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.01.036>.
- [18] CARNEIRO, J. P. S. *et al.* Comparative study of formability and mechanical properties of AISI 316 and AISI 430 stainless steel. **5Th International Conference On Integrity-Reliability-Failure**. Porto, Portugal, p. 213-220. jul. 2016.
- [19] AMREE, C.; CHAJIT, S.. Strain Hardening Analysis of SUS 304 Stainless Steel Cup for Multi Stage Deep Drawing Using Finite Element Simulation Comparison with Experiment Result. **2018 2Nd International Conference On Engineering Innovation (Icei)**, Bangkok, Thailand, p. 35-41, jul. 2018. IEEE. <http://dx.doi.org/10.1109/icei18.2018.8448624>.
- [20] OTHMEN, K. B. *et al.* Ductile fracture of AISI 304L stainless steel sheet in stretching. **International Journal Of Mechanical Sciences**, Sfax, Tunisia, v. 172, p. 105404, abr. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105404>.
- [21] PROMMAJUN, N.; CHAJIT, S. Optimization of drawbead shape design for single step deep drawing of stainless steel rice bowl. **The 6Th TSME International Conference On Mechanical Engineering**. Thailand, p. 1-7. dec. 2015.
- [22] FERRARINI, J. L. **Análise e determinação do coeficiente de atrito no processo de estampagem profunda**. 107 f. Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.
- [23] SENER, B.; KURTARAN, H. Modeling the deep drawing of an AISI 304 stainless-steel rectangular cup using the finite-element method and an experimental validation. **Materials And Technology**, Istanbul, Turkey, v. 50, n. 6, p. 961-965, dez. 2016. Institute of Metals and Technology. <http://dx.doi.org/10.17222/mit.2015.278>.

[24] BUENO, T. G. M.: **Análise e Comparação dos Processos de Estampagem a Quente e Estampagem a Frio de um Aço Avançado de Alta Resistência 22MnB5**. 95 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais- PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.

[25] SENER, B.; ESENER, E.; FIRAT, M. Modeling plastic anisotropy evolution of AISI 304 steel sheets by a polynomial yield function. **SN Applied Sciences**, Istanbul, Turkey, v. 3, n. 2, jan. 2021. Springer Science and Business Media LLC. <http://dx.doi.org/10.1007/s42452-021-04206-2>.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

IMPROVEMENT OF THE QUALITY OF FLAT STRUCTURAL STEEL PRODUCTS THROUGH PARTIAL REPLACEMENT OF MANGANESE BY NIOBIUM

Antonio Augusto Gorni⁽¹⁾
Marcelo Arantes Rebellato⁽²⁾

ABSTRACT

The use of manganese in structural steels has become established over time due to the numerous benefits it provides at low cost, such as the elimination of hot brittleness caused by sulfur and increased mechanical strength. On the other hand, higher levels of this element affect weldability and give rise to intensified central segregation in the core of the plates, which affects their ductility and toughness, as well hydrogen cracking. In addition, one of its main advantages, the low cost, is starting to disappear. More recently, the carbon footprint associated with manganese-based alloy designs has also become a factor of concern. A solution to this situation, from the point of view of quality, environmental impact and cost of steels, is the partial replacement of manganese by niobium, which will be detailed in this work.

Key words — HSLA Structural Steel; Niobium; Manganese; Alloy Design.

RESUMO

O uso de manganês em aços estruturais consagrou-se ao longo do tempo em função dos vários benefícios que ele proporciona a baixo custo, como a eliminação da fragilidade a quente causada pelo enxofre e aumento de resistência mecânica. Por outro lado, maiores teores desse elemento afetam a soldabilidade e dão origem à segregação central intensificada no núcleo das chapas, a qual afeta sua ductilidade e tenacidade, bem como o trincamento induzido por hidrogênio. Além disso, uma de suas principais vantagens, o baixo custo, está começando a desaparecer. Mais recentemente, também a pegada de carbono associada ao projeto de ligas contendo manganês também passou a ser um fator de preocupação. Uma solução para essa situação, do ponto de vista da qualidade, impacto ambiental e custo dos aços, está na substituição parcial do manganês pelo nióbio, a qual será detalhada neste trabalho.

Key words — Aço ARBL Estrutural, Nióbio, Manganês, Projeto de Liga.

⁽¹⁾ Materials Engineer, M.Sc., Ph.D., Consultant, Brazil, antonio.gorni@gmail.com

⁽²⁾ Metallurgical Engineer, Consultant, RMS – Rolling Mill Solutions, Brazil

1. INTRODUCTION

The structural steels market is increasingly demanding higher strength steels, with yield strength increasing from 235 to 355 MPa, to reduce the weight of structures and, in this way, reducing its footprint and erection costs. The more intuitive and cheap way to achieve such increase in mechanical strength is to use a higher content of carbon. However, its content is restricted to a maximum of 0.20% in many specifications, as carbon is deleterious to ductility, toughness and weldability [1]. So, the next element of choice is manganese, as it provides an economical increase in mechanical strength due to the various hardening mechanisms it promotes, as solid solution, increase in the fraction of pearlite in the microstructure and a discrete grain size refinement, since it reduces the temperature of the transformation of austenite into ferrite (Ar_3).

On the other hand, the use of manganese brings some problems, as it tends to intensely segregate in the core of the slabs during its continuous casting, which can affect the performance of the finished product due to the massive formation of MnS inclusions in this location [2]. Other inconveniences are the increase in the degree of banding of the microstructure and reduction in weldability due to the higher value of carbon equivalent [2]. The literature reports successful experiences involving the reduction of manganese content in structural steels with the objective of minimizing costs and avoiding the mentioned problems [3,4]. More recently, even the advantage of low cost of manganese is disappearing due to an increase of its use, as the forementioned increase of Mn contents in structural steels, as shown in figure 1, plus the advent of AHSS steels with very high content of this alloy element and its use in batteries for electric cars [5]. And, last but not the least, carbon footprint must now be considered during the development of alloy designs, which eventually can be an additional disadvantage for the use of manganese [1].

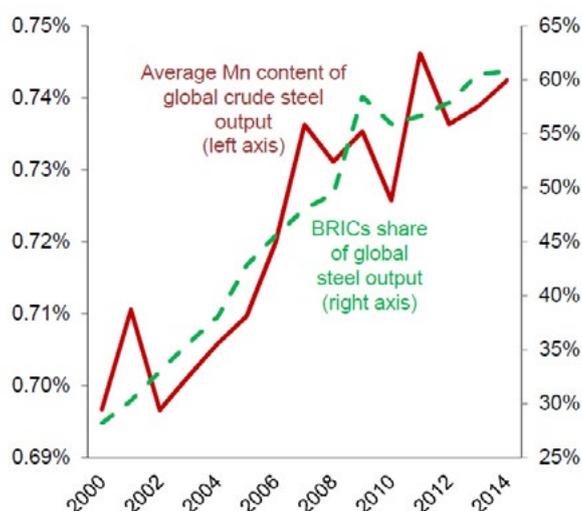


Figure 1: Evolution over time of the average Mn content and the participation of countries in the BRIC group in crude steel production [5].

This situation encouraged the development of new structural steels where manganese is partially replaced by other alloy elements, which have lower and more stable prices over time, such as niobium, which, moreover, can be used at contents one hundred times lower than manganese. Niobium, traditionally used in special applications and sophisticated steels, can also provide cost reduction benefits in commodity steels, without the need to modify the rolling processes or the use of controlled rolling.

2. EQUIVALENCE BETWEEN NIOBIUM AND MANGANESE IN STRUCTURAL STEELS

The proposal for partial replacement of manganese by niobium in structural steels is not exactly new [6]. According to that reference, in terms of the yield strength, a 0.30-0.40% reduction in the manganese content could be compensated by an addition of 0.010% niobium. In turn, to keep the tensile strength constant, the corresponding reduction in manganese content could be from 0.10 to 0.20%.

More recently this alloy design approach was studied with more detail for several hot rolled structural

products produced in industrial scale [7-9], confirming the early findings described in [6]. This new class of structural steels with lower Mn plus very low Nb contents was appropriately named as *ULNb – Ultra Low Niobium*. Then an abacus was proposed, specifically for structural steels with a yield point lower than 355 MPa, where it is possible to determine the niobium content necessary to compensate for a given reduction in the manganese content, which is shown in Figure 2 [7]. Here the point (1) in the graph indicates the original CMn steel, with 1.50% Mn and without niobium; a reduction in this content to 1.20%, corresponding to the point (2), implies a reduction of 26 MPa in the yield strength, which can be neutralized by an addition of about 0.006% Nb to the steel – point (3).

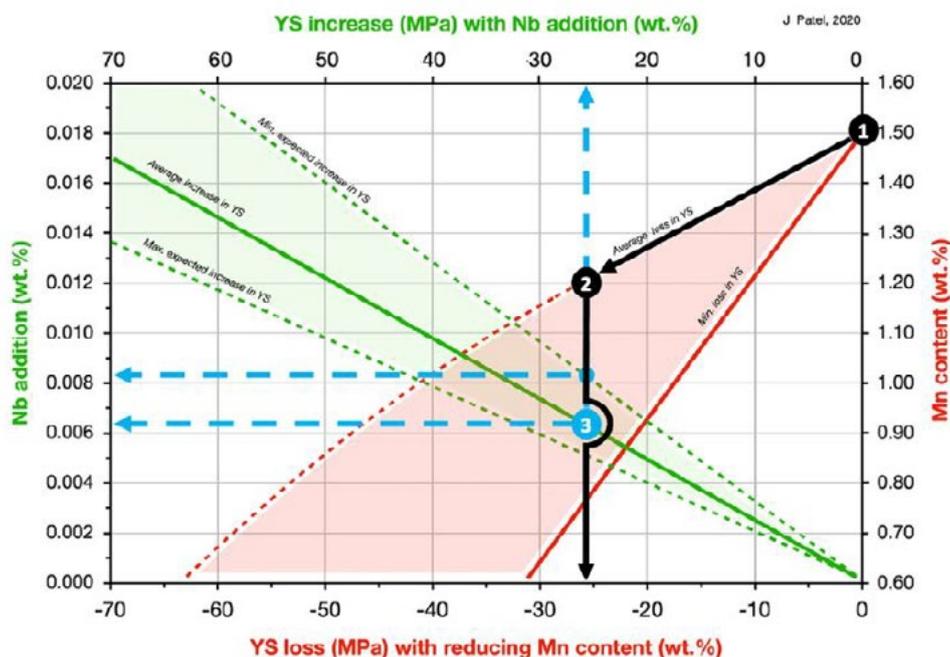


Figure 2: Abacus to determine the addition of niobium that is necessary to compensate for the loss of yield strength resulting from the reduction of the manganese content in structural steels with yield strength less than or equal to 355 MPa [7].

Table 1 shows examples of alloy design developments where manganese was partially replaced by niobium [8]. A36 and S355 steels were processed through hot strip rolling, while Q345 was used for heavy plate rolling. As can be seen, the mechanical properties between the two alloy designs for each standard were always remarkably similar. The addition of 0.010% Nb allowed to reduce the manganese content between 0.25% and 0.50%; this decrease was proportional to the original content of this last element. Besides that, the carbon equivalent of the new steels was reduced between 20 and 25% comparing with the conventional alloy design, which represents a potential improvement in weldability. And, in the specific case of steel for the Q345 standard, the reduction in the Mn content was effectively beneficial in terms of reducing the central segregation and banding in the plate, as well as greater uniformity of the microstructure of the final product, as shown in Figure 3, potentially improving its toughness and ductility performance. It must be also considered the potential reduction in the amount of residual elements and non-metallic inclusions due to the decrease of FeMn addition to the liquid steel.

Table 1: Comparison between industrially rolled flat products with conventional alloy design or with Mn partially replaced by Nb [8].

Standard	Thickness [mm]	Alloy Design	C [%]	Mn [%]	Nb [%]	CEq	LE [MPa]	LR [MPa]	A [%]	CVN @0°C [J]
ASTM A36	2,3	CMn	0.07	0.80	-	0.20	301	435	35.4	-
		ULNb	0.07	0.50	0.012	0.15	321	420	34.8	-
EN S355	12,0	CMn	0.15	1.20	-	0.35	356	499	26.0	-
		ULNb	0.15	0.80	0.010	0.28	359	481	27.0	-
Q345	≤ 30	CMn	0.16	1.40	-	0.39	383	525	27	164
		ULNb	0.16	0.90	0.010	0.31	387	514	26	170

Another particularly important feature to be considered when processing ULNb steels is its lower carbon footprint as compared with conventional alloy designs with higher manganese contents [7]. The Global Warming Potential (GWP, for a time horizon of one hundred years) were calculated for conventional and ULNb structural steels. It must be observed that the values obtained depend on a myriad of factors, including the manufacturing route of each plant and its energy sources. A life cycle analysis based on the ISO 10144 technical standard was adopted in that work, using the GaBi 6.0 program and databases such as IDEMAT and Ecoinvent 2.2. The ULNb steels allowed an average reduction of 34 kg of CO₂ equivalents per ton of product when compared with the CMn alloy design, a not negligible bonus considering the pressure being put on the steel industry to reduce its carbon footprint [7]. Considering that a typical passenger car emits about 4.6 tons of CO₂ per year (or 12.60 kg per day), the reduction in the CO₂ footprint due to the partial replacement of Mn by Nb compensates 2.7 days of car use for each rolled ton of steel [10].

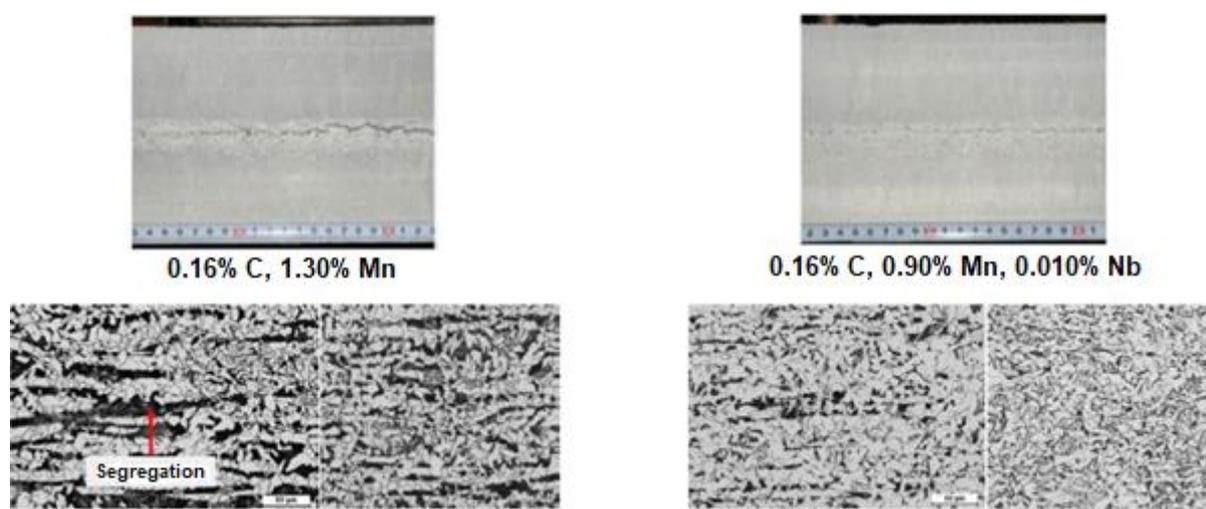


Figure 3: Effect of reducing manganese content in Q345 steel: (a) original Mn content; (b) reduced Mn, showing minimization of central segregation and greater uniformity of the microstructure of the final product [8].

The ULNb concept is already being extensively used in China. It is being processed in 14 rolling mill lines; 997.000 tons of Q345 and Q355 grade plates were processed by the end of 2021, with thickness range between 12 and 60 mm; the average manganese content reduction was about 0.3%.

3.A SYSTEMATIC STUDY ABOUT ULNB STEELS

The former studies about ULNb steel were developed in industrial scale, so it was necessary a more systematic analysis of this alloy design. So, several chemical compositions were cast in laboratory, with 0.18% C, variable Mn amounts (0.40%, 0.80% and 1.20%, approximately) and approximately 0.008% Nb. Two groups of steels were melted, Group A without Nb (CMn steels) and Group B with Nb (ULNb steels) [1].

Figure 4 shows that both yield and tensile strength increases with increasing amount of Mn, addition of Nb and reduction of finish rolling temperature (FRT) from 950 to 900°C [1]. For the CMn steels, the effect of this last parameter was decreased as Mn amount increased, reaching a maximum increase of yield strength of 20 MPa for 0.40% Mn and becoming virtually null for 1.15% Mn. Tensile strength showed similar trend, but the increase due to reduction of FRT was lower at 0.40% Mn. The mean yield strength contribution of Mn was approximately 69 MPa/%Mn, due to ferrite grain refinement and solid solution strength. The addition of Nb promoted a relative yield strength increase of 50 MPa/0.010%Nb. The mean yield strength contribution of Mn in the ULNb steels was about 68 MPa/%Mn, virtually identical to the value observed in the CMn steels. This clearly indicates that the hardening contribution of Nb is independent and overlaps the contribution of Mn. An analysis of the microstructures shown at Figure 5 allows to verify that even the very small addition of Nb was enough to promote some refinement of grain size, which contributes for the higher level of mechanical strength

observed for ULNb steels, except in the case of 1.20% Mn steels, when both group of alloys showed a similar value of grain size. Finally, figure 6 shows that the addition of Nb was always favorable for toughness, except for the case of steels with 1.20% Mn and FRT of 950°C [11]. However, toughness performance was the same for CMn and ULNb steels with 1.20% Mn and FRT of 900°C.

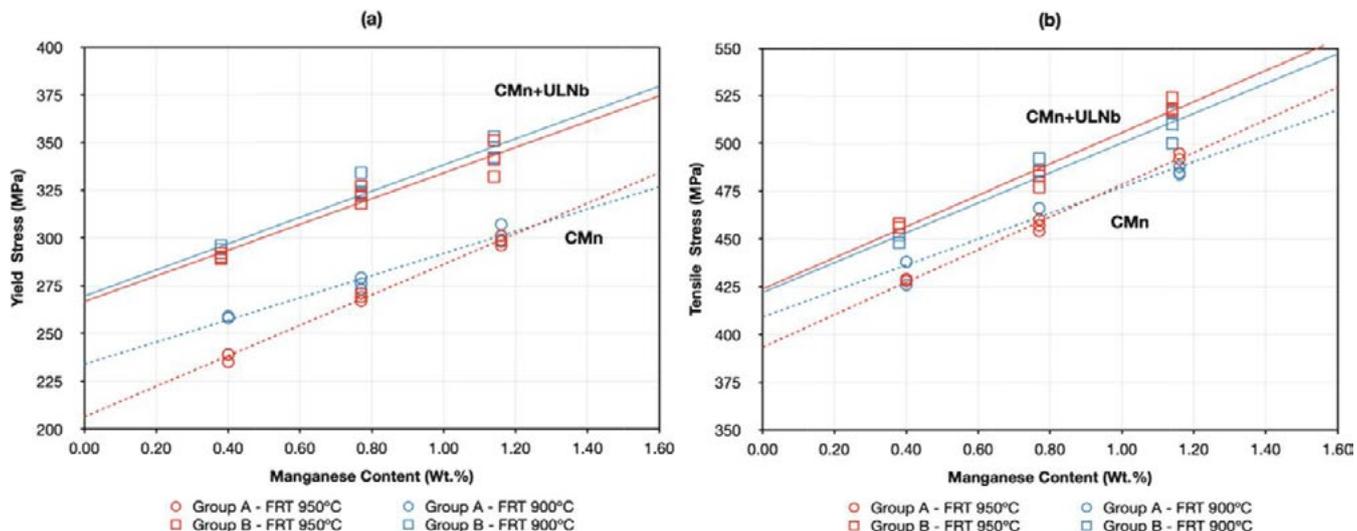


Figure 4: Effect of manganese content on (a) yield stress and (b) tensile stress) for CMn (Group A) and ULNb (Group B) steels, considering finish rolling temperatures of 950°C and 900°C [1].

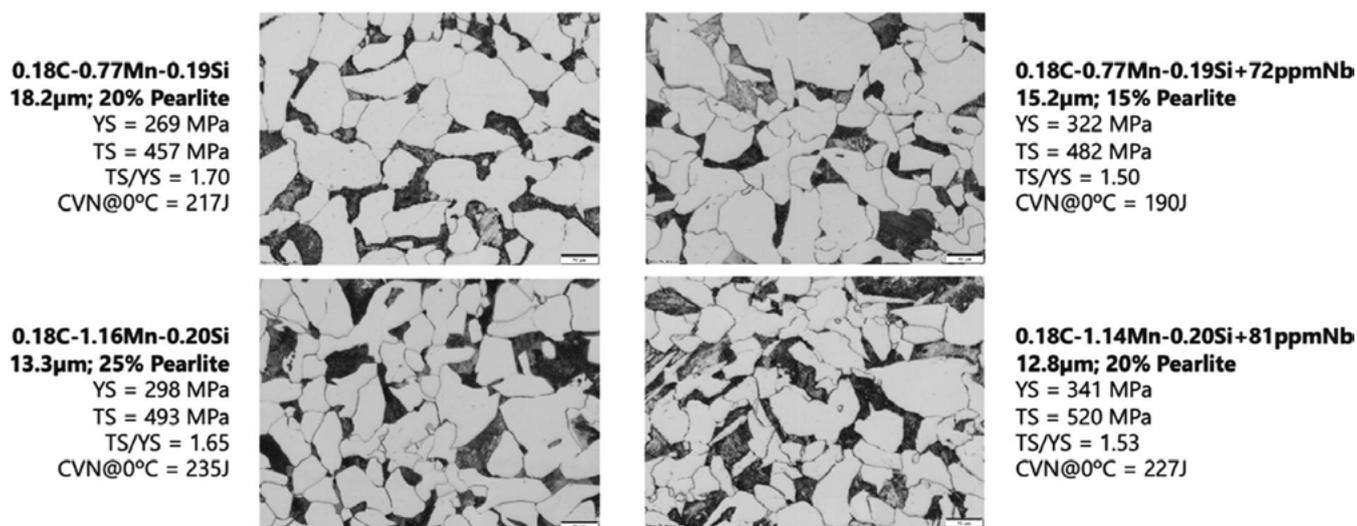


Figure 5: Comparison of the microstructures for the CMn (at left) and ULNb (at right) steels with 0.77 and 1.14% Mn at FRT of 950°C [1].

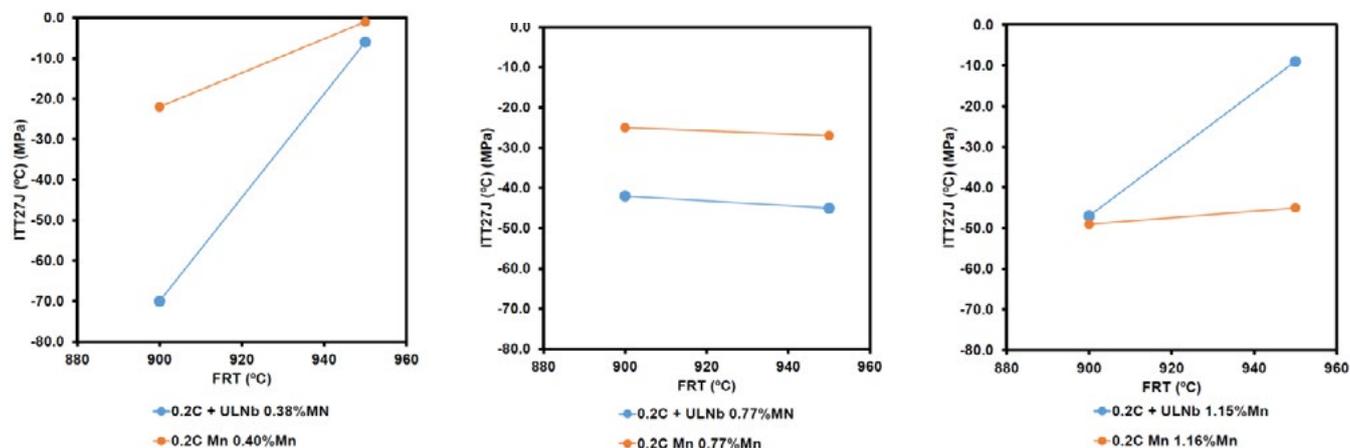


Figure 6: Effect of finish rolling temperature on impact transition temperature at 27 J for CMn (Group A) and ULNb (Group B) steels [11].

Finally, figure 7 shows the breaking down of the strengthening mechanisms for all steels and FRT values [1]. From these graphics, it is possible to verify that the contribution of grain refining was greater for ULNb steels with 0.4 and 0.8% Mn, especially when FRT was equal to 900°C. However, this effect practically disappeared in the 1.2% Mn steel, probably due to the lowering of A_{r3} induced by this element. The contribution of dislocation hardening was equal for both steel groups, A and B, and increased for the lower FRT values.

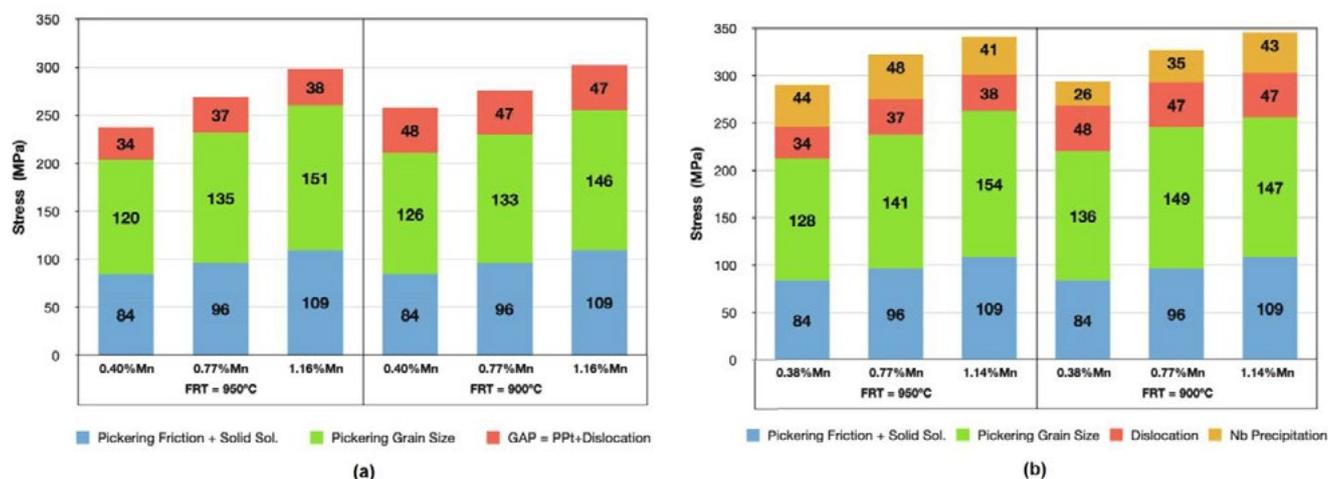


Figure 7: Breakdown of individual strengthening components for (a) Group A and (b) Group B steels [1].

Some extra hardening observed in the ULNb steels was caused by precipitation hardening, which curiously was lower for the 0.4% Mn and 0.8% Mn steels and FRT of 900°C, probably due to a lower amount of soluble niobium available at this condition.

4. LOW MANGANESE STEEL PLATES FOR PIPES USED IN SOUR SERVICE

The reduction of manganese content in steels for sour service pipes, compensated by an increase of niobium and other alloy elements, promotes even greater benefits for the quality of the product. Steels for pipes intended for use in sour service are generally microalloyed with niobium, titanium and/or vanadium. The manganese contents used in this application typically range from 0.90 to 1.20%. These values are relatively high in relation to the extremely low levels of sulfur that are required for this application, which are less than 0.001%. This leads to the formation of elongated MnS inclusions, which increase the susceptibility to hydrogen cracking of steel. The classic solution to this problem is the treatment of liquid steel with calcium, which leads to the formation of globular inclusions of calcium oxysulfide. However, this treatment is expensive and can give rise to operational problems, such as steel projections, excessive smoke generation, reoxidation and intensified presence of inclusions [12].

On the other hand, the reduction of the manganese content in the steel leads to an increase in the solubility of sulfur in the austenite, preventing its precipitation in the form of inclusions, as shown in Figure 8 [12]. Another beneficial aspect of reduced Mn contents in steel is the decrease of the intensity of its segregation in the center of the slab thickness produced by continuous casting, as shown in figure 9 [12]. All this ends up causing the steel's susceptibility to hydrogen cracking to decrease as its manganese content is reduced, as shown in figure 10 [12].

Based on these findings, a new concept of alloy design for steel was proposed for the manufacture of thick plates for sour service according to the guidelines below [12]:

- Minimization of central segregation through:
 - . Reduction of manganese content;
 - . Adoption of carbon contents below 0.06% and addition of chromium to promote solidification in the delta ferrite region, where there is greater homogenization of the segregation of alloying elements due to their higher diffusion rate;
 - . Low casting speeds;

- . Use of soft reduction during continuous casting of the slabs.
- Increase in MnS solubility due to the reduction of manganese and sulfur contents;
- Reduction of MnS plasticity by reducing the value of the Mn:S ratio;
- Compensation of the reduction in the manganese content by the supplementary addition of niobium and chromium to maintain the levels of mechanical strength.

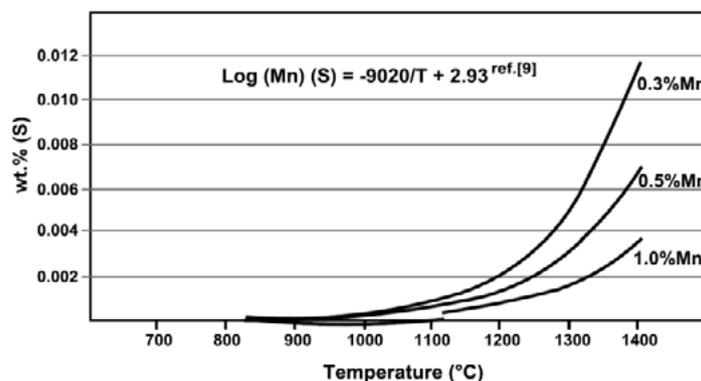


Figure 8: Sulphur solubility curves in austenite as a function of temperature and Mn content [12].

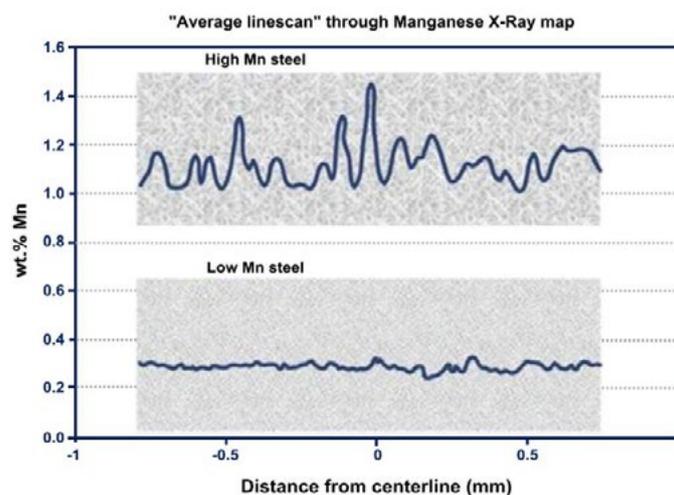


Figure 9: Segregation intensities for steels with high (top chart) and low (bottom chart) manganese contents [12].

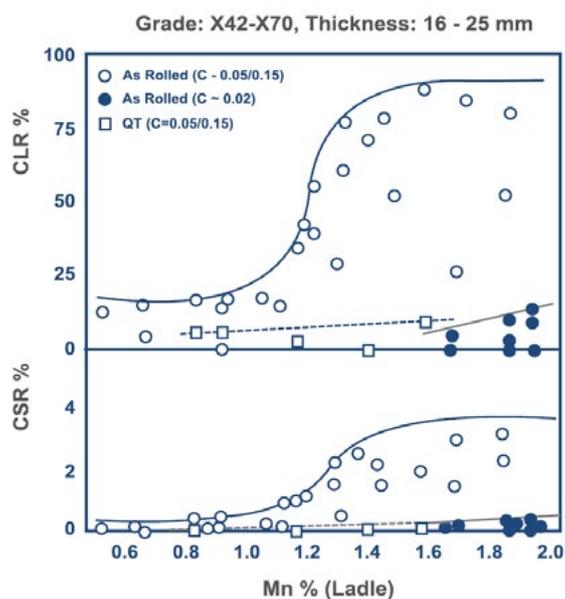


Figure 10: Effect of manganese content in steel on its susceptibility to hydrogen cracking, expressed in terms of crack length ratio (top graph) and crack sensitivity ratio (bottom graph) [12].

This new steel concept has a relatively high niobium content, around 0.10%, which fits it into the so-called HTP class (High Temperature Processing, that is, for processing at high temperature). It has been tested by several plants around the world.

5. CONCLUSIONS

In recent decades, the robust growth of world steel production has led to the continuous search for profitability and even for the survival of companies involved in the steel segment. The impressive expansion of the Chinese steel industry only added more volatility to this scenario. This situation is changing the price relationships between ferroalloy prices and several cost reduction initiatives are being developed, as exemplified in this work for the case of partial replacement of manganese through small additions of niobium. More than ever, it is necessary to “think outside the box” and seek competitiveness in creative solutions, which are not always evident at a first glance. It is about decreasing contents in the order of 0.30 to 0.50% of manganese, an alloying element traditionally used in structural steel alloy designs, by adding 0.010% of niobium, an element used until then in the case of steels of high performance. In addition, new projects for structural steels with lower manganese content and the addition of niobium have lower Global Warming Potential, a not negligible bonus when the watchword in the steel industry is to minimize the emission of gases that promote the so-called greenhouse effect. New metallurgical tools, such as the MicroSim®, are allowing the optimization of thermomechanical treatments and, in this way, extract the maximum effect from niobium and other alloying elements from steels. The optimization of alloy steel designs will progressively require deeper knowledge in metallurgy and the boldness to experiment innovative approaches.

6. ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank CBMM for their kind support during the preparation of this work.

7. REFERENCES

- [1] PATEL, J. Ultra-Low Niobium (ULNb) Alloying Design Solution for Commodity Grade Structural Steels. *Materials Today: Proceedings*, 2022, 8 p. (Article in Press, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.06.475>).
- [2] JANSTO, SG. MicroNiobium-Low Manganese Steelmaking Approach, Methodology and Process Metallurgy. 49° Seminário de Aciaria. São Paulo, 2018.
- [3] GORNI, A.A. et al. Otimização da Composição Química e do Processo de Laminação Controlada de Chapas Grossas Navais. 32° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Curitiba, 1995.
- [4] CARVALHO, L.P. et al. Redução do Custo de Produção de Laminados a Quente na Especificação LNE 38 ou LNE 380 Através da Alteração de Rota de Produção de Refino na Aciaria. 51° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Foz do Iguaçu, 2014.
- [5] FOWKES, K. What is Manganese? London: Alloy Consult; 2015.
- [6] MOROZOV, Yu.D.; Stepashin A.M.; Aleksandrov, S.V. Effect of Manganese and Niobium and Rolling Conditions on the Properties of Low-Alloy Steel. *Metallurgist*, 152-156 (2002) 46(5-6).
- [7] PATEL, J. et al.. Structural Steel Products Manufacturing Strategy for ASEAN Steel Industry Post COVID-19. SEASI 50th Anniversary e-Conference & Exhibition. 2021.
- [8] STALHEIM, D.G. et al. A New Cost Effective Metallurgical Design Strategy to Develop Optimized Strength and Ductility Properties in Structural Steels. 2018 SEASI Conference & Exhibition. Singapore, 2018.
- [9] GORNI, A.A.; REBELLATO, M.A.; SILVESTRE, L.M. Partial Replacement of Manganese by Niobium in Low Carbon Structural Steels. 57° Seminário de Laminação e Conformação de Metais, São Paulo, 2022.
- [10] EPA. Greenhouse Gas Emissions from a Typical Passenger Vehicle (<https://www.epa.gov/greenvehicles/greenhouse-gas-emissions-typical-passenger-vehicle>), accessed in August 16, 2022.
- [11] PEREDA, B. et al. Analysis of ULNb Samples. San Sebastian: CEIT; 2022.
- [12] GRAY, J.M. Ultra Low Manganese High Toughness HTP Sour Service Linepipe Steel. Microalloyed Pipe Steels for the Oil & Gas Industry. Moscow, 2013.



41st SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

IMPLEMENTAÇÃO DE MODELOS AVANÇADOS DE MATERIAL PARA MELHORAR A PREVISIBILIDADE DO *SPRINGBACK*

Wolff, Marco Antonio ⁽¹⁾
Dias, Francislaynne Lages ⁽²⁾
Finamor, Felipe Pereira ⁽³⁾

RESUMO

As simulações numéricas são uma ferramenta imprescindível para a área de estampagem. Mas embora rugas e trincas estejam sendo simuladas com precisão, a predição do *springback* ainda não é completamente satisfatória. Visando aperfeiçoar a previsibilidade desse fenômeno, foram implementados modelos avançados de material em simulações numéricas de estampagem de peças produzidas a partir dos aços DP600 e DP1000. Esses modelos foram gerados por meio de dados extraídos de ensaios específicos, cujo desenvolvimento também foi objetivo do trabalho. Os modelos avançados de material foram capazes de prever o retorno elástico das peças, estampadas em escala laboratorial, com uma acurácia significativamente maior que os modelos tradicionais, em especial devido à quantificação do efeito Bauschinger.

Palavras-Chave: *springback*, efeito Bauschinger, modelos de material, *dual phase*.

1. INTRODUÇÃO

A simulação numérica é uma importante ferramenta para a área de estampagem. Contudo, embora rugas e trincas estejam sendo simuladas sem grandes dificuldades pelos *softwares*, a predição do fenômeno de retorno elástico (*springback*) ainda representa um desafio [1].

Parte da dificuldade em se prever o *springback* por simulação computacional está relacionada à

⁽¹⁾ Eng. Mecânico, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento - Usiminas, MG.

^(2,3) Eng. Metalurgista, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento - Usiminas, MG.

sensibilidade do fenômeno a vários parâmetros físicos e numéricos, tais como o número de pontos de integração ao longo da espessura, o tipo de elementos finitos, o tamanho da malha e os efeitos tribológicos [2]. Além disso, o *springback* também é sensível aos algoritmos utilizados para modelar o comportamento dos materiais, chamados de modelos de material, que por sua vez dependem de dados de entrada confiáveis, obtidos a partir de ensaios físicos muitas vezes complexos.

A predição do fenômeno de retorno elástico é ainda mais complicada de ser feita quando envolve a família dos aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steels*). A elevada resistência mecânica destes aços, aliada às suas microestruturas complexas e aos diversos mecanismos de endurecimento que apresentam, faz com que os erros no cálculo do retorno elástico envolvendo esses materiais sejam, em muitos casos, inaceitáveis.

Neste contexto, o estudo teve por objetivo implementar modelos avançados de material para a utilização em *softwares* comerciais de simulação numérica de estampagem, visando, especialmente, melhorar a predição do fenômeno de retorno elástico. Esses modelos foram gerados a partir de dados extraídos de ensaios experimentais específicos, cujo desenvolvimento também foi objetivo do trabalho. A avaliação dos ganhos advindos da utilização dos modelos avançados de material contou, em síntese, com a análise comparativa entre o *springback* de peças estampadas fisicamente em escala laboratorial e o *springback* calculado por simulação empregando esses modelos.

2. METODOLOGIA

2.1. Materiais

Foram selecionados para a realização do estudo aços *Dual Phase* das classes de 590 (DP600) e de 980 MPa (DP1000) de limite de resistência mínimo, ambos laminados a frio e não revestidos, com 1,0 e 0,9 mm de espessura, respectivamente.

2.2. Caracterização dos aços

2.2.1. Ensaios de tração uniaxial

As propriedades mecânicas em tração uniaxial dos aços analisados, obtidas segundo a norma ASTM A370 [3] na direção de laminação, são mostradas na tabela 1.

Tabela 1. Propriedades mecânicas em tração dos aços, obtidas segundo a norma ASTM A370 [3] em corpos de prova *sheet type* orientados na direção longitudinal, com base de medida para alongamento de 50 mm.

Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Al _{uniforme} (%)	Al _{total} (%)	n _{10%-eu}	r _{15%}	\bar{r}	Δr
DP600	369	630	19,2	29,3	0,190	1,007	1,028	0,249
DP1000	514	1.100	15,8	20,0	0,167	0,762	0,808	0,057

LE: limite de escoamento; LR: limite de resistência; Al: alongamento; n: coeficiente de encruamento; r: coeficiente de anisotropia; \bar{r} : anisotropia normal; Δr : anisotropia planar.

2.2.2. Ensaios de carregamento/descarregamento por tração

Ensaios adicionais de carregamento/descarregamento por tração foram realizados no intuito de avaliar a variação do módulo de elasticidade dos aços com a aplicação de carregamentos reversos. Para tanto, um mesmo corpo de prova foi carregado por tração até uma determinada deformação plástica, descarregado e, em seguida, carregado e descarregado sucessivamente com deformações plásticas mais elevadas, até 15% para o aço DP600 e até 12% para o aço DP1000. A partir das regiões elásticas, obtidas durante o descarregamento das curvas tensão vs. deformação, foi possível calcular, por regressão linear, o módulo de elasticidade das amostras. Os ensaios também foram utilizados para determinar os parâmetros da equação (1), desenvolvida por Yoshida [4] para modelar a variação que ocorre no módulo de elasticidade durante o processo de estampagem.

$$E = E_0 - (E_0 - E_a)[1 - \exp(-\xi p)] \quad (1)$$

onde E_0 e E_a correspondem aos módulos de elasticidade nas condições sem deformação e com deformação até a estabilização, respectivamente, p é a deformação plástica efetiva e ξ é uma constante do material.

O módulo de elasticidade dos aços, obtido a partir dos ensaios, é apresentado na figura 1. No

primeiro ciclo de carregamento o módulo de elasticidade foi calculado entre as tensões de 50 e 200 MPa. Nos ciclos de descarregamento os módulos de elasticidade foram calculados utilizando as faixas de tensões de $0 \leq \sigma \leq 0,95\sigma_0$ e de $0,25\sigma_0 \leq \sigma \leq 0,95\sigma_0$, onde σ_0 é a tensão máxima obtida antes de cada etapa de descarregamento. Verifica-se uma queda significativa no módulo de elasticidade dos aços, tendendo à estabilização, com o aumento da pré-deformação aplicada sobre o material, assim como observado por outros autores [5-6]. A influência da faixa de tensões utilizada nos cálculos se deve às características do descarregamento, que não é linear. As equações (2) e (3) apresentam os modelos obtidos de acordo com a equação (1) para os aços DP600 e DP1000, respectivamente, cujos resultados também são mostrados na figura 1 (linhas pontilhadas), juntamente com os resultados dos ensaios físicos. Esses modelos foram gerados utilizando as faixas de tensões de $0,25\sigma_0 \leq \sigma \leq 0,95\sigma_0$.

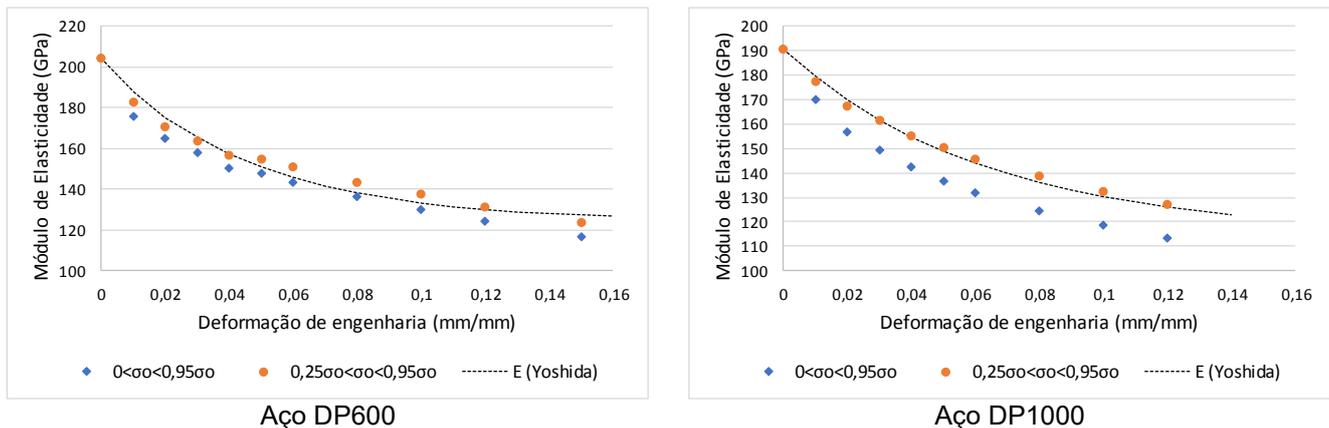


Figura 1. Módulo de elasticidade calculado experimentalmente a partir de várias quantidades de pré-deformação aplicadas sobre as amostras e por meio da equação empírica proposta por Yoshida [4].

$$E = 204,0 - (204,0 - 123,7)[1 - e^{(-22,3p)}] \quad (2)$$

$$E = 190,7 - (190,7 - 113,4)[1 - e^{(-15,9p)}] \quad (3)$$

2.2.3. Propriedades mecânicas em tração dinâmica

Além dos ensaios de tração uniaxial, citados no item 2.2.1, foram realizados ensaios de tração com taxas de deformação maiores, de até 10 s^{-1} , magnitude esta encontrada nos processos de estampagem [7]. Esses ensaios tiveram por objetivo inserir o efeito da taxa de deformação sobre as curvas de encruamento nos modelos de material. As curvas tensão vs. deformação verdadeira dos aços avaliados, obtidas a partir desses ensaios e formatadas para o uso nos *softwares*, são mostradas na figura 2. Nota-se que a sensibilidade ao aumento da taxa de deformação foi baixa. Esses resultados sugerem que a inclusão da taxa de deformação nos modelos de simulação de estampagem desses aços não deve proporcionar grandes ganhos em termos de exatidão dos resultados, comparativamente aos modelos que não contemplam essa variável. Resultados similares foram obtidos por Pang *et al.* [8]. Segundo os autores, a sensibilidade ao aumento da taxa de deformação do aço DP1000 por eles analisado também foi baixa até 10 s^{-1} , aumentando significativamente para taxas de deformação superiores a 10^2 s^{-1} .

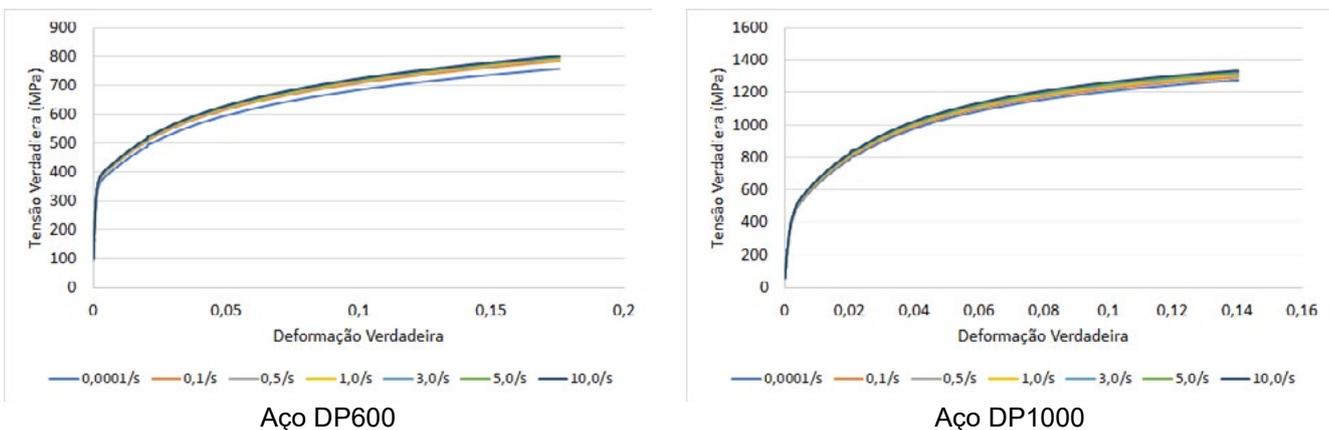


Figura 2. Curvas tensão vs. deformação verdadeira dos aços analisados, obtidas a partir de ensaios de tração realizados com taxas de deformação de 0,0001 a 10 s^{-1} .

2.2.4. Ensaio biaxial de tensão fora do plano por hidroconformação (*Bulge Test*)

Os ensaios de tensão biaxial fora do plano por hidroconformação foram realizados em uma prensa universal Erichsen 145-60. As tensões aplicadas no polo da calota hemisférica (σ_r e σ_θ) foram determinadas a partir da equação (4), em função da pressão exercida pelo fluido (P) e do raio da calota hemisférica (ρ). Os valores da pressão (P), do raio da calota hemisférica (ρ) e da espessura instantânea do domo da calota estampada (t) foram adquiridos pelo *software* AutoGrid[®].

$$\bar{\sigma}_{Mises} = \frac{P \times \rho}{2t} \quad (4)$$

A deformação equivalente dos corpos de prova foi avaliada por meio do modelo de Hill (1948), considerando simetria rotacional em torno do eixo principal de anisotropia z, dado pela equação (5).

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{1+2\bar{r}} \sqrt{(\varepsilon_2 - \bar{r}\varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_1 - \bar{r}\varepsilon_3)^2 + \bar{r}(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2} \quad \dots \quad \bar{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_3}{1+2\bar{r}} \sqrt{0,5 + 2\bar{r} + 2\bar{r}^2} \quad (5)$$

As curvas tensão vs. deformação obtidas por estiramento biaxial para os aços analisados são mostradas na figura 3, em azul. As curvas tensão vs. deformação dos materiais, levantadas por tração uniaxial, também foram anexadas aos gráficos para comparação. Observa-se que as curvas obtidas por estiramento biaxial se estendem até deformações bem mais elevadas que as curvas de tração uniaxial. Para fins de aplicação nas simulações numéricas de estampagem, as curvas de tração uniaxial foram complementadas, a partir do alongamento uniforme, com os dados das curvas obtidas por estiramento biaxial para os respectivos aços.

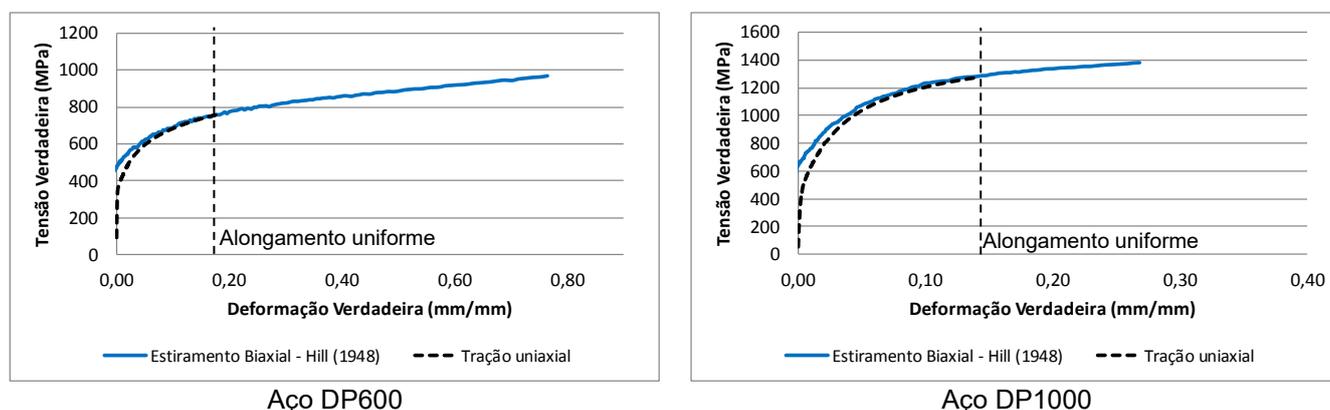


Figura 3. Curvas tensão vs. deformação equivalente, obtidas por tração uniaxial (linhas pontilhadas) e por estiramento biaxial simétrico (linhas cheias) para os aços analisados.

O limite de escoamento biaxial, demandado pelo modelo de escoamento de Banabic-Balan-Comsa (BBC), foi adquirido por meio da equação (6), segundo o princípio da equivalência do trabalho plástico [9]. O cálculo de k_b foi feito a partir da razão entre tensões determinadas considerando o mesmo trabalho plástico nas curvas obtidas por tração uniaxial (σ_u) e por estiramento biaxial (σ_b). Após a determinação de k_b , o limite de escoamento biaxial das amostras foi determinado utilizando o limite de escoamento obtido por tração uniaxial e k_b na equação (6).

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_u} = \frac{1}{k_b} \quad (6)$$

onde σ_b e σ_u são as tensões máximas obtidas por estiramento biaxial e por tração uniaxial, respectivamente, para um mesmo trabalho plástico, e k_b uma constante.

O limite de escoamento biaxial dos aços analisados é apresentado na tabela 2. Verifica-se que as constantes k_b se aproximaram da unidade e que os limites de escoamento por estiramento biaxial ficaram próximos dos limites de escoamento obtidos por tração uniaxial, o que, acredita-se, seja reflexo dos coeficientes de anisotropia de Lankford próximos da unidade exibidos pelas amostras.

Tabela 2. Limite de escoamento biaxial dos aços DP600 e DP1000 analisados.

Aço	Constante k_b	LE tração longitudinal (MPa)	LE biaxial (MPa)
DP600	0,976	379	388
DP1000	1,021	514	503

2.2.5. Ensaio plástico cíclico por tração/compressão (Bauschinger)

A caracterização do comportamento plástico cíclico dos aços foi feita a partir de ensaios de tração-compressão, baseados nos testes desenvolvidos por Yoshida [1], [4], [6]. Para tanto, vários corpos de prova foram colados uns aos outros com adesivo epóxi, formando um sanduíche com espessura em torno de 5,0 mm. Esses sanduíches tiveram por objetivo o aumento da carga crítica de flambagem dos corpos de prova, a fim de elevar a deformação compressiva possível de ser aplicada sobre eles. Além do aumento de espessura com a formação do sanduíche, foi utilizado também um dispositivo anti-flambagem acoplado aos corpos de prova.

Os ensaios foram realizados a partir da aplicação de um ciclo de pré-deformação por tração, seguido de um ciclo de compressão e outro ciclo de tração até a deformação correspondente ao início do carregamento reverso. Os ensaios foram realizados com pré-deformações de 3, 4, 5, 6, 7 e 8%, limitadas pela flambagem dos corpos de prova.

Os resultados dos ensaios, obtidos até a ocorrência de flambagem nos corpos de prova, são apresentados na figura 4. As deformações alcançadas durante os ciclos de compressão foram inseridas nos gráficos somente até o valor zero, suficiente para o modelamento no *software* de simulação utilizado para a avaliação dos resultados. Nota-se que as regiões tracionadas das curvas levantadas com o uso dos sanduíches e do dispositivo anti-flambagem coincidiram com as curvas adquiridas por tração uniaxial (linhas pontilhadas), levantadas sem a sua utilização. Esses resultados sugerem que o processo de colagem dos corpos de prova em sanduíches, bem como a utilização do dispositivo anti-flambagem, não influenciaram de maneira significativa as curvas.

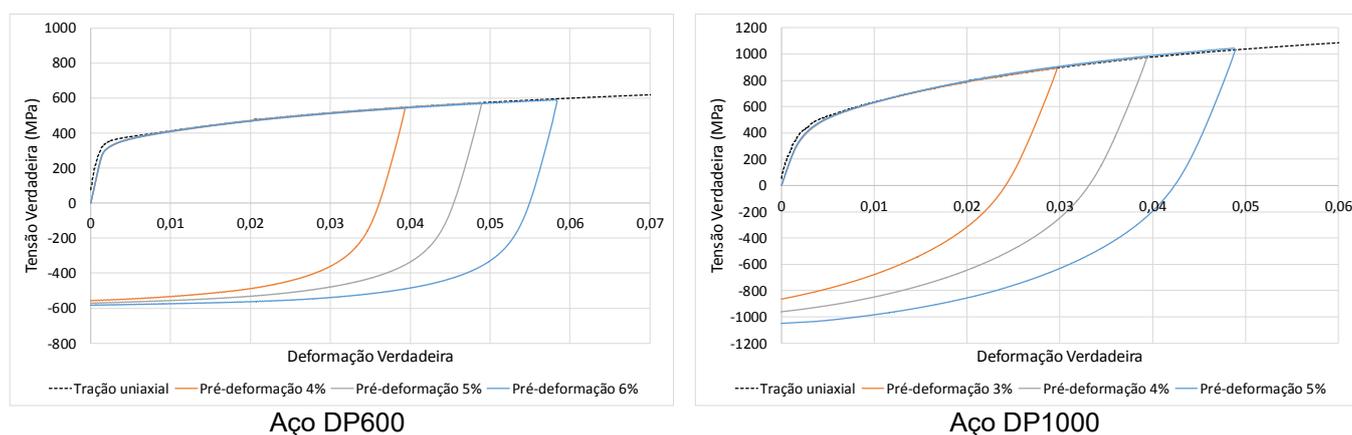


Figura 4. Curvas tração-compressão obtidas a partir de várias pré-deformações aplicadas sobre as amostras, até o limite da ocorrência de flambagem dos corpos de prova.

2.3. Geração dos modelos de material para aplicação nas simulações numéricas

Os modelos dos materiais foram gerados em um *software* comercial de simulação numérica de estampagem. Para tanto, foram utilizados os dados obtidos por tração quase estática, por expansão biaxial, por tração dinâmica, por tração-compressão e as curvas limite de conformação. Com esses dados, foram gerados modelos tradicionais mais simples de material (comumente utilizados nas simulações, baseados nos ensaios de tração uniaxial, no modelo de escoamento de Hill (1948) e nas curvas limite de conformação) e modelos mais avançados, considerando as opções mais sofisticadas disponíveis no *software*, geradas a partir dos resultados de todos os ensaios físicos realizados para caracterizar as amostras e no modelo de escoamento de Banabic-Balan-Comsa (BBC).

2.4. Método de avaliação dos modelos de material obtidos no estudo

A avaliação dos ganhos advindos da utilização dos modelos avançados de material implementados a partir do estudo contou, em síntese, com a realização de simulações numéricas de estampagem utilizando estes modelos, comparativamente a simulações utilizando os modelos de material tradicionalmente utilizados pelos usuários do *software*, cujos resultados foram, em seguida, comparados com resultados físicos de estampagem. Esta comparação se deu por meio da digitalização e sobreposição das geometrias das peças estampadas fisicamente em escala laboratorial, com as geometrias das respectivas peças obtidas por simulação.

Os ensaios físicos de estampagem foram realizados em uma prensa universal Erichsen, utilizando corpos de prova que tiveram o formato geométrico de um perfil em U (*hat channel*), conforme mostrado na figura 5. Os *blanks* foram cortados em formato retangular com as dimensões de 300 x 45 mm, com o comprimento na direção de laminação. Os corpos de prova foram estampados com 60 mm de altura e forças de prensa chapas de 70 kN para o aço DP600 e de 100 kN para o aço DP1000.



Figura 5. Corpos de prova utilizados nos ensaios físicos de estampagem.

3. RESULTADOS

3.1. Ensaios experimentais vs. resultados de simulação numérica

O retorno elástico, medido experimentalmente a partir da digitalização das peças estampadas em escala laboratorial (linhas cheias), sobreposto ao *springback* calculado por simulação utilizando os modelos tradicionais (linhas pontilhadas) e avançados (linhas com marcadores) de material, é mostrado na figura 6 para os dois aços avaliados. Nota-se que os modelos avançados foram capazes de prever o retorno elástico das peças com uma precisão significativamente maior que os modelos tradicionais, em especial no aço DP1000, conhecido por apresentar uma maior dificuldade em termos de modelamento e de predição do *springback*.

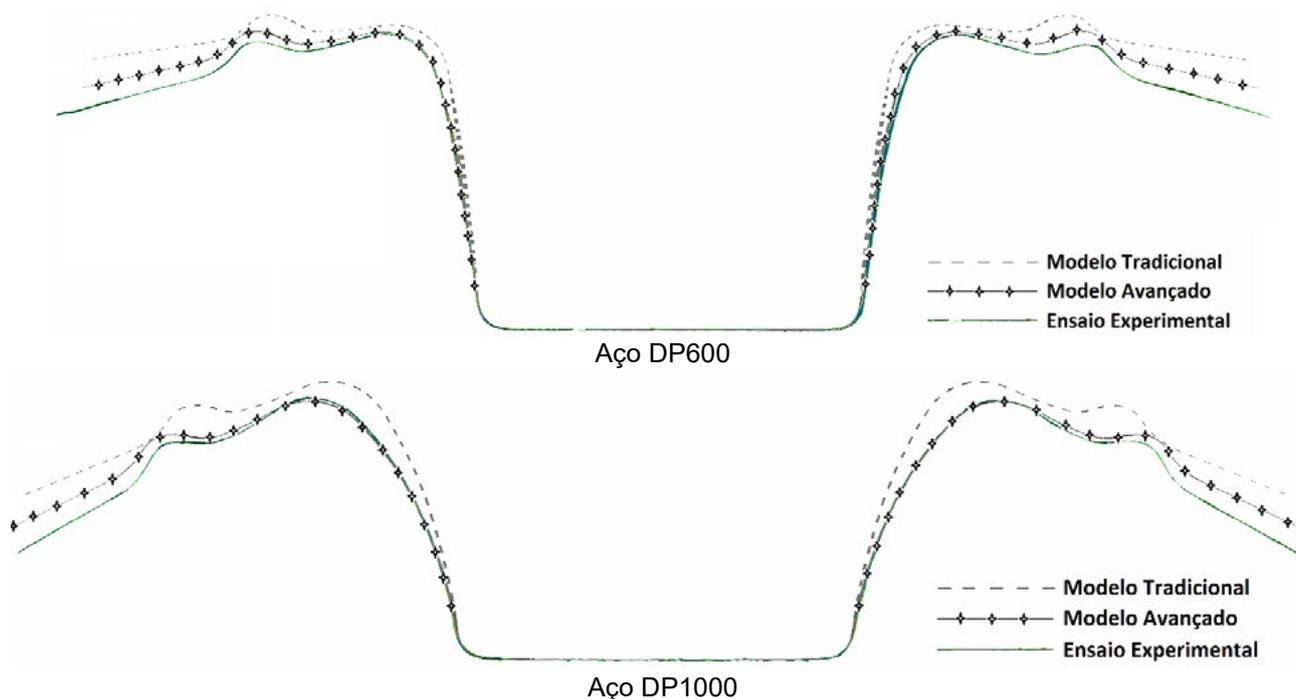


Figura 6. Retorno elástico de corpos de prova estampados experimentalmente (linhas cheias) e obtidos por simulação utilizando os modelos tradicional (linhas pontilhadas) e avançado (linhas com marcadores) de material, referentes aos aços avaliados.

Cabe ressaltar que a peça analisada no estudo possui geometria simples, sofrendo apenas deformações entre o estado plano de deformação e o estado uniaxial de tração, além de retorno elástico por desvio angular e curvatura de parede. Assim sendo, a partir dos resultados obtidos não é possível extrapolar o desempenho dos modelos avançados de material para outros modos/quantidades de deformação e de retorno elástico, muito embora esses resultados sejam bastante promissores.

3.2. Fatores que mais influenciaram o cálculo do *springback* nas simulações de estampagem

Na figura 7 são mostrados corpos de prova obtidos por simulação utilizando um modelo tradicional e dois modelos avançados de material. O modelo tradicional (linhas cheias) é baseado na superfície de escoamento de Hill (1948) e em dados de tração uniaxial. O primeiro modelo avançado, mais completo, (linhas pontilhadas) é baseado na superfície de escoamento de Banabic-Balan-Comsa e nos dados de todos os ensaios apresentados no Item 2.2. O segundo modelo avançado (linhas com marcadores) é similar ao primeiro, porém sem considerar o encruamento cinemático. Todos os demais parâmetros das simulações foram mantidos constantes nas três condições analisadas. Nota-se que sem a introdução do encruamento cinemático, modelado a partir dos ensaios de tração-compressão, os resultados das simulações que utilizaram o segundo modelo avançado de material (linhas com marcadores) se aproximaram bastante dos resultados das simulações que utilizaram o modelo tradicional (linhas cheias) para o aço DP600. O aço DP1000, além de ter sido bastante influenciado pelo encruamento cinemático, também sofreu a influência de outros dados inseridos no modelo de material, embora em menores proporções, tais como do módulo de elasticidade inicial. Os resultados apresentados demonstram a importância dos ensaios de tração-compressão e da quantificação do efeito Bauschinger no cálculo do retorno elástico, relativamente aos dados obtidos a partir dos outros ensaios realizados no estudo, bem como o potencial de ganho ao se utilizar o encruamento cinemático nas simulações. Embora os ensaios de tração-compressão tenham sido complexos e precisem de aprimoramentos, no intuito de se obter deformações por compressão mais elevadas, seus resultados foram os que mais influenciaram os resultados das simulações e, por isso, são primordiais para melhorar a previsão do *springback*.

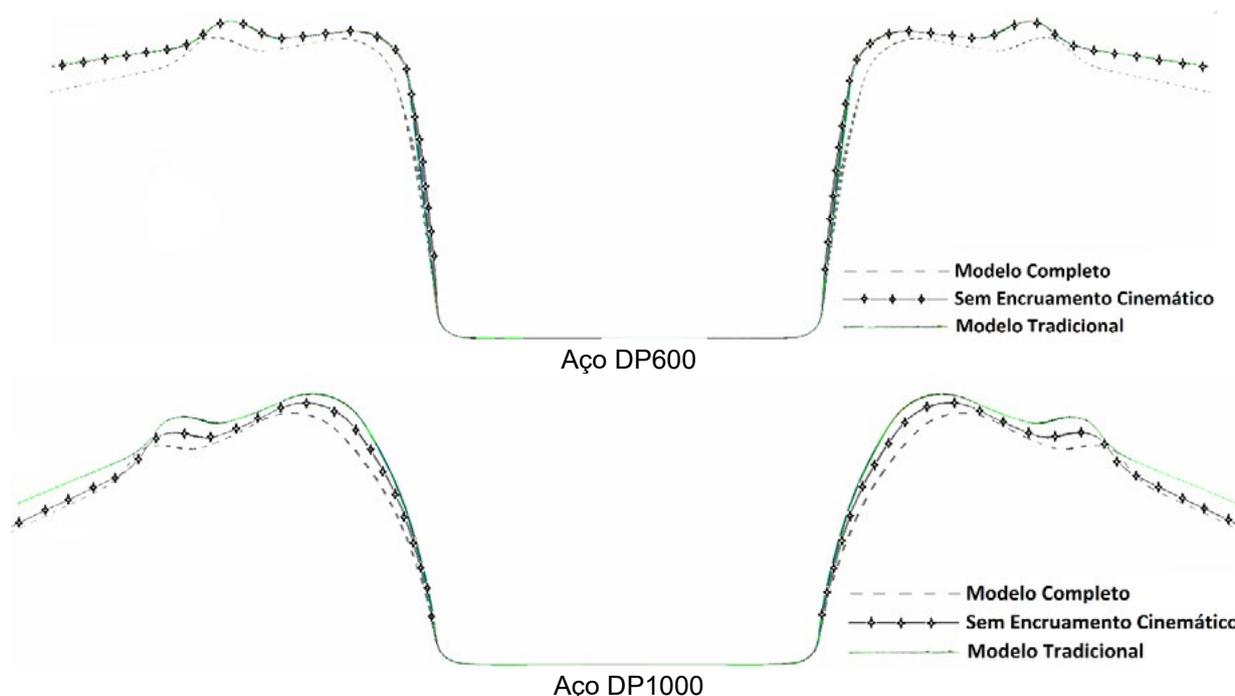


Figura 7. Retorno elástico de corpos de prova obtidos por simulação utilizando os modelos de material tradicional (linhas cheias), avançado completo (linhas pontilhadas) e avançado sem o encruamento cinemático que permite quantificar o efeito Bauschinger (linhas com marcadores), referentes aos aços avaliados.

Cabe destacar, que o retorno elástico da peça analisada foi bastante influenciado pelo efeito Bauschinger, dadas as deformações que o material sofre ao passar pelo quebra rugas e pelos raios de entrada da matriz. Peças com outros modos de deformação e de retorno elástico, contudo, podem ser influenciadas mais intensamente por outros parâmetros, além do encruamento cinemático.

4. CONCLUSÕES

Visando melhorar a previsibilidade do *springback*, foram implementados modelos avançados de material para a realização de simulações numéricas de estampagem em aços Dual Phase das classes de 600 e 980 MPa de limite resistência mínimo. Esses modelos foram gerados a partir de dados

extraídos de ensaios de expansão biaxial, de tração dinâmica, de tração-compressão, dentre outros, cujo desenvolvimento e/ou aplicação foi executado durante o trabalho.

Simulações realizadas utilizando os modelos avançados de material foram capazes de prever o retorno elástico das peças estampadas fisicamente com uma precisão significativamente maior que as realizadas a partir dos modelos tradicionais de material.

O encruamento cinemático, modelado a partir dos resultados dos ensaios de tração-compressão, foi o fator que mais aprimorou o cálculo do *springback*. Embora esses ensaios tenham sido os mais complexos realizados no estudo, devido a restrições relacionadas à flambagem dos corpos de prova, seus resultados são primordiais para que as simulações representem melhor o comportamento físico do processo de estampagem.

Acredita-se, ainda, que a simplicidade geométrica da peça avaliada tenha sido insuficiente para potencializar os ganhos capazes de ser alcançados com a utilização de modelos mais avançados de material nas simulações, muito embora os resultados tenham sido bastante promissores.

REFERÊNCIAS

- [1] Uemori, T.; Yoshida, F. A Model of Large-strain Cyclic Plasticity and its Application to Springback Simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, pp. 1687-1702, 2003.
- [2] Papeleux, L.; Ponthot, J. P. Finite Element Simulation of Springback in Sheet Metal Forming. *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 785-791, February 2002.
- [3] ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2017a.
- [4] Uemori, T.; Yoshida, F. A Model of Large-Strain Cyclic Plasticity Describing the Bauschinger Effect and Workhardening Stagnation. *International Journal of Plasticity*, pp. 661-686, 2002.
- [5] Cobo, R. *et al.* Study of the Influence of the Decrease of the Apparent Young's Modulus During Unloading in the Springback Prediction. *International Deep Drawing Research Group, Olofstroöm*, pp. 785-790, June 2008.
- [6] Yoshida, F.; Uemori, T.; Fujiwara, K. Elastic-plastic Behavior of Steel Sheets Under In-Plane Cyclic Tension-Compression at Large Strain. *International Journal of Plasticity*, pp. 633-1659, 2002.
- [7] AHSS Application Guidelines. Disponível em <<https://ahssinsights.org/>> Acesso em: 17/12/2021.
- [8] Pang, Q. *et al.* Plastic Deformation Mechanism of Dual-Phase Steel at Different Strain Rates. *Journal of Wuhan University of Technology*, vol. 35, n° 6, pp. 1142-1148, 2020.
- [9] Sigvant, M. *et al.* A Viscous Pressure Bulge Test for the Determination of a Plastic Hardening Curve and Equibiaxial Material Data. *International Journal of Material Forming*, pp. 235-242, 2009.

IMPLEMENTATION OF ADVANCED MATERIAL MODELS TO IMPROVE THE SPRINGBACK PREDICTABILITY

ABSTRACT

Numerical simulations are an essential tool for the sheet metal forming area. Although wrinkles and cracks are being accurately simulated, the springback prediction is still not completely satisfactory. In order to improve the springback predictability, advanced material models were implemented in numerical simulations of stamped parts produced in laboratorial scale from DP600 and DP1000 steels. These models were generated based on data extracted from specific tests, whose developments were also objective of the study. The advanced material models were able to considerable improve de springback predictability, when compared to the use of traditional material models, especially due to the Bauschinger effect modelling.

Keywords: Springback; Bauschinger Effect; Material Models; Dual Phase.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE NIÓBIO E MOLIBDÊNIO NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS A LASER DE AÇO PROCESSADO PELO MÉTODO DE PRESS HARDENING

Diego Tolotti de Almeida ⁽¹⁾

Ed Taiss ⁽²⁾

Kleber Eduardo Bianchi ⁽³⁾

Vágner Braga ⁽⁴⁾

Milton Sérgio Fernandes de Lima ⁽⁵⁾

RESUMO

O presente estudo avaliou o efeito do nióbio e molibdênio no comportamento em fadiga dos aços avançados de alta resistência estampados a quente e posterior processo de soldagem laser. Para tanto, foram estudadas duas ligas de aços para estampagem a quente, sendo a liga 22MnB5 (em seu estado convencional) e a liga 22MnB5 modificada com adições de nióbio e molibdênio. Após o processo de estampagem a quente e têmpera direta, as amostras foram submetidas ao processo de solda usando os mesmos parâmetros de laser. O desempenho em fadiga das juntas soldadas tendo por metal de base o aço padrão é muito semelhante ao que seria apresentado por aços estruturais comuns. No caso das juntas do aço modificado Nb-Mo, a faixa de tensão para ruptura associada a 2 milhões de ciclos $\Delta\sigma_{2E6} = 135,4$ MPa é aproximadamente 50% superior ao valor do IIW (90 MPa). Desta forma, a presença de Nb e Mo favorece aspectos metalúrgicos da junta, durante e logo após o processo de soldagem. O aço Nb-Mo modificado mostra claramente um desempenho superior nos ensaios de fadiga. Isso está relacionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem.

ABSTRACT

The present study evaluated the effect of niobium and molybdenum on the microstructure and mechanical properties of advanced high strength steels with hot stamping and subsequent

laser welding process. For this purpose, two alloys of steel for hot stamping were studied, being the 22MnB5 alloy (in its conventional state) and the modified 22MnB5 alloy with additions of niobium and molybdenum. After the hot stamping and direct tempering process, the samples were subjected to the welding process using the same laser parameters. The fatigue performance of welded joints using standard steel as the base metal is very similar of common structural steels. In the case of Nb-Mo modified steel joints, the stress-to-rupture range associated with 2 million cycles $\Delta\sigma_{2E6} = 135.4$ MPa is approximately 50% higher than the IIW value (90 MPa). Thus, the presence of Nb and Mo favors metallurgical aspects of the joint, during and shortly after the welding process. Modified Nb-Mo steel clearly shows superior performance in fatigue tests. This is related to its refined pre-austenitic grain size, even in areas subject to the highest peak temperature during welding.

Key words — hot stamping; press-hardening; 22MnB5; laser welding; fatigue.

- (1) PhD, Supervisor de Pesquisa & Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (2) PhD, Consultor de Desenvolvimento de Tecnologias na CBMM, Brasil.
- (3) PhD, Professor na Fundação Universidade do Rio Grande (FURG), Brasil.
- (4) PhD, Analista Sênior de Pesquisa & Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (5) PhD, Professor do Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, Brasil.

1. INTRODUÇÃO

Avanços recentes nas diretrizes de legislações relacionadas aos veículos automotores para reduzir o peso e aumentar a segurança dos passageiros, resultaram em um aumento no uso de aços com alto grau de resistência mecânica [1,2]. Para atender aos requisitos da legislação ambiental relacionada às emissões de CO₂ na atmosfera e, simultaneamente, aumentar o desempenho dos testes de colisão, a demanda por peças endurecidas por prensagem (press hardened) na indústria automobilística está aumentando constantemente [3,4].

Dentro desta classe de aço, o aço ao boro 22MnB5 foi o que mais atraiu o interesse por garantir a alta resistência do material e sendo o mais utilizado no processo de estampagem a quente, devido a sua capacidade de suprimir a nucleação da ferrita e aumentar a capacidade de endurecimento com a adição de boro em escala de ppm [5,6,7]. O efeito benéfico do refinamento microestrutural à tenacidade dos aços martensíticos, especialmente o 22MnB5, é tema de muitos estudos atualmente [8,9,10,11].

No aspecto de temperabilidade do material, Masimov et al., 2009 [12] comprovaram que pequenas adições de nióbio na liga 22MnB5 são benéficas para se obter uma granulação mais fina, devido a sua capacidade de controlar o tamanho de grão da austenita durante o reaquecimento e refinar o tamanho de grão durante o processo de conformação a quente. Militzer et al., 2014 [13], reportam que o efeito do molibdênio sobre a diminuição das temperaturas de transformação, geraram valor mais alto de dureza quando comparada com a liga contendo somente Nb. Hannula et al., 2019 [10], também comprovaram em seu estudo que uma microestrutura mais uniforme e com grãos mais refinados foi obtida com adições de NbMo ao material 22MnB5.

Por outro lado, dados escassos estão disponíveis na literatura aberta sobre o comportamento em fadiga do aço 22MnB5 processados pelo método de press hardening [14]. Os trabalhos disponíveis mostram que os aços endurecidos por prensagem são muito sensíveis as mudanças metalúrgicas

[3,15,16]. Desse modo, o presente estudo tem como objetivo avaliar o comportamento em fadiga do aço a partir do efeito do nióbio e molibdênio nas propriedades mecânicas e microestruturais de uma composição de liga à base de 22MnB5 estampado a quente e posterior soldagem a laser, sendo essa investigada como tecnologia de união. Com isso, pretende-se desenvolver um cenário de manufatura em série para componentes estampados a quente que atendam espessuras usuais aos segmentos rodoviários ($e > 3,00\text{mm}$).

2. METODOLOGIA

2.1. Material de base

Neste trabalho foram utilizadas duas classes de aços avançados de alta resistência (AHSS) para estampagem a quente, o 22MnB5 e o aço 22MnB5 modificado com adições de nióbio e molibdênio. As dimensões dos corpos de prova foram 75 mm x 150 mm e espessura de 4,50 mm, foram cortados através de uma máquina de corte laser modelo Bysprint Fiber 3105, marca Bystronic. A composição química e propriedades mecânicas dos materiais fornecidas pelo fabricante SSAB são apresentadas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 1 – Composição química dos aços 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.

Aço	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ti	Nb	B
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
22MnB5	0,22	0,2	1,2	0,004	0,2	-	0,03	-	0,0025
22MnB5 + NbMo	0,22	0,2	1,2	0,004	0,2	0,16	0,03	0,044	0,0025

Fonte: Adaptado de Hannula et al., 2019.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.

Aço	Limite de Resistência	Limite de Escoamento	Alongamento
	[MPa]	[MPa]	[%]
22MnB5	500 - 700	350 - 550	≥10
22MnB5 + NbMo			

Fonte: Adaptado de Hannula et al., 2019.

Em sua condição inicial, o aço para estampagem a quente 22MnB5 possui uma microestrutura ferrítica e perlítica, porém durante a conformação e concomitantemente tratamento térmico de têmpera, permite obter uma microestrutura preponderantemente martensítica.

As análises por microscopia óptica do aço, antes e após o processo de estampagem a quente, foram realizadas por meio da preparação metalográfica padrão da norma ASTM E3. As amostras já

embutidas foram lixadas na sequência granulométrica #220, 400, 600, 1200 e 2500, e polidas com solução de alumina 1 μm . O ataque metalográfico foi realizado, utilizando solução Nital 2% durante 10 segundos de exposição. Após o ataque as imagens foram obtidas em um microscópio da marca Zeiss, modelo Axio Scope A1.

2.2 Tratamento térmico de têmpera

Para a realização do tratamento térmico de têmpera, foi utilizada uma prensa hidráulica de 100 toneladas, modelo TM 100 do fabricante Nowak, um forno tipo mufla para altas temperaturas modelo 3436 do fabricante Formitec, um refrigerador de água (chiller) modelo R134-a do fabricante Maqtermo. Detalhes do aparato utilizado para o teste podem ser visualizados nas Figura 1.

Os ensaios foram realizados inserindo os corpos de prova instrumentados no forno tipo mufla, com a câmara de aquecimento na temperatura estabilizada em 950°C. Os mesmos foram mantidos durante 5 minutos, registrados por meio de um cronômetro, com o objetivo de obter uma transformação completa e homogênea da austenita. Em seguida, foi realizada a rápida transferência para a ferramenta (<7 segundos). A Tabela 3 resume os parâmetros do processo empregados neste estudo.

Figura 1 – Aparato experimental utilizado no processo de estampagem a quente e esquema da ferramenta de têmpera com resfriamento interno de água.

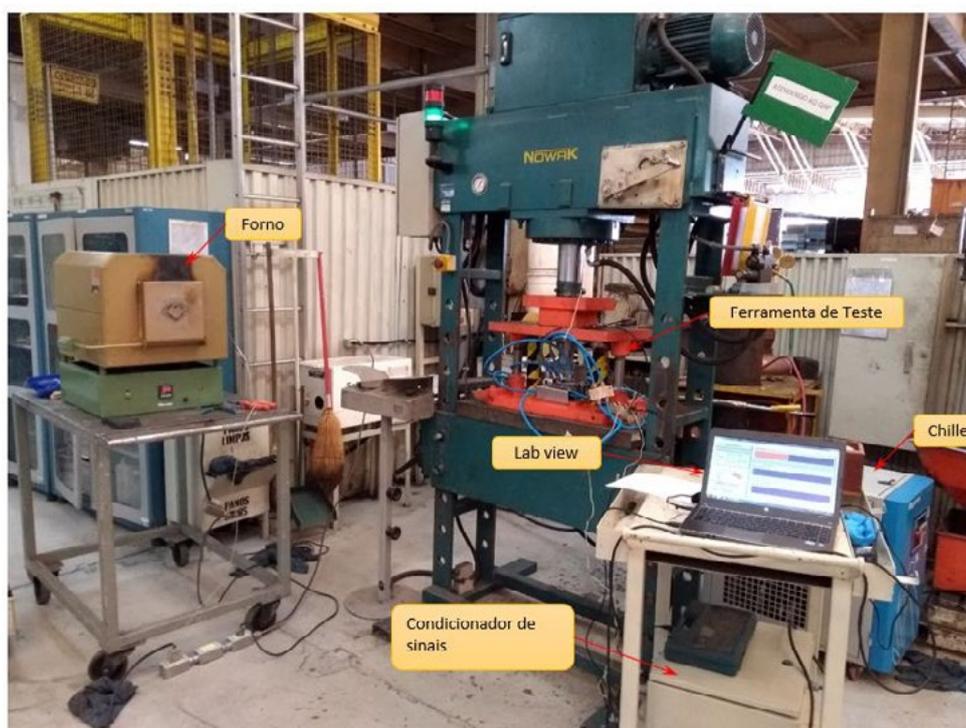


Tabela 3 – Parâmetros do processo de estampagem a quente.

Temperatura de Encharque	Tempo de Encharque	Transferência CP para ferramenta	Vazão do fluido nos canais de refrigeração	Pressão de Contato	Temperatura do fluido
[°]	[min.]	[s]	[l/min]	[MPa]	[°C]
950	5	< 7	13	70	5

2.3 Solda a laser

Os experimentos de soldagem foram realizados por meio de um equipamento do fabricante IPG, modelo YLR-2000, com potência de 2 kW. A fibra óptica do laser possui 50 µm de diâmetro e 5 metros de extensão. Os corpos de prova foram montados diretamente sobre a mesa do equipamento de soldagem, que proveu desta forma, um apoio rígido e estável para execução dos experimentos. A Figura 2 mostra o aparato experimental.

Figura 2 – Equipamento de solda laser



Para o processo de solda, foi necessário aplicar um passe de topo e outro no verso, para que assim, pudéssemos obter maiores velocidade de soldagem. Quando é realizado o primeiro passe de solda, a superfície inferior (verso) fica levemente oxidada devido ao calor. Assim, antes de realizar o segundo passe no verso, a superfície é novamente escovada, limpa com pano embebido em etanol e seca por jato de N₂.

Para garantir a ausência de contaminação do cordão de solda, foi utilizado argônio como gás de proteção. As soldagens foram realizadas com uma leve inclinação entre o cabeçote e a normal das chapas. Esta inclinação é necessária para que não ocorra retroalimentação da cavidade via fibra óptica, caso houvesse reflexão do feixe laser, o que acarretaria danos ao sistema. A Tabela 4 apresenta os parâmetros utilizados no processo de soldagem laser.

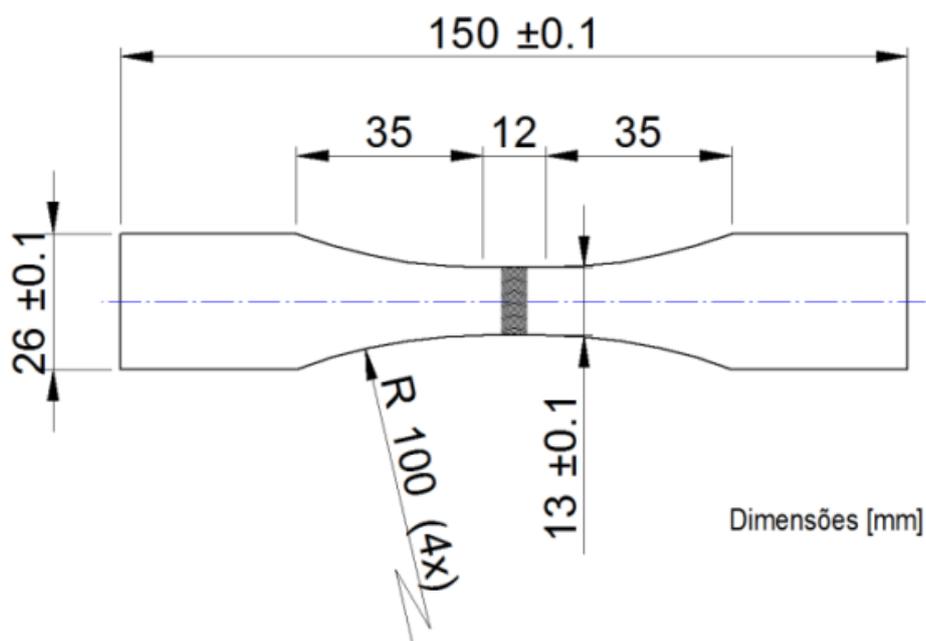
Tabela 4 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem laser.

Velocidade de soldagem	Potência do laser	Vazão do gás de proteção	Ângulo de inclinação
[mm/s]	[kW]	[L/min]	[°]
50	2000	10	5

2.4 Testes de Fadiga

Os corpos de prova utilizados para o ensaio de fadiga foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E466-96:2002, retirados no sentido transversal a solda. O corte lateral, para obtenção da silhueta dos corpos de prova em forma de gravata borboleta, foi efetuado por eletro-erosão a fio. Por fim, para eliminação de rebarba, os corpos de prova sofreram lixamento nas bordas da região de ensaio com lixa de granulometria #300. Já as faces sofreram lixamento no sentido longitudinal, com lixa de granulometria #400.

Figura 3 – Corpo de prova para ensaio de fadiga.



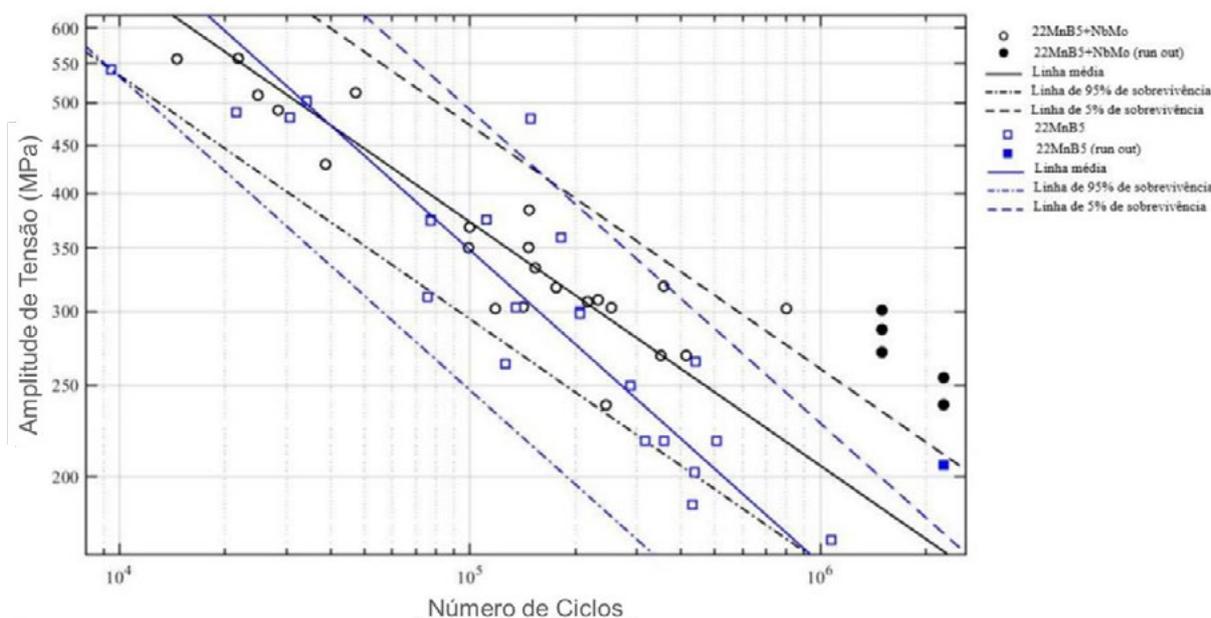
Os diagramas de vida em fadiga S-N (tensão vs. número de ciclos) foram elaborados de acordo com a norma ASTM E739:1991, utilizando o software de modelamento matemático MatLab, versão R2017b. Os ensaios foram realizados de modo a obter em torno de 22 dados válidos para cada caso. A razão de cargas de tração aplicada foi de 10% (ou seja: $R = F_{\text{mínima}}/F_{\text{máxima}} = 0,1$). Os corpos de prova cujo ensaio foi interrompido devido ao grande número de ciclos atingido (*run out* > 106), apesar de mostrados nos diagramas, não foram utilizados no equacionamento das curvas S-N. O mesmo procedimento foi adotado em relação aos corpos de prova que sofreram ruptura atípica, dentro da região de agarre (ao invés de ocorrer na região central de teste). Para a análise foi utilizada uma máquina de ensaio da marca Shimadzu modelo EHF – EB 100 kN – 20L.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 4 apresenta o diagrama S-N confeccionado para o aço padrão e modificado Nb-Mo após o processo de soldagem a laser autógena. Para todos os diagramas S-N foram adotadas por padrão linhas tracejadas e contínuas representando 95% de sobrevivência e média, respectivamente. Vale

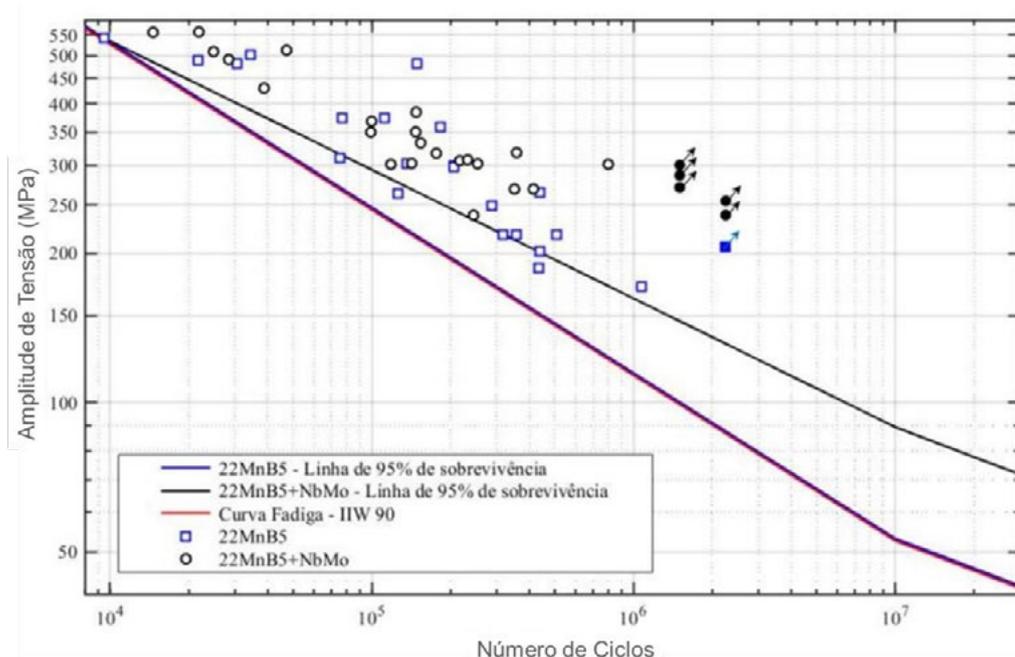
ressaltar que o número de dados válidos foi 22 corpos de prova para cada variação de material, sendo suficiente para caracterizar adequadamente o desempenho em fadiga da solda.

Figura 4 – Diagrama S-N para o aço padrão 22MnB5 (azul) e modificado Nb-Mo (preto).



Os resultados de fadiga para as juntas soldadas apresentam linha média superior a partir de 40.000 ciclos, com inclinação mais suave e menor desvio padrão para o aço modificado Nb-Mo. O menor desempenho apresentado pelo aço padrão em relação ao modificado é explicitado, em maior proporção, pela própria linha S-N média. Contudo, a dispersão também contribuiu como um fator secundário. Tendo em vista que a comparação de resultados é realizada com base na taxa de sobrevivência de 95%, quanto maior o desvio padrão, mais afastada da linha média se encontra a linha de sobrevivência. De modo a fazer um comparativo com os aços estruturais comuns, foi confeccionado diagramas S-N incluindo as linhas de 95% de sobrevivência conforme orientações do Instituto Internacional de Soldagem IIW (2008), considerando as mesmas características das soldas aplicadas neste estudo: juntas de topo, carregamento transversal, sem a realização de ensaios não destrutivos de inspeção e sem reforço (por se tratar de soldagem a laser autógena). Cabe lembrar, que essa comparação é válida, pois considerou-se as placas de metal de base nas mesmas dimensões, sendo realizado o processamento de estampagem a quente com os mesmos parâmetros, além disso, o dispositivo de sujeição, o equipamento e o procedimento de soldagem empregados foram os mesmos para ambos os materiais. Assim, o número FAT, que representa a faixa de tensões $\Delta\sigma_{2E6}$ correspondente a uma vida de 2 milhões de ciclos, para uma taxa de sobrevivência de 95%, foi comparado com a curva superior IIW 90. A Figura 5 apresenta a comparação sugerida das linhas de 95% de sobrevivência dos aços estudados e a curva de juntas soldadas de aços estruturais proposta pelo IIW.

Figura 5 – Diagrama S-N para o aço padrão 22MnB5 (azul) e modificado Nb-Mo (preto), com a curva proposta pelo IIW 90.

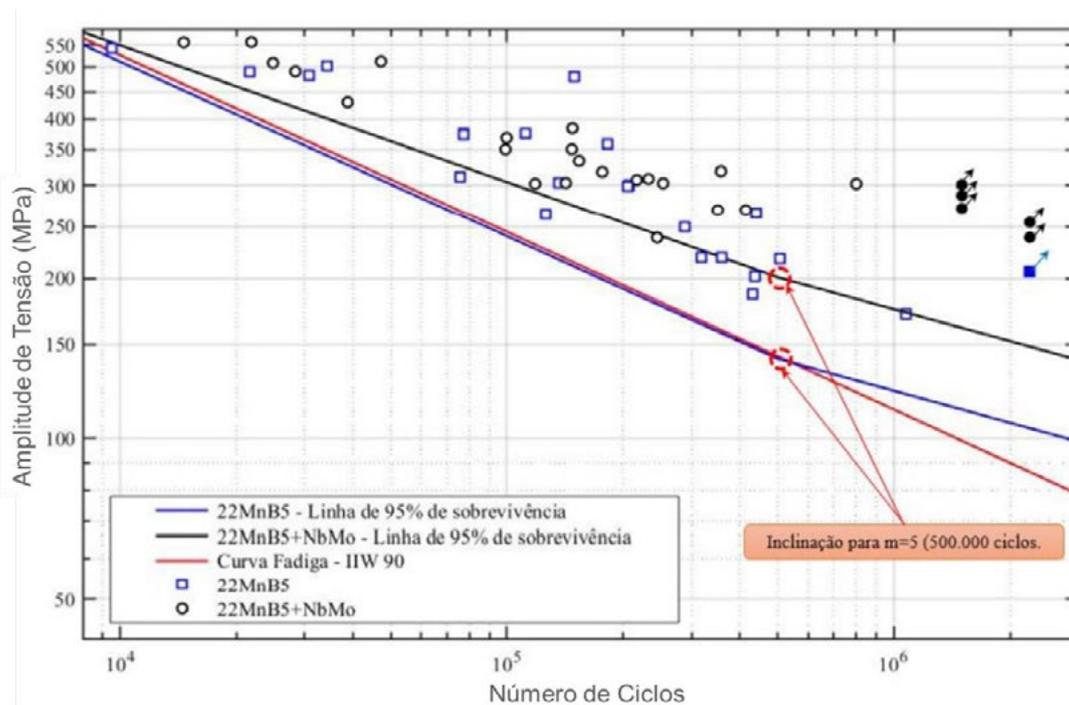


Como mostrado na Figura 5, as linhas S-N do IIW para juntas soldadas em peças sujeitas a grande número de ciclos apresentam inclinação $m = 3$ até $N = 10$ milhões de ciclos e, a partir desse ponto, a inclinação passa a ser $m = 5$. Portanto, o IIW considera que, para juntas soldadas, inexistente limite de fadiga, ou seja, não há faixa de tensões abaixo da qual o fenômeno não ocorra. Tal abordagem também foi aplicada aos casos de análise, por meio da superposição na Figura 5, de curvas de inclinação $m = 5$ sobre as linhas S-N, a partir de $N = 107$. O desempenho em fadiga das juntas soldadas tendo por metal de base o aço padrão é muito semelhante ao que seria apresentado por aços estruturais comuns. No caso das juntas do aço modificado Nb-Mo, a faixa de tensão para ruptura associada a 2 milhões de ciclos $\Delta\sigma_{2E6} = 135,4$ MPa é aproximadamente 50% superior ao valor do IIW (90 MPa). Desta forma, a presença de Nb e Mo favorece aspectos metalúrgicos da junta, durante e logo após o processo de soldagem. O aço Nb-Mo modificado mostra claramente um desempenho superior nos ensaios de fadiga. Isso está relacionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem. Conforme discutido anteriormente, o aço modificado Nb-Mo contém uma população densa de precipitados ultrafinos em condição de endurecimento por prensagem e posterior processo de solda. As diferenças de tamanho de grão observadas na zona de fusão das duas variantes de liga, no entanto, devem estar relacionadas a um mecanismo diferente à medida que os precipitados serão dissolvidos. Após a solidificação, o alto teor de Nb localmente exerce arrasto de soluto no contorno do grão, preservando esses grãos como obstáculos ao crescimento geral. Espera-se que ambos os mecanismos induzidos por Nb que obstruem o crescimento de grãos sejam particularmente eficientes sob a baixa entrada de calor e o ciclo térmico curto da soldagem a laser. No entanto, eles podem desaparecer durante os ciclos de calor mais longos [17]. Dados escassos estão disponíveis na literatura aberta sobre o comportamento à fadiga do aço 22MnB5 processados pelo método de press

hardening [14]. Os trabalhos disponíveis mostram que os aços endurecidos por prensagem são muito sensíveis as mudanças metalúrgicas [3,15,16].

Um aspecto que se destacou nos ensaios foi relacionado aos run outs e ao desempenho excepcional nas tensões intermediárias e baixas, apresentado por alguns corpos de prova. Há uma relação entre os run outs e a presença, nos diagramas S-N obtidos, de uma linha vertical limítrofe em $N = 500$ mil ciclos. Ao longo dos testes, foi observado que os corpos de prova que ultrapassavam esse limite tendiam a apresentar um desempenho sensivelmente acima da expectativa. Com exceção de dois corpos de prova do aço padrão e um da variante modificada com Nb-Mo, todas as demais amostras que ultrapassavam 500.000 ciclos atingiram run out. Sendo o aço Nb-Mo modificado levemente acentuado em relação ao aço padrão. Tal incremento de desempenho, no caso de aços estruturais comuns, ocorre nas faixas de tensão extremamente baixas, nas quais a vida tende a atingir “vários” milhões de ciclos. Nessas condições, as trincas e demais defeitos internos ou de superfície se propagam a taxas extremamente lentas [18,19].

Os resultados aqui reportados indicam que as juntas ensaiadas, em ambos os casos, não conseguem usufruir de sua elevada resistência mecânica quando a faixa de tensão dinâmica é relativamente elevada (parte esquerda do diagrama S-N). Nessa condição, o desempenho em fadiga desses aços é semelhante ao propiciado por aços estruturais comuns. Porém, em faixas de tensões um pouco menores (região intermediária do diagrama S-N), as juntas apresentaram inflexão para um comportamento de elevado número de ciclos. Desta forma, a alteração da inclinação para $m = 5$, recomendada pelo IIW em $N = 10^7$ de ciclos, nos casos aqui analisados poderia ser aplicada em $N = 500.000$ ciclos. A Figura 6 apresenta o diagrama resultante.

Figura 6 – Aplicação da inflexão para $m = 5$ a partir de 500 mil ciclos.

4. CONCLUSÃO

Os resultados de fadiga mostram claramente um resultado em torno de 50% acima no aço modificado com Nb-Mo em relação ao aço padrão, condicionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem. Portanto, os resultados obtidos são muito promissores, demonstram que o processo de estampagem a quente e posterior soldagem a laser autógena de duplo passe é uma tecnologia capaz de unir aço martensítico totalmente endurecido, considerando componentes de veículos comerciais pesados que requerem chapas mais espessas ($e > 3,00\text{mm}$). O calibre mais espesso apresenta maiores desafios para o processo de estampagem a quente, bem como para a tecnologia de união.

REFERÊNCIAS

- [1] BEHRENS, B.; BOUGUECHA, A.; GAEBEL, C.M.; MORITZM J.; SCHRÖDTER, J. Hot stamping of load adjusted structural parts. *Procedia Engineering*. Vol. 81, p. 1756-1761, 2014.
- [2] MORI, K.; BARIANI, P.F.; BEHRENS, B.A.; BROSIUS, A.; BRUSCHI, S.; MAENO, T.; MERKLEIN, M.; YANAGIMOTO, J. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. *Elsevier: CIRP Annals – Manufacturing Technology*. Vol. 66, p. 755-777, 2017.
- [3] SUNDERKÖTTER, C.; SIEURIN, H. Press hardening of truck chassis components. In: *LIGHTer workshop*, September, 2016.
- [4] MOHRBACHER, H. Influence of alloy modifications and microstructure on properties and crash

performance of press hardened steels components. In: Proceedings of 6Th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, Eds. Mats Oldenburg, Braham Prakash, Kurt Steinhoff, Atlanta GA, p. 212-220, 2017.

[5] MELLOY, G. F.; SUMMON, P.R.; PODGURSKY, P. P. Optimizing the boron effect. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 4, p. 2279-2289, 1973.

[6] KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER S. Advanced high strength steels for automotive industry. Archives of Civil and Mechanical Engineering. Vol 8, p. 103-117, 2008.

[7] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. Journal of Materials processing Technology. Vol. 210, p. 2103-2118, 2010.

[8] KAIJALAINEN, A.; SUIKKANEN, P.P.; LIMNELL, T.J.; KARJALAINEN, L.P.; KÖMI, J.I.; PORTER, D.A. Effect of austenite grains structure on the strength and toughness of direct-quenched martensite. Journal of Alloys and Compounds. Vol. 577, p. 642-648, 2015.

[9] JAVAHERI, V.; KHODAIE, N.; KAIJALAINEN, A.; PORTER, D. Effect of niobium and phase transformation on the microstructure and texture of a novel 0,40% C thermomechanically processed steel. Materials Characterization, Vol. 142, p. 295-308, 2018.

[10] HANNULA, J.; PORTER, D.A.; KAIJALAINEN, A.; KÖMI, J. Evaluation of mechanical properties and microstructures of molybdenum and niobium microalloyes thermomechanically rolled high-strength press hardening steel. Journal of the Minerals, Metals & materials Society. Vol. 71, n°7, p. 2405-2412, 2019.

[11] KANTANEN, P.; SOMANI, M.; KAIJALAINEN, A.; HAIKO, O.; PORTER, D.; KÖMI, J. Microstructural characterization and mechanical properties os direct quenched and partitioned high-aluminum and high-silicon steel. Metals. Vol. 9, p. 256 - 273, 2019.

[12] MASIMOV, M. & KWIATON, N. A study of Mo-induced bainitic transformation in continuously cooled steels by X-ray and electron diffraction. Euromat, Glasgow, 2009.

[13] MILITZER, M.; FAZELI, F.; JIA, T. Fundamentals and applications of Mo and Nb in high performance steels. CBMM, IMO A and TMS. Vol. 1, p. 23-26, 2014.

[14] GRAY, J.M.; MOHRBACHER, H. Application of Niobium-Molybdenum strengthening mechanisms in high strength linepipe steels. In: Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels; TMS: Pittsburgh, PA, USA, Volume 1, p. 121–134, 2014.

[15] GOLLING, S.; FRÓMETA, D.; CASTELLAS, D.; JONSÉN, P. Influence of microstruture in the fracture toughness of hot stamped boron steel. Materials Science & Engineering A, Vol. 743, p. 529-539, 2019.

[16] PESSARD, E.; ABRIVARD, B.; MOREL, F.; ABROUG, F.; DELHAYE, P. The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of boron steel. International Journal of Fatigue. Vol. 68, pp. 80 – 89, 2014.

[17] MORITO, S.; SAITO, H.; OGAWA, T.; FURUHARA, T.; MAKI, T. Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels. ISIJ International, Vol. 45, n° 1, pp. 91-94, 2005.

[18] PICAS, I.; LARA, A.; CASELLAS, D.; ADEMAJ, A.; STEINHOFF, K.. Fatigue performance of

press hardened steel with tailored material properties: a compromise between high strength and damage tolerant microstructures. In: Proceedings on the 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel (ISBN 978-3-942267-82-3); p. 251- 258, 2013.

[19] LARA, A.; PICAS, I.; CASELLAS, D. Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels. Journal Mater. Process Technology, Vol. 213, pp. 1908-1919, 2013.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

TOOLS FOR THE DEVELOPMENT OF ALLOY DESIGNS FOR HOT ROLLED FLAT STEEL PRODUCTS

Antonio Augusto Gorni ⁽¹⁾
Marcelo Arantes Rebellato ⁽²⁾
Danilo Di Napoli Guzela ⁽³⁾

ABSTRACT

The permanent and diversified pressures exerted on steel mills – in terms of costs, availability of raw materials, carbon footprint and quality of final products – are making difficult to develop new alloy designs for steels. In view of this situation, digital tools were created to quickly evaluate the design of structural steels. Such applications, based on chemical composition and on the refining and rolling process data of structural steels, determine their final mechanical properties, as well as make a preliminary assessment of their suitability for the secondary refining process, continuous casting and welding, sensitivity to hot cracking, carbon footprint and costs. The use of such tools allows to accelerate the development of new steels and harmonize the potentially conflicting circumstances related to the manufacture and application of steel flat products.

Key words — HSLA Structural Steel; Niobium; Carbon Footprint; Alloy Design.

RESUMO

As permanentes e diversificadas pressões exercidas sobre as usinas siderúrgicas – em termos de custos, disponibilidade de matérias primas, pegada de carbono e qualidade dos produtos finais – estão tornando cada vez mais difícil a definição de projetos de liga para aços. Tendo em vista essa situação, foram criadas ferramentas digitais para avaliar rapidamente o projeto de aços estruturais. Tais aplicativos, a partir dos dados de composição química e do processo de refino e laminação de aços estruturais, determina as suas propriedades mecânicas finais, bem como faz uma avaliação preliminar de sua adequação ao processo de refino secundário, lingotamento contínuo e soldagem, sensibilidade ao trincamento a quente, pegada de carbono e custos. O uso dessas ferramentas permite acelerar o desenvolvimento de novos aços e efetuar harmonização entre as circunstâncias eventualmente conflitantes relativas à fabricação e aplicação dos produtos planos de aço.

Key words — Aço ARBL Estrutural, Nióbio, Pegada de Carbono, Projeto de Liga.

- ⁽¹⁾ Materials Engineer, M.Sc., Ph.D., Consultant, Brazil, antonio.gorni@gmail.com.
⁽²⁾ Metallurgical Engineer, Consultant, RMS – Rolling Mill Solutions, Brazil
⁽³⁾ Metallurgical Engineer, Consultant, Brazil

1. INTRODUCTION

In principle, the alloy design of a steel, that is, its combination of alloying elements, must guarantee that its specified properties and characteristics are met, and in the most economical way possible. But other requirements must also be satisfied. For example, the steel refining, forming and processing steps at the plant should be as simplified, economical and consistent as possible. The availability of the corresponding ferroalloys on the market, as well as the value and stability of their quotations over time, are also a crucial factor to be considered. Finally, the issue of sustainability is assuming significant importance, particularly regarding the resulting carbon footprint and recyclability of steel.

CBMM is developing several digital applications based on Microsoft Excel in order to rationalize the process of alloy design of microalloyed structural steels. One of them, *Alloy Design Optimization (ADO)*, analyzes alloy costs, steelmaking and rolling technical aspects and final product mechanical properties. The other one, *ecoNb* [1], is more specific to steelmaking aspects, but it also calculates the Global Warming Potential (GWP, for a time horizon of one hundred years) corresponding to the alloy design which is being studied. This parameter, expressed in [kg CO₂e/ton steel], quantifies the carbon footprint of a steel product and it is becoming increasingly important for customers to keep it to a minimum.

These tools will be detailed below.

2. ALLOY DESIGN OPTIMIZATION - ADO

Alloy Design Optimizer (a.k.a. ADO) is an Excel application developed by CBMM that allows the comparison between real and proposed alloy designs of Nb microalloyed steels. It was developed to optimize chemical composition, as well as the corresponding process parameters, in order to minimize alloy costs while keeping or even upgrading product performance. ADO has an internal mathematical model for the prediction of mechanical properties of microalloyed steels. To obtain the best results, this mathematical model must be developed for each hot flat rolling line under analysis. ADO has an internal mathematical model for the prediction of mechanical properties of microalloyed steels.

The main components of ADO are:

- *Calculator*: this is the main spreadsheet, where data about steel chemical composition and rolling process is input; results are output here as well.
- *User Notes*: brief information about ADO functions.
- *Model Limits*: show the validity ranges of the alloy contents and hot rolling process parameters which are specific for the specific model included at an ADO version.
- *References*: public literature used in the development of ADO.
- *Alloy Cost Simulator*: updated info about ferroalloys (price, recovery, and so on) must be input here.

The mathematical model used by ADO to calculate product mechanical properties from steel chemical composition and hot rolling parameters data is interchangeable and programmed in Visual Basic Application language. ADO can use any model of this kind available in the public literature, like the equations below, developed by British Steel [2]:

$$UYS = 73 + 166\sqrt{C} + 40Si + 38Mn + 1547Nb + 357\sqrt{V} + 12.35d^{-1/2} + UYS_{FRT} + UYS_P \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \text{where: } UYS_{FRT} &= 0.446\Delta T_{FRT} \\ UYS_P &= 254\sqrt{V} - 9395Ti \\ \Delta T_{FRT} &= Ae_3 - FRT + 100 \end{aligned}$$

$$UTS = 84 + 627\sqrt{C} + 71Si + 76Mn + 1004Nb + 320\sqrt{V} + 4.40d^{-1/2} + UTS_{FRT} + UTS_P \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \text{where: } UTS_{FRT} &= 0.256\Delta T_{FRT} \\ UTS_P &= 318\sqrt{V} - 10676Ti \end{aligned}$$

However, to achieve maximum precision and relevance, it is strongly recommended that, before using ADO to analyze the performance of the products of a given rolling line, a specific mathematical model is developed to calculate mechanical properties for that specific line and type of products considered. This is usually done through statistical analysis of huge and detailed data sets including chemical composition, process parameters and the corresponding mechanical properties from the same line being analyzed [3].

ADO requires the following data:

- Thickness of slab and final flat product;
- Chemical composition of steel;
- Hot rolling process parameters (in function of the specific model that is being used);
- Updated characteristics and costs of ferroalloys.

Then ADO can generate the following information:

- Relevant metallurgical process parameters (in function of the specific model that is being used);
- Mechanical properties of the flat product (generally yield and tensile strength);
- Alloy costs, according to the alloy design being studied;
- Process costs (optional, only if given by the steel producer).

The color of the spreadsheet cells indicates data priority or kind, in function of the specific model that is being used:

- Green: mandatory input data;
- Blue: optional input data;
- Yellow: output of results calculated by ADO.

The Calculator component of the ADO has the following sections:

- *Material*: identification and geometric data of slab and final flat product (Figure 1).

MATERIAL			
Grade	Slab Thickness [mm]	Slab Weight [t]	Final Plate Thickness [mm]
1	238	6.0	15.50
2	238	6.0	15.50
3	250	6.0	18.00
4	250	6.0	18.00
5	250	6.0	22.00
6	250	6.0	22.00

Figure 1: Material section data of ADO.

- *Alloy Design*: Input of chemical composition of the studied steels. One can note in Figure 2 that some numbers are in red color. This is a warning, because ADO has already run and identified that these values extrapolated the valid range of the current model, according to data in the Model Limits spreadsheet.

LEAN ALLOY DESIGN																
C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Nb [%]	ti [%]	V [%]	Cu [%]	Ni [%]	Cr [%]	Mo [%]	W [%]	N [%]	B [%]	Sn [%]
0.137	0.38	1.44	0.010	0.001	0.040	0.001	0.003	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0036	0.0001	0.0005
0.137	0.38	1.00	0.010	0.001	0.040	0.010	0.003	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0036	0.0001	0.0005
0.124	0.40	1.56	0.010	0.001	0.046	0.001	0.003	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0036	0.0001	0.0005
0.124	0.40	1.00	0.010	0.001	0.046	0.010	0.003	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0036	0.0001	0.0005
0.165	0.40	1.48	0.010	0.001	0.044	0.017	0.002	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0044	0.0001	0.0005
0.165	0.40	1.88	0.010	0.001	0.044	0.012	0.002	0.002	0.02	0.01	0.03	0.01	0.00	0.0044	0.0001	0.0005

Figure 2: Alloy Design section.

- *Weldability and Peritectic Range*: Output of quality parameters calculated by ADO using chemical

composition data input by user, as shown in Figure 3: *Weldability*, expressed by carbon equivalent formulas (CE_q and P_{cm} [4]), *Hot Ductility* (Mn/S ratio and minimum Mn amount that must be present in steel to avoid plate cracking during hot rolling [5]) and *Peritectic Criticality* (expressed by the mold temperature standard deviation, that must be as low as possible in order to minimize slab cracking due to peritectic transformation during continuous casting [6]).

WELDABILITY AND PERITECTIC RANGE					
CE_q	P_{cm}	Mn/S	Mn _{min} [%]	C_{es} Peritectic	Mold Temp Standard Deviation [°C]
0.39	0.23	1440	0.32	0.18	2.87
0.31	0.20	1000	0.32	0.16	2.81
0.39	0.22	1556	0.32	0.19	2.80
0.30	0.19	1000	0.32	0.15	2.82
0.42	0.26	1475	0.32	0.22	1.16
0.49	0.28	1880	0.32	0.30	1.16

Figure 3: Weldability and Peritectic Range section.

- *Furnace Temperatures*: As seen in Figure 4, *Reheat Temperature* must be input by user if required by the mechanical properties model; *Solution Temperature*, calculated by ADO is the minimum temperature to achieve full niobium dissolution defined by the Irvine equation [7].

FURNACE TEMPERATURES	
Reheat Temperature [°C]	Solution Temperature (Irvine) [°C]
1138	-
1138	1048
1152	-
1152	1037
1152	1134
1152	1091

Figure 4: Furnace Temperatures section.

- *Rolling Process Temperatures*: Certain temperatures of the rolling process need to be provided by the user as required by the model for predicting mechanical properties, as described in Figure 5. In addition, ADO calculates some critical temperatures using the chemical composition of steel, like the boundaries of austenite recrystallization kinetics (Recrystallization Limit Temperature and Recrystallization Stop Temperature [8]) and the start of the austenite transformation in ferrite (A_{r3} , [9]).

ROLLING PROCESS TEMPERATURES								
Start Roughing Temperature [°C]	Finish Roughing Temperature [°C]	RLT (Bai 2011) [°C]	Holding Thickness [mm]	Holding Time [s]	Start Finishing Temperature [°C]	RST (Bai 2011) [°C]	Finish Rolling Temperature [°C]	Ar3 (Ouchi) [°C]
		-				-	906	750
		946				871	906	785
		-				-	946	745
		938				863	946	789
		1000				925		739
		974				899		706

Figure 5: Rolling Process Temperatures section.

- *Cooling Temperatures*: eventually cooling start/end temperatures and cooling rate of the rolling process must also be provided by the user as required by the specific model for predicting mechanical properties, as described in Figure 6.
- *Comparable Properties with Reduced Costs*: this section shows the results of the mechanical properties model (Figure 7). Optionally the user can input real measured results of yield/tensile strength and elongation (blue legend) only for comparative purposes with the corresponding

calculated results (yellow legend). ADO also calculates the associated ferroalloy costs for Mn, Nb, V and Si, total costs and the difference between two subsequent alloy designs.

COOLING TEMPERATURES		
Start Cooling Temperature [°C]	Cooling Rate [°C/s]	Finish Cooling Temperature [°C]

Figure 6: Cooling Temperatures section.

COMPARABLE PROPERTIES WITH REDUCED COSTS											
YS [MPa]	TS [MPa]	Elong [%]	YS _{red} [MPa]	TS _{red} [MPa]	Elong _{red} [%]	Cost Mn [US\$/t]	Cost Nb [US\$/t]	Cost V [US\$/t]	Cost Si [US\$/t]	Alloy Total Cost [US\$/t]	Delta Cost Alloy [US\$/t]
412	547	26	402	545		22.59	0.36	0.65	7.97	35.24	
			406	529		15.69	3.61	0.65	8.06	31.68	3.57
3/4	526	23	406	551		24.41	0.36	0.65	8.57	37.66	
			406	529		15.69	3.61	0.65	8.57	32.18	5.47
			Nb High!	Nb High!		23.14	6.14	0.65	8.57	42.16	
			442	579		29.49	4.33	0.65	8.57	46.71	-4.55

Figure 7: Comparable Properties with Reduced Costs section.

3. ECO NB

Recent developments proved that it is possible to reduce manganese content by adding small amounts of niobium, keeping the same mechanical properties of structural steels plates. For low yield strength around 350 MPa, small additions of niobium like 0.010% are enough to maintain the same mechanical properties of the material even reducing 0.50% of manganese content [10]. Figures 1 to 7 show several examples of the economical advantage of such approach.

However, there are additional profits from this new alloy design when steel refining processes are considered. The reduction of manganese content results in less additions of FeMn, allowing to decrease the tapping temperature. This brings many benefits, e.g., regarding the consumption of refractories of BOF furnace and ladle, the increase of metallic yield, savings of electrical energy and electrodes at the ladle furnace, the reduction of amount of aluminum as deoxidizer, of absorbed hydrogen and nitrogen, and of macro segregation. EcoNb is a digital tool developed to quantify such benefits. Figure 8 shows the results of a EcoNb calculation showing the benefits got from the partial substitution of Mn by Nb in a specific structural steel, that is, from a steel with 1.40% Mn and no Nb to another one with 0.90% Mn and 0.010% Nb.

These benefits are indirect for the customer, but one is becoming very important, that is, the calculation of the Global Warming Potential (GWP, for a time horizon of one hundred years) referring to the chemical compositions of conventional steel and new alloys proposed, with lower Mn content compensated by a micro addition of Nb. Although this calculation still is controversial, as the values of GWP obtained depend on a myriad of factors, including the manufacturing route of each plant and its energy sources, it is a good indication of the minimization of the carbon footprint of the steel. As shown in Figure 8, the results obtained in terms of the Global Warming Potential for produce structural steels were favorable for the new Low Mn-Nb steel, with an average reduction of 62 kg of CO₂ equivalents per ton of product, a not negligible bonus considering the pressure being put on the steel industry to reduce its carbon footprint. Considering that a typical passenger car emits about 4.6 tons of CO₂ per year (or 12,6 kg of CO₂ a day), the reduction in the CO₂ footprint due to the partial replacement of Mn by Nb showed in Figure 8 compensates 4.9 days of a car use for each rolled ton of steel [13].

4. CONCLUSIONS

It was shown in this work how two digital tools developed by CBMM – *Alloy Design Optimization (ADO)* and *ecoNb* – are helping to accelerate and make the process of developing structural steel alloys projects more accurate. In this specific opportunity, these tools are supporting the effort of creating more refined products with lower cost and carbon footprint through the partial exchange of manganese for micro additions of niobium. These applications are continuously being improved in order to cover, with greater precision, a wider range of structural products.

ECONOMY			
Slag Splashing (0)	Gunning (1)	1	
Energy Savings: Tapping Temperature (°C)		16	
Addition Savings: FeSiMn (Kg/t LOW Mn)		8.651	US\$/t 12.11
Addition Savings: Al Deoxidation (Kg/t LOW Mn)		0.141	US\$/t 0.39
SAVING BOF LINING REFRACTORY (Kg/t LOW Mn)		GUNNING	0.116 US\$/t 0.23
		SLAG SPLASHING	US\$/t
SAVING STEEL LADLE LINING REFRACTORY (Kg/t LOW Mn)		0.050	US\$/t 0.04
INCREASE METALLIC YIELD (%)		0.66	US\$/t 0.81
Ladle Furnace Savings <small>(ONLY IF TAPPING TEMPERATURE: ALLOWED < NEEDED)</small>		Electrical Energy (KWH/t LOW Mn)	123 US\$/t 0.03
		Electrode (Kg/t LOW Mn)	0.100 US\$/t 0.19
TOTAL SAVING		US\$/t LOW Mn	13.80
DECREASE "P" CONTENT at TAPPING		ppm	34.5
DECREASE "H" CONTENT in STEEL LADLE		ppm	1.7
DECREASE "N" CONTENT in STEEL LADLE		ppm	6.7
DECREASE "S" CONTENT in STEEL LADLE		ppm	2.0
Reduction of Manganese Centerline Segregation		%	67
Saving in Global Warming Potential (GWP)		Kg CO_{2e} / tonne	62

Figure 8: Alloy design change evaluation report generated by ecoNb: from a steel with 1.40% Mn and no Nb to another one with 0.90% Mn and 0.010% Nb [1].

6. ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank CBMM for their kind support during the preparation of this work.

7. REFERENCES

- [1] GUZELA, D.D.N. et al. Benefits for LD Steel Plant Resulting from the Partial Substitution of Manganese by Small Additions of Niobium. 51° Seminário de Fusão, Refino & Solidificação de Metais, São Paulo, 2022.
- [2] BEAVERSTOCK, R.C. et al. Modelling of Processing and Final Properties of Reversing Mill Plate. 9th International Steel Rolling Conference. Paris, 2006.
- [3] GORNI, A.A.; SILVA, M.R.S.; SILVEIRA, J.H.D. Análise Multidimensional dos Parâmetros de Processo e Propriedades Mecânicas de Bobinas a Quente. 45° Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Ipojuca/Porto de Galinhas, 2008.
- [4] YURIOKA, N. Physical Metallurgy of Steel Weldability. ISIJ International, 566-570 (2001) 41(6).
- [5] TOLEDO, G.A. The Fundamentals of the Crack Formation: Chemistry and Physics. Webinar, Valcra Project, 2020.
- [6] SHEPHERD, R.; KNOPP, I.; BRASS, H.G. Improved determination of the effect of alloying elements on the peritectic range in low-alloyed cast steel, Iron & Steel Technology, 77-85 (2012) 9(10).
- [7] IRVINE, K.J.; PICKERING, F.B.; GLADMAN, T. Grain-Refined C-Mn Steels. Journal of the Iron and Steel Institute. 161-182 (1967) 205(2).
- [8] BAI, D.Q. et al. Development of Discrete X80 Line Pipe Plate at SSAB Americas. International Symposium on the Recent Developments in Plate Steels, Warrendale, 2011.
- [9] OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation After Hot Rolling. Transactions of the ISIJ, 214-222 (1982) 22(3).

- [10] GORNI, A.A.; REBELLATO, M.A.; SILVESTRE, L.M. Partial Replacement of Manganese by Niobium in Low Carbon Structural Steels. 57^o Seminário de Laminação e Conformação de Metais, São Paulo, 2022.
- [11] EPA. Greenhouse Gas Emissions from a Typical Passenger Vehicle (<https://www.epa.gov/greenvehicles/greenhouse-gas-emissions-typical-passenger-vehicle>), accessed in August 16, 2022.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDR Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DA EXPANSÃO DE FURO DO AÇO 22MNB5

André Rosiak ⁽¹⁾

Thomas Gomes dos Santos ⁽²⁾

Diego Pacheco Wermuth ⁽³⁾

Diego Rafael Alba ⁽⁴⁾

Matheus Henrique Riffel ⁽⁵⁾

Rafael Pandolfo da Rocha ⁽⁶⁾

Lirio Schaeffer ⁽⁷⁾

RESUMO

A fratura durante a operação de flangeamento é a uma das principais restrições para o uso dos Aços Avançados de Alta Resistência. A deformabilidade de borda destes materiais deve ser adequadamente considerada durante a fase de projeto. Uma forma eficaz de avaliar esta característica é através do ensaio de expansão de furos. Neste estudo, chapas de 1,5mm de espessura do aço ao boro 22MnB5 em diferentes condições foram submetidas ao ensaio de expansão de furo. Paralelamente, análises numéricas através do método dos elementos finitos foram realizadas em condições idênticas aos ensaios executados. Por fim, microscopia óptica foi utilizada para investigar a influência da microestrutura na deformabilidade de borda.

Palavras-chave — Deformabilidade, Flangeamento, 22MnB5, Aços Avançados de Alta Resistência.

⁽¹⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽²⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽³⁾ Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽⁴⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽⁵⁾ Engenheiro Mecânico, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽⁶⁾ Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica, Brasil.

⁽⁷⁾ Professor Dr. Ing., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

NUMERICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF 22MnB5 STEEL HOLE EXPANSION

ABSTRACT

Fracture during the flanging operation is one of the main restrictions for the use of Advanced High Strength Steels. The edge formability of these materials must be adequately considered during the design phase. An effective manner to evaluate this characteristic is through the hole expansion test. In this study, 1.5mm thickness sheets of 22MnB5 boron steel under different conditions were subjected to the hole expansion test. In parallel, numerical analyses using the finite element method were carried out under identical conditions to the performed experiments. Finally, optical microscopy was used to investigate the influence of microstructure on edge formability.

Key words — formability, Flanging, 22MnB5, Advanced High Strength Steels.

1. INTRODUÇÃO

A demanda atual pela ampliação da eficiência energética dos veículos e atenuação das emissões de gases poluentes na atmosfera tem impulsionado a rápida introdução dos aços de alta resistência para estampagem a quente como matéria prima para estruturas de carroceria [1]. Após o processamento adequado, estes aços apresentam elevada resistência mecânica, permitindo a redução de espessura das estruturas sem perda de desempenho mecânico, o que apoia a tendência de redução de peso e construção leve [2].

Aços baixo carbono ao boro são endurecidos durante a conformação a quente devido a transformação martensítica induzida pela troca de calor intensa entre a chapa (a altas temperaturas) com as ferramentas geralmente refrigeradas. O aço 22MnB5, pertencente a esta classe, pode alcançar resistência à tração de 1600 MPa após a estampagem a quente ao mesmo tempo que os requisitos referentes a absorção de impacto são mantidos [3,4].

Além da aplicação de aços de alta resistência, nos últimos anos, a tecnologia *multimaterial body-in-white* (BIW), que utiliza alumínio, magnésio e compósitos juntos, tem sido aplicada para a produção em massa de veículos [5]. No entanto, a aplicação dos processos de soldagem tradicionalmente usados nas linhas de produção automotivas apresenta muitas limitações para combinar aços de alta resistência ou materiais diferentes [6]. Portanto, a fixação mecânica é considerada uma excelente alternativa para a união de materiais dissemelhantes na construção de automóveis. Embora esta técnica seja vantajosa para automação, ela requer certas adaptações na resistência e espessura do material alvo. Geralmente, operações de flangeamento são incorporadas aos projetos para enrijecer regiões de borda. Furos flangeados são utilizados em juntas parafusadas ou como elementos de reforço para juntas mecânicas e buchas [7].

No entanto, formar um furo flangeado em aços de alta resistência é uma tarefa mais complexa do que formar um furo em aços macios convencionais. À medida que a resistência da chapa de aço aumenta, a tendência a ocorrência de trincas na ponta do flange, mesmo sob baixa deformação, aumenta devido à redução da deformabilidade de borda [8,9]. Portanto, é difícil empregar essa abordagem para componentes estruturais compostos de aços endurecidos por estampagem a quente [5].

Neste estudo, a deformabilidade de borda do aço 22MnB5 foi investigada através da realização de testes de expansão de furo. O material foi avaliado em duas condições diferentes: como recebido; e após aquecimento a 900°C por 4 minutos, seguido de resfriamento por contato em matrizes planas resfriadas. A Razão de Expansão do Furo de cada condição foi obtida para prever e avaliar a tendência de fratura de borda. Microscopia óptica e análises de microdureza foram utilizadas para a

avaliar o efeito da microestrutura na deformabilidade local. Paralelamente, a análise por elementos finitos foi realizada para ampliar a compreensão do processo de expansão de furo. Estas análises são precedidas por uma breve revisão da literatura disponível referente a deformabilidade de borda de Aços Avançados de Alta Resistência

2. DEFORMABILIDADE DE BORDA DE AÇOS DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os aços baixo carbono ao boro, tais como, 22MnB5, 27MnCrB5, e 37MnB4, formam uma classe importante dos Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels - AHSS*). Outras classes como os aços *Dual Phase - DP*, *Complex-Phase* e TRIP (Plasticidade Induzida por Transformação) também tem ganho cada vez mais importância na indústria automotiva.

A conformabilidade desses aços é um fator essencial de projeto, especialmente quando está envolvida a estampagem de peças de geometria complexa. Geralmente, os componentes automotivos são conformados a partir de chapas de aço cortadas de uma bobina. Nestas chapas, uma borda é formada durante o processo de cisalhamento e, posteriormente, o processo de estampagem é realizado. A conformação das regiões de borda oriundas das operações de corte tornou-se um grande desafio no processamento de AHSS [10]. Devido à alta tendência a formação de trincas, o flangeamento de estiramento é considerada a principal restrição ao uso destes materiais [11,12].

Alguns dos fatores que influenciam a conformabilidade da borda incluem microestrutura do material, condição superficial da borda e parâmetros de conformação. As microestruturas dos AHSS reduzem a deformabilidade local que afetam a capacidade de expansão do furo, de flangeamento de estiramento e de flexão [13]. Portanto, é desejável enfatizar a importância da deformabilidade local ou de borda em relação a deformabilidade global, quando o aço é utilizado para aplicações em que a flangeabilidade é o principal fator limitante da conformação [14-17].

A compreensão e a medição precisas da conformabilidade de borda são atualmente um dos principais desafios encontrados pela indústria de estampagem de chapas de aço.

Os métodos tradicionais de previsão de conformabilidade, como Curvas Limite de Conformação (CLC), servem como um guia útil para prever a conformabilidade global, mas são imprecisos na previsão da conformabilidade de borda de AHSS. A Curva Limite de Conformação não leva em conta a fratura da borda, que ocorre em deformações menores do que as normalmente previstas pela CLC [18].

O ensaio de expansão do furo é a técnica comumente utilizada para quantificar o limite de estiramento de borda [19-23]. Alguns padrões de teste já foram estabelecidos, incluindo: JFS T 1001-96 [24], ISO/TS 16630-2008 [25]. O método consiste em submeter uma amostra com um furo central a ação de um punção até a fratura, conforme ilustrado na Figura 1.

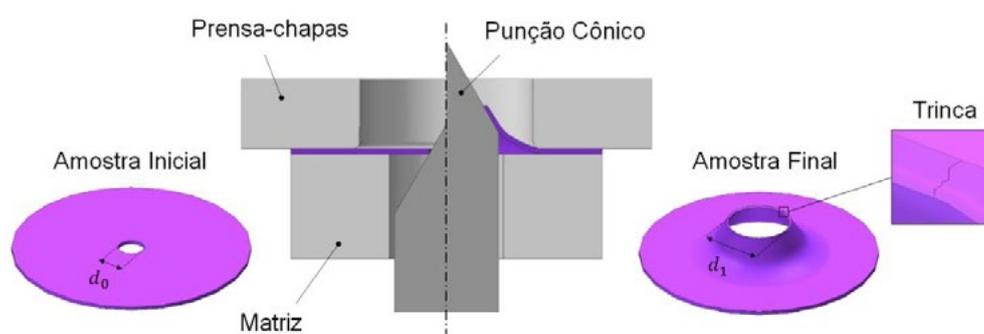


Figura 1: Desenho esquemático do ensaio de expansão de furo.

Durante o teste, a borda do furo é submetida à condição de tensão uniaxial e sofre estiramento até a fratura, quando o ensaio é interrompido. A relação entre os diâmetros inicial (d_0) e final do furo

(d_f), definida como Razão de Expansão do Furo (λ), fornece uma medida fácil e direta da deformabilidade de borda.

O método de furação da chapa influencia a deformabilidade de borda. Foi demonstrado que de um modo geral, furos obtidos por puncionamento/cisalhamento apresentam um limite de estiramento muito menor em comparação com furos usinados [22,23,26].

KONIECZNY e HENDERSON (2007) realizaram um estudo experimental abrangente em aços de Alta Resistência e Baixa Liga (*High Resistance Low – Alloy Steels - HSLA*) e AHSS. Os autores investigaram fatores como a folga da matriz de furação, direção da rebarba durante o teste de expansão de furo e diferentes técnicas de usinagem. Foi demonstrado que diferentes folgas da matriz de puncionamento produzem diferentes Razões de Expansão de Furo.

O processo de puncionamento tem grande impacto no limite de estiramento de borda [10]. SHIH et al. (2010) investigaram diferentes técnicas de puncionamento, introduzindo um ângulo de chanfro na cabeça do punção, bem como mudando a orientação do material da chapa. Os autores verificaram que uma folga da matriz de puncionamento de 15 a 20% geralmente amplia a Razão de Expansão de Furo de AHSS.

MORI et al. (2010) examinaram o efeito da qualidade superficial da aresta cisalhada na flangeabilidade de estiramento das chapas de aço de alta resistência. Os autores descobriram que a λ da chapa de aço de ultra alta resistência cisalhada é dependente da irregularidade macroscópica e da dureza da borda cisalhada e não da rugosidade microscópica.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras para teste de expansão de furos foram preparadas e testadas de acordo com a ISO/TS 16630:2017 (*Metallic materials - Sheet and strip - Hole expanding test*). Corpos de prova circulares de 90mm de diâmetro foram cortados a partir de chapas do aço 22MnB5 de 1,5mm de espessura. A análise química do aço 22MnB5 obtida por espectrometria de emissão óptica por centelha é mostrada na Tabela 1. A composição está dentro da faixa nominal encontrada na literatura [1,2].

Tabela 1: Resultado da análise química do aço 22MnB5 (% em massa).

C	Mn	P	S	Si	Cr	B	Ti	Al
0,23	1,24	0,02	0,002	0,21	0,19	0,0039	0,046	0,037

O material foi analisado em duas condições: como recebido e após tratamento térmico. As amostras tratadas foram aquecidas em forno resistivo a 900°C durante 4 minutos para completa austenitização da geometria e posteriormente foram posicionadas entre matrizes planas. O resfriamento gerado pela troca térmica entre a chapa e as ferramentas induz às transformações de fase no material de trabalho.

De acordo com a norma, um orifício com diâmetro inicial $d_0 = 10 \text{ mm}$ ($\pm 0,02$) foi perfurado por puncionamento no centro dos corpos de prova com o mecanismo de corte mostrado na Figura 2(a). O corte foi realizado em uma prensa hidráulica marca FKL com capacidade de 6000kN e velocidade de 4,3mm/s.

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca EMIC com capacidade de 600kN. As ferramentas utilizadas nos ensaios são mostradas na Figura 2(b). Durante os ensaios foi realizada a aquisição de dados de força e deslocamento. Após os ensaios, o diâmetro interno do furo rompido foi medido com um paquímetro digital de 0,01 mm de precisão em duas direções perpendiculares entre si, evitando o local da trinca.

Para a avaliação microestrutural do material, amostras metalográficas foram preparadas seguindo procedimentos padrão [28] e atacadas por imersão em uma solução Nital 5% por 10s. Na análise de microdureza, cada amostra foi submetida a trinta medições realizadas com uma carga de 1 kgf por 10s em diferentes posições para a obtenção um valor médio de dureza.



Figura 2: Processo de corte por punçionamento das amostras de expansão de furo.

Para aprofundar a análise dos resultados, os ensaios realizados foram investigados numericamente via elementos finitos no software QFORM. Devido a simetrias das geometrias, uma abordagem em 2D foi utilizada, permitindo a redução do esforço de computação. As geometrias das ferramentas foram consideradas rígidas, enquanto para os corpos de prova de expansão atribuiu-se comportamento elasto-plástico. As geometrias deformáveis foram discretizadas em elementos triangulares. A malha adaptativa foi usada durante as simulações e o tamanho mínimo dos elementos foi de 1 mm ao redor da borda do furo para calcular com precisão as deformações próximas à borda.

Informações referentes ao comportamento mecânico do material nas duas condições analisadas foram obtidas através de ensaios de tração uniaxial e inseridas no software de simulação. Os ensaios mecânicos foram realizados seguindo as especificações da normativa ASTM E8/E8M-21, na mesma máquina em que os ensaios de expansão de furo foram realizados.

4. RESULTADOS

4.1 MICROESTRUTURA E DUREZA

A Figura 3 apresenta a micrografia óptica do material na condição recebida. A microestrutura é composta por uma matriz ferrítica, de cor clara, com distribuição homogênea de perlita, de cor escura [33]. Os grãos nesta microestrutura são alongados ao longo da direção de laminação [34]. O perfil de microdureza do material nesta condição indica valor médio de 188 HV.

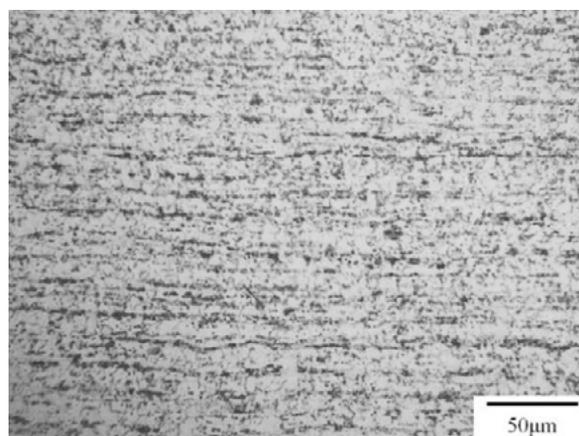


Figura 3: Microestrutura do aço 22MnB5 na condição recebida (aumento de 500x).

A microestrutura do material após aquecimento a 900°C e resfriamento por contato em matrizes resfriadas é mostrada na Figura 4. Com base na morfologia observada, a microestrutura é fundamentalmente martensítica. Esta observação é corroborada pelos valores de microdureza medidos, variando de 522 a 566 HV e valor médio de 548 HV.

De acordo com os estudos anteriores referentes ao aço 22MnB5 [35-37], valores de dureza entre 450 e 510 HV correspondem a características de chapas com pelo menos 95% da microestrutura formada por martensita. Os valores de microdureza do aço 22MnB5 medidos neste estudo estão a cima destes valores para todas as amostras endurecidas. Isso confirma que a taxa de resfriamento alcançada no contato com as matrizes foi adequada e comparável com estudos anteriores.

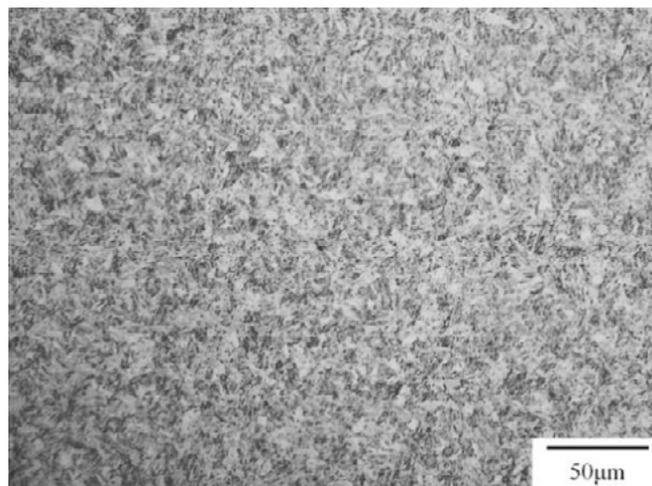


Figura 4: Microestrutura do aço 22MnB5 após aquecimento a 900°C e resfriamento em matrizes resfriadas (aumento de 500x).

HE et al. (2011) avaliou o efeito do tempo e da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do aço 22MnB5. Segundo os autores, para obter maior dureza, a temperatura de austenitização deve ser mantida entre 880-910°C e o tempo de aquecimento inferior a 5 minutos. No estudo, o valor máximo, de 51,17HRC, foi obtido com a austenitização a 880°C por 5 minutos.

Os resultados obtidos neste estudo confirmam as observações de HE et al. (2011). Os parâmetros de aquecimento criaram condições para a formação de uma estrutura austenítica previa refinada. O contato da chapa em alta temperatura com as ferramentas frias gerou uma intensa troca de calor capaz de induzir a transformação martensítica. Após a transformação, a estrutura austenítica deu lugar a pacotes da martensita também refinados. Como resultado, obteve-se um material com dureza aprimorada.

4.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO

A Figura 5 mostra o diagrama de engenharia do aço 22MnB5 na condição recebida e após o tratamento térmico. Na condição inicial, o material apresenta limite de escoamento de 390 MPa, limite de resistência de 564 Mpa e alongamento uniforme de 14%. O tratamento de endurecimento acarretou o aprimoramento da resistência mecânica do material as custas da ductilidade. Nesta condição, o limite de escoamento é de 1217 MPa, o limite de resistência igual a 1598 MPa e o alongamento uniforme de 3%. As propriedades mecânicas observadas para o material nas duas condições estão de acordo com resultados disponíveis na literatura [34, 39].

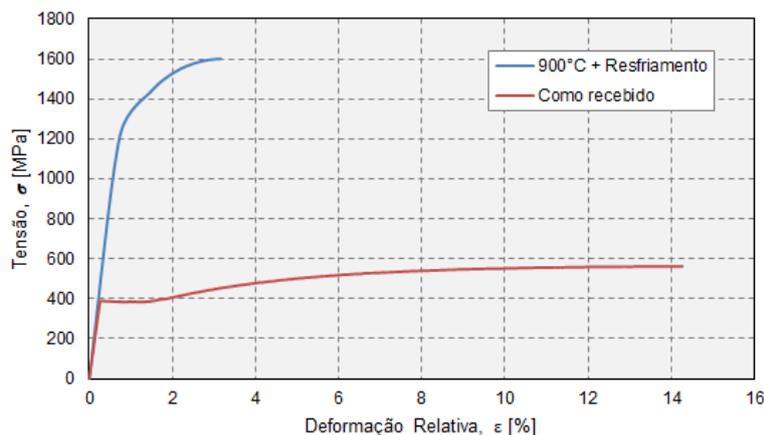


Figura 5: Diagramas de engenharia do material nas condições analisadas.

As curvas de escoamento do material nas condições analisadas são mostradas na Figura 6. Também são apresentadas as curvas de escoamento construídas a partir da Equação de Hollomon que descreve o comportamento mecânico do material quando deformado a frio. É possível verificar que a curva gerada a partir da equação se correlacionou muito bem com os resultados experimentais. A evolução da tensão de escoamento (k_f) em função da deformação verdadeira (φ) para o aço 22MnB5 na condição recebida e após endurecimento é expressa matematicamente pelas equações 1 e 2, respectivamente:

$$k_f = 2290. \varphi^{0,09} \quad (\text{Equação 1})$$

$$k_f = 695,4. \varphi^{0,06} \quad (\text{Equação 2})$$

Estas equações foram inseridas na biblioteca do software QFORM para a realização de simulações numéricas do ensaio de expansão de furo.

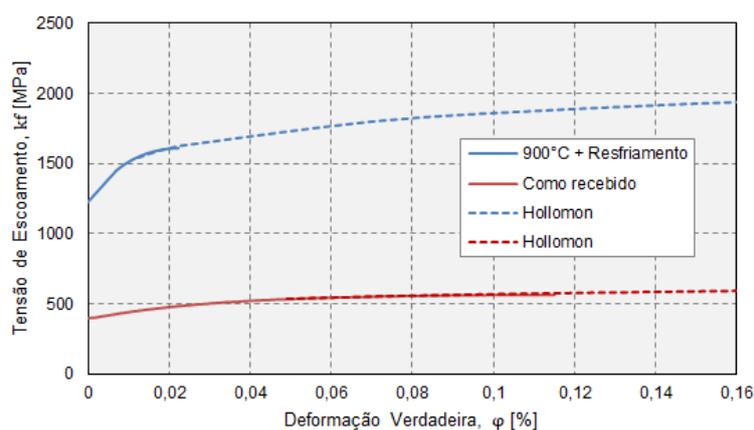


Figura 6: Curvas de escoamento do material nas condições analisadas.

4.3 ENSAIO DE EXPANSÃO DE FURO

A Figura 7 mostra os resultados dos ensaios de expansão de furo e amostras após a realização dos testes. Os ensaios de expansão de furo demonstraram que as amostras na condição recebida apresentam uma Razão de Expansão de Furo de 43,7%. Após o tratamento térmico o aço 22MnB5 apresenta Razão de Expansão de Furo de 5,7%.



Figura 7: Razão de expansão de furo para o aço 22MnB5 como recebido e após aquecimento a 900°C e resfriamento em matrizes resfriadas e amostras após os ensaios de expansão de furo.

Fica evidente que à medida que a resistência da chapa de aço aumenta, a tendência a ocorrência de trincas na borda do flange também aumenta, mesmo sob uma pequena deformação, devido à redução da flangeabilidade. Este comportamento já foi observado em estudos anteriores [40,41]. Segundo CHEN et al. (2014), a razão de expansão do furo diminui linearmente com o aumento da resistência à tração para aços que exibem limite de resistência igual ou inferior a 590 MPa. PAUL (2014) observou que a razão de expansão do furo dos aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels - AHSS*) que apresentam limite de resistência de 600 MPa ou superior é mantido em torno de 30 a 40%. Em contraponto, KIM et al, (2018) demonstrou que a λ de aços martensíticos com limite de resistência de aproximadamente 1400 MPa é de 5 a 25%.

Além das propriedades mecânicas, a conformabilidade de borda também é influenciada por fatores como microestrutura e qualidade superficial. Todos estes aspectos ajudam a compreender a queda significativa da expansibilidade do aço após o tratamento térmico.

Do ponto de vista da microestrutura, a fração volumétrica e, principalmente, o tipo dos microconstituintes afetam significativamente a capacidade de expansão de furo. Na condição recebida, o material possui considerável porção volumétrica de ferrita, um microconstituente altamente dúctil. Entretanto, a presença de perlita com carbonetos lamelares frágeis gera um gradiente de dureza na microestrutura. A diferença de dureza entre os carbonetos e a ferrita leva à concentração das deformações na ferrita e ao aparecimento de microtrincas na interface ferrita/carbonetos. Isso contribui para a redução da razão de expansão de furo do material.

Materiais com microestrutura mais homogênea, apresentam uma distribuição mais uniforme das deformações e maior capacidade de expansão de furo. Após o tratamento térmico, o material é fundamentalmente martensítico. A martensita é um microconstituente de baixa deformabilidade o que apoia os resultados obtidos. Devido à complexidade da microestrutura martensítica, a caracterização quantitativa da martensita é altamente desafiadora. Contudo, é possível afirmar que o material não possui microestrutura completamente martensita, mas também contém frações residuais de ferrita, bainita e austenita retida. A elevada diferença de dureza entre a martensita e os demais microconstituintes leva à concentração das deformações nos microconstituintes mais macios e ao aparecimento de microtrincas na interface com a martensita.

Ademais, o baixo valor de razão de expansão de furo das amostras endurecidas também é resultado da deterioração da qualidade superficial associada ao aquecimento do material. As altas temperaturas envolvidas no aquecimento favorecem a oxidação superficial aumentando a rugosidade das chapas em relação a condição inicial. Como resultado, o atrito desenvolvido entre a amostra e as ferramentas no ensaio de expansão de furo é ampliado favorecendo o surgimento de trincas em níveis inferiores de deformação.

4.4 ANÁLISE DA FRATURA

A Figura 8 mostra investigações macroscópicas dos corpos de prova após a realização dos testes, com foco na área do furo central.

O exame pós-teste da circunferência do furo revelou que nas amostras sem tratamento térmico muitas trincas iniciam ao mesmo tempo em diferentes pontos ao redor da borda. Algumas delas se desenvolvem em grandes trincas. O teste é interrompido quando uma fratura principal se desenvolve através da espessura. Este momento é identificado através do monitoramento da força de conformação, no instante em que a força experimenta uma queda de 5%. O comportamento mais dúctil do material não endurecido por tratamento térmico torna a redução da força mais suave, consequentemente, há mais tempo para a trinca se propagar até que o ensaio seja interrompido. Dessa forma, mais de uma trinca se desenvolve ao longo da espessura.



Figura 8: Corpos de prova após o ensaio de expansão de furo.

As múltiplas trincas distribuídas ao redor do furo não apresentam orientação preferencial e este comportamento está associado ao processo anterior de corte. O corte por puncionamento gera um estado de tensão heterogêneo distribuído ao redor da circunferência do furo. No processo de corte por puncionamento o material é essencialmente forçado a sofrer uma falha catastrófica por cisalhamento. Contudo, o cisalhamento puro ideal não ocorre durante o processo. Em contrapartida, gradientes de tensão e deformação são formados [29]. Esta disparidade na orientação das trincas indica que a deformação plástica e o estado de tensão residual, bem como o dano da superfície do furo induzido pelo método de preparação do furo, juntamente com os efeitos da anisotropia, são os principais fatores que determinam o início da trinca durante a expansão do furo [13].

Nas amostras endurecidas, a queda da força durante a expansão de furo é drástica e há menos tempo para a nucleação e propagação das trincas. Na ampla maioria destes corpos de prova, apenas uma trinca se inicia e então se desenvolve ao longo da espessura. Após o ensaio, as outras partes da borda do furo estão livres de trinca, uma vez que o teste foi interrompido imediatamente após o desenvolvimento da primeira trinca. No entanto, o carregamento adicional também resultaria em múltiplas trincas.

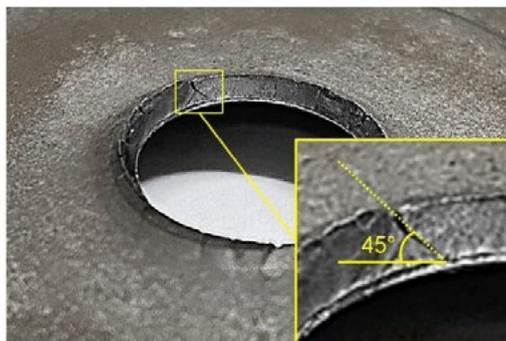


Figura 9: Detalhamento da fratura obtida nos testes de expansão de furo.

A Figura 9 mostra o corpo de prova após a realização do teste de expansão de furo, com destaque para a trinca superficiais decorrentes dos ensaios. O exame macroscópico do aspecto das trincas superficiais mostrou que todas as amostras apresentaram fratura em cerca de 45° na direção da espessura, independente da condição analisada. A direção da trinca é afetada por muitos fatores, incluindo estado de tensão [30], amolecimento do material devido ao acúmulo de danos [31], etc.

WANG et al. (2014) verificou que o processo de perfuração influencia o aspecto da propagação das trincas em corpos de prova submetidos a expansão de furo. No corpo de prova fresado, todas as trincas se propagam na direção radial. Na amostra de corte a jato de água, tanto trincas oblíquas quanto retas são observadas. Em amostras puncionadas muitas trincas se desenvolvem ao mesmo tempo e todas se propagam em cerca de 45° na direção radial.

4.5 SIMULAÇÃO NUMÉRICA

A Figura 10 mostra os resultados numéricos da distribuição da deformação equivalente ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo nas duas condições analisadas. As maiores deformações se concentram na borda do furo central. A amostra na condição recebida atinge um valor máximo de deformação de 0,34, enquanto a amostra endurecida, de menor flangeabilidade, apresenta deformação máxima de apenas 0,12.

As Figuras 11 e 12 mostram a distribuição das deformações principais maior e menor ao longo das amostras de expansão de furo. No momento da fratura, o estado de deformação na borda do furo central assemelha-se ao de tração uniaxial, em que $\varphi_1 = -2\varphi_2$. Este comportamento já foi relatado anteriormente [43,46].

Deformação Equivalente, φ_{eq} [-]

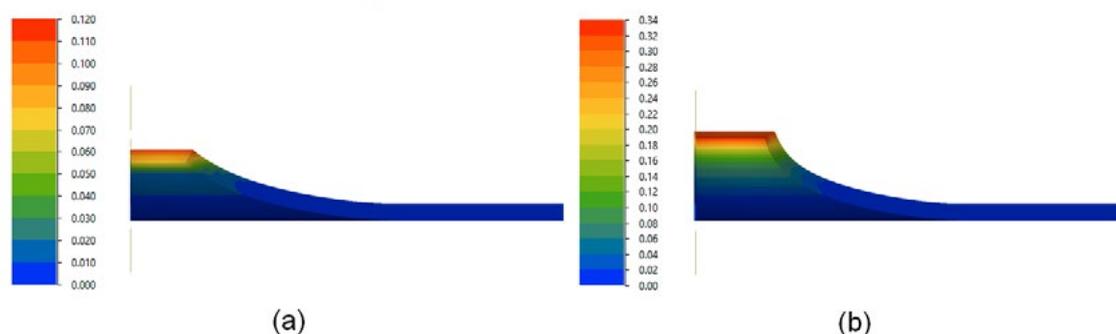


Figura 10: Resultados numéricos da distribuição da deformação equivalente ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo: (a) 22MnB5 após tratamento térmico, (b) 22MnB5 como recebido.

Apesar da borda central apresentar estado de deformação análogo ao da tração uniaxial, os testes de tração e de expansão do furo possuem uma diferença significativa que impede que correlações precisas entre o alongamento e a razão de expansão de furo sejam obtidas. No ensaio de tração, a deformação distribui-se homogêneamente ao longo da amostra, pelo menos em macroescala, até o início da estricção, enquanto um gradiente de deformação desenvolve-se nas amostras de expansão do furo. Isso pode ser observado nas Figuras 10, 11 e 12, que mostram um

expressivo gradiente de deformação ao longo do raio das amostras. A borda dos furos centrais das amostras são submetidas a intensa deformação, ao mesmo tempo que nas bordas externas, onde a chapa é presa pelo prensa-chapas, a deformação é praticamente nula.

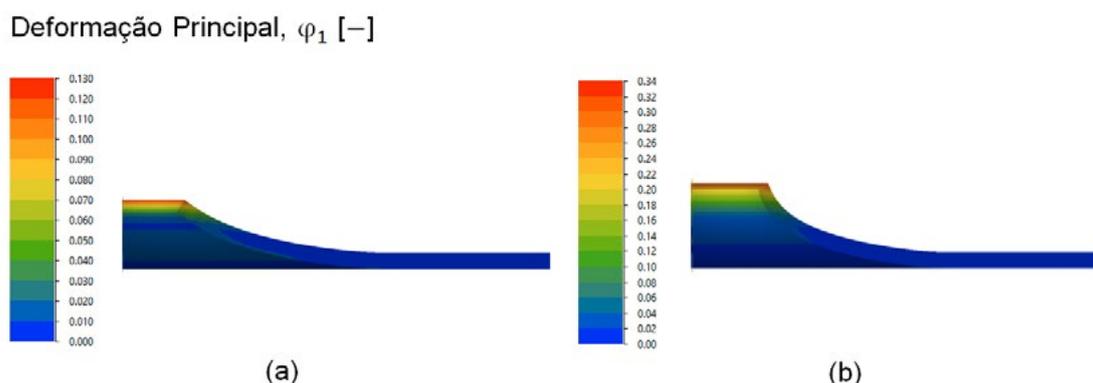


Figura 11: Resultados numéricos da distribuição da deformação principal maior φ_1 ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo: (a) 22MnB5 após tratamento térmico, (b) 22MnB5 como recebido.

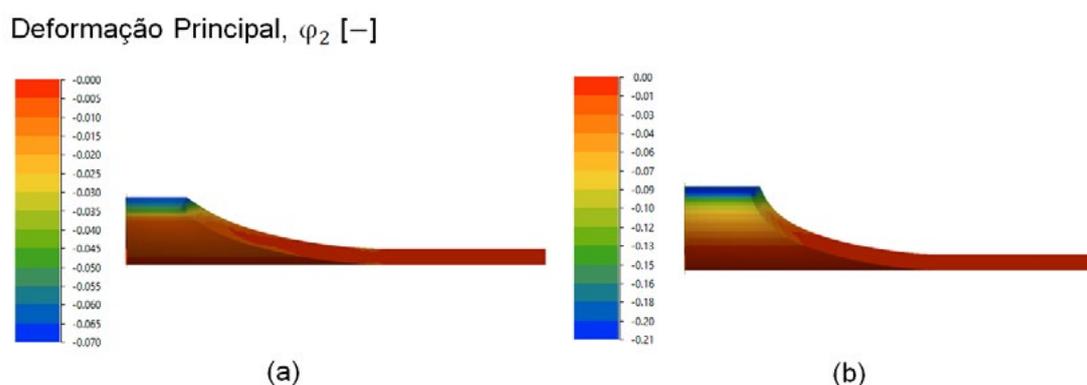


Figura 12: Resultados numéricos da distribuição da deformação principal menor φ_2 ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo: (a) 22MnB5 após tratamento térmico, (b) 22MnB5 como recebido.

A distribuição da tensão equivalente ao longo das amostras é apresentada na Figura 13. Assim como a deformação, a tensão máxima também se concentra na borda do furo central das chapas. A amostra na condição recebida atinge um valor máximo de tensão equivalente de 650 MPa, enquanto a amostra endurecida, de alta resistência, apresenta valor máximo de tensão equivalente próximo a 1900 MPa.

A Figura 14 apresenta a distribuição da tensão principal algebricamente maior σ_1 ao longo das amostras. Os valores máximos, observados na borda dos furos centrais, são próximos daqueles verificados para a tensão equivalente (Figura 13). Uma vez que a tensão σ_1 corresponde a componente de tensão de tração, os resultados demonstram que o estado de tensão na borda do furo central das amostras de expansão do furo é aproximadamente de tração uniaxial. Muitos pesquisadores relataram esse fato [11,12,46].

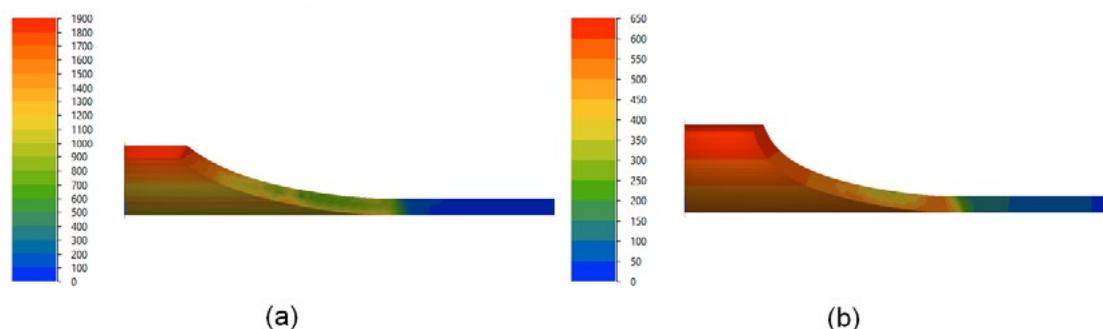
Tensão Equivalente, σ_{eq} [MPa]

Figura 13: Resultados numéricos da distribuição da tensão equivalente ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo: (a) 22MnB5 após tratamento térmico, (b) 22MnB5 como recebido.

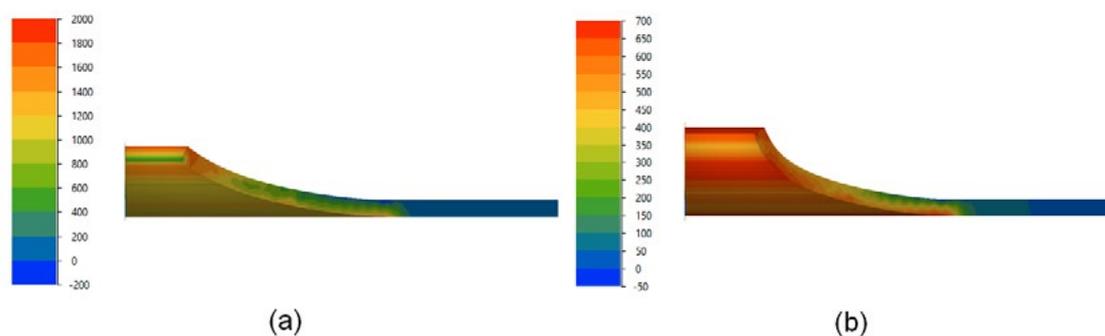
Tensão Principal, σ_1 [MPa]

Figura 14: Resultados numéricos da distribuição da tensão principal σ_1 ao longo dos corpos de prova submetidos ao ensaio de expansão de furo: (a) 22MnB5 após tratamento térmico, (b) 22MnB5 como recebido.

Para validar os resultados obtidos nas simulações numéricas, a evolução da força de expansão de furo em função do deslocamento do punção obtida experimentalmente foi comparada com os dados obtidos numericamente. As Figuras 15 e 16 mostram os resultados de força e deslocamento para a expansão do furo do material na condição recebida e após endurecimento, respectivamente.

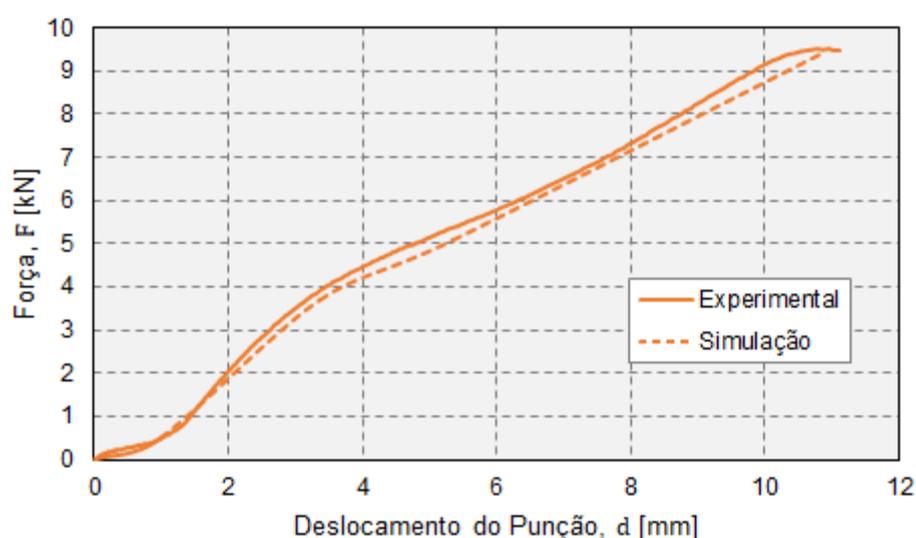


Figura 15: Evolução da força de expansão de furo em função do deslocamento do punção para o aço 22MnB5 na condição recebida.

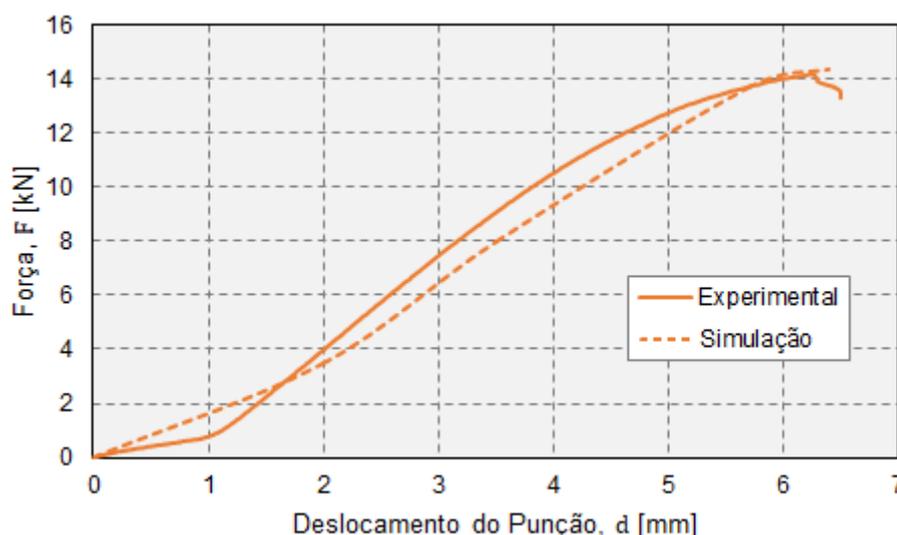


Figura 16: Evolução da força de expansão de furo em função do deslocamento do punção para o aço 22MnB5 após tratamento térmico.

Em ambos os ensaios, a força aumenta gradualmente até atingir o valor máximo e então cai drasticamente. O momento da fratura da borda da chapa pode ser definido como o instante em que a redução da força é observada. Apesar do comportamento semelhante, é possível verificar que o material na condição recebida apresenta uma queda da força mais lenta em comparação ao material após o endurecimento. Isso se deve as características das microestruturas das amostras. Após a nucleação da trinca, na carga máxima, a propagação da falha ocorre lentamente na matriz ferrítica de alta tenacidade. Por outro lado, a fratura se propaga quase que instantaneamente na microestrutura martensítica, reconhecidamente mais frágil.

Os resultados numéricos e experimentais apresentam boa correlação, com um desvio máximo inferior a 9%. Além disso, no deslocamento crítico, em que a fratura é detectada, as curvas obtidas experimentalmente e por simulação numérica se interseccionam confirmando a validação das análises numéricas.

5. CONCLUSÕES

Neste estudo, o ensaio de expansão de furo foi utilizado para avaliar a conformabilidade de borda do aço 22MnB5 em diferentes condições. Na condição recebida, o aço 22MnB5 possui dureza média de 188 HV, limite de escoamento de 390 MPa, limite de resistência de 564 MPa e alongamento uniforme de 14%. Após aquecimento a 900°C por 4 minutos e resfriamento por contato com matrizes planas resfriadas o material possui dureza média de 548HV, limite de escoamento de 1217 MPa, limite de resistência igual a 1598 MPa e alongamento uniforme de 3%. Os ensaios de expansão de furo demonstraram que as amostras na condição recebida apresentam uma Razão de Expansão de Furo de 43,7%. Após o tratamento térmico o valor de Razão de Expansão de Furo cai para 5,7%. Estes resultados limitam a formação de furos flangeados no aço 22MnB5 após a estampagem a quente. Alternativamente, gerar os furos antes do processo de estampagem a quente, para aproveitar a maior frangeabilidade, é inviável devido à complexidade de se obter formas e alinhamentos precisos em altas temperaturas e durante as transformações de fase que ocorrem durante o processo de têmpera. Uma solução para estas limitações pode envolver o desenvolvimento de um processo em que as operações de perfuração e flangeamento sejam realizadas sequencialmente durante o processo de têmpera.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos as entidades de pesquisa CNPq e Capes pelo fomento à pesquisa brasileira. Este estudo está sendo financiado, em parte, pelo Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq – Chamada CNPq/MCTI/FNDCT Nº 18/2021 - Faixa B - Grupos Consolidados (Código de financiamento: 404196/2021-7, Lírio Schaeffer). Lírio Schaeffer é beneficiário de Bolsa de Produtividade em Pesquisa – PQ 1 (Chamada CNPq Nº 4/2021), Diego Pacheco Wermuth é beneficiário de Bolsa PDJ (Chamada CNPq 25/2021 - Pós-Doutorado Júnior - PDJ 2021), André Rosiak é beneficiário de Bolsa de Doutorado (Programa CAPES/PROEX - IES) e Thomas Gomes dos Santos é beneficiário de Bolsa de Doutorado – GD (CNPq - Cotas do Programa de Pós-Graduação).

REFERÊNCIAS

- [1] ROSIAK A., COSTA L.L., SANTOS T.G., BRITO A.M.G., SCHAEFFER L., Análise numérica da evolução microestrutural do aço 22MnB5 durante estampagem a quente de geometria axial, *Brazilian Journal of Development*, 2020.
- [2] COSTA L.L., BRITO A.M.G., Rosiak A., SCHAEFFER L., CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DO AÇO 22MnB5 NA ESTAMPAGEM A QUENTE DE PEÇAS AXIAIS, *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, 2019.
- [3] KARBASIAN, H., TEKKAYA A.E., A review on hot stamping, *Journal of Materials Processing Technology*, 210: 2103-2118, 2010.
- [4] HOCHHOLDINGER, B., HORA, P., GRASS, H.; LIPP, A., A review on hot stamping, *Journal of Materials Processing Technology. AIP Conference Proceedings*, vol. 1383, pp. 618-25, 2011.
- [5] YONGJUN JEON, HYUNSEOK CHOI, DONGEARN KIM, Forming a Flanged Hole When Quenching Press-Hardened Steel for Mechanical Fastening, *Metals*, 2021.
- [6] MARTINSEN, K.; HU, S.; CARLSON, B. Joining of dissimilar materials. *CIRP Ann.* 2015, 64, 679–699.
- [7] GLÄSNER, T.; SUNDERKÖTTER, C.; HOFFMANN, H.; VOLK, W.; GOLLE, R. Development of a 2-stage shear-cutting-process to reduce cut-edge-sensitivity of steels. *J. Phys. Conf. Ser.* 2017, 896, 12104.
- [8] YOON, J.I.; JUNG, J.; KIM, J.G.; SOHN, S.S.; LEE, S.; KIM, H.S. Key factors of stretch-flangeability of sheet materials. *J. Mater. Sci.* 2017, 52, 7808–7823.
- [9] LI, M.; VANTYNE, C.J.; MOON, Y.H. The effect of mechanical properties on hole flangeability of stainless steel sheets. *J. Mech. Sci. Technol.* 2015, 29, 5233–5239.
- [10] KAI WANG, MENG LUO, TOMASZ WIERZBICKI, Experiments and modeling of edge fracture for an AHSS sheet, *Int J Fract* (2014) 187:245–268.
- [11] N. PATHAK, C. BUTCHER, M. WORSWICK, Assessment of the critical parameters influencing the edge stretchability of advanced high-strength steel sheet, *J. Mater. Eng. Perform.*, 25 (2016), pp. 4919-4932
- [12] SADAGOPAN S., URBAN D., Formability characterization of a new generation of high strength steels. DOE Report No. 0012.
- [13] KARELOVA A., KREMPASZKY C., WERNER E., TSIPOURIDIS P., HEBESBERGER T., PICHLER A., Hole Expansion of Dual-phase and Complex-phase AHS Steels - Effect of Edge Conditions, *Materials Technology*, 2008.
- [14] Committee on Automotive Applications: Technical report, International Iron & Steel Institute, September 2006.
- [15] K. Sakata, S. Matsuoka, K. Sato: Kawasaki Technical Report No. 48, March 2003.
- [16] J. Zrník, I. Mamuzic, S.V. Dobatkin: *Metalurgija*, 45 (2006), 323-331.
- [17] Y.M. Huang, K.H. Chien.: *Journal of Materials Processing Technology*, 117 (2001), 43-51.
- [18] SHI M, CHEN X (2007) Prediction of stretch flangeability limits of advanced high strength steels using the hole

expansion test. SAE SP 2103, 383.

[19] BUTCHER C, ANDERSON D, WORSWICK M (2013) Predicting failure during sheared edge stretching using a damage-based model for the shear-affected zone. SAE Int J Mater Manuf 6:304–312

[20] CHIRIAC C, CHEN G (2008) Local formability characterization of AHSS-digital camera based hole expansion test development, best in class stamping. In: Proceedings of the international deep drawing research group (IDDRG) 2008 conference. Swedish Deep Drawing Research Group, Olofström, Sweden, pp 81–91

[21] HYUN D, OAK S, KANG S, MOON Y (2002) Estimation of hole flangeability for high strength steel plates. J Mater Process Technol 130:9–13

[22] KONIECZNY A, HENDERSON T (2007) 2007-01-0340 on formability limitations in stamping involving sheared edge stretching. SAE SP 2103, 41

[23] PATHAK N, BUTCHER C, WORSWICK M (2013) Influence of the sheared edge condition on the hole expansion of dual phase steel, IDDRG 2013 conference. Swedish Deep Drawing Research Group, Olofström, Sweden.

[24] JFS (1996) Method of hole expansion test.

[25] ISO (2008) Method of hole expanding test.

[26] SHIH H-C, CHIRIAC C, SHI MF (2010) The effects of AHSS shear edge conditions on edge fracture. In ASME 2010 international manufacturing science and engineering conference. Pennsylvania, USA.

[27] K.I. MORI, Y. ABE, Y. SUZUI Improvement of stretch flangeability of ultra high strength steel sheet by smoothing of sheared edge J. Mater. Proc. Technol., 210 (2010), pp. 653-659

[28] ASM International (Ed.) Volume 9: Metallography and Microstructure, 9th ed.; ASM International: Materials Park, OH, USA, 2004; Volume 9, ISBN 0871707063.

[29] S.B. LEE, J.G. SPEER, D.K. MATLOCK, K.G. CHIN, Proceedings of the Third International Conference on Advanced Structural Steels, Seoul, Korea, Korean Institute of Metals and Materials (2006), pp. 841-849

[30] BAI Y (2008) Effect of loading history in necking and fracture. Mechanical Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge.

[31] LI Y, WIERZBICKI T (2010) Prediction of plane strain fracture of AHSS sheets with post-initiation softening. Int J Solids Struct 47:2316–2327

[32] ASTM E8/E8M-21, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, American Society for Testing and Materials, 2021.

[33] K. HU, S. ZHOU, R. HAN, J. GAO, Y. Yang Microstructure evolution and simulation in 22MnB5 steel during hot stamping J Mater Sci Chem Eng, 06 (2018), pp. 9-14.

[34] ÇAVUŞOĞLU O., ÇAVUŞOĞLU O., YILMAZOĞLU A.G., ÜZEL U., AYDIN H., GÜRALD A., Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions, Journal of Materials Research and Technology, 2020.

[35] A. BARDELCHIK, C.P. SALISBURY, S. WINKLER, M.A. WELLS, M.J. WORSWICK, Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel, Int. J. Impact Eng., 37 (6) (2010), pp. 694-702

[36] T. NISHIBATA, N. KOJIMA, Effect of quenching rate on hardness and microstructure of hot-stamped steel, J. Alloy. Compd., 577 (0) (2013), pp. 549-554

[37] M. NADERI, Hot Stamping of Ultra High Strength Steels, Doctoral Thesis, University of Aachen, 2007.

[38] LIAN-FANG HE, GUO-QUN ZHAO, HUI-PING LI, NAN XIANG, Research on mechanical properties of 22MnB5 steel quenched in a steel die, Journal of Shanghai Jiaotong University (Science) volume 16, 2011.

[39] HENRI JÄRVINEN, MATTI ISAKOV, TUOMO NYSSÖNEN, MARTTI JÄRVENPÄÄ, PASI PEURA, The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels, Materials Science & Engineering A, 2016.

[40] YOON, J.I.; JUNG, J.; KIM, J.G.; SOHN, S.S.; LEE, S.; KIM, H.S. Key factors of stretch-flangeability of sheet materials.

J. Mater. Sci. 2017, 52, 7808–7823.

[41] LI, M.; VANTYNE, C.J.; MOON, Y.H. The effect of mechanical properties on hole flangeability of stainless steel sheets. J. Mech. Sci. Technol. 2015, 29, 5233–5239.

[42] CHEN, X.; JIANG, H.; CUI, Z.; LIAN, C.; LU, C. Hole Expansion Characteristics of Ultra High Strength Steels. Procedia Eng. 2014, 81, 718–723.

[43] PAUL, S.K. Non-linear correlation between uniaxial tensile properties and shear-edge hole expansion Ratio. J. Mater. Eng. Perform. 2014, 23, 3610–3619.

[44] KIM, J.H.; SEO, E.J.; KWON, M.-H.; KANG, S.; DE COOMAN, B.C. Effect of quenching temperature on stretch flangeability of a medium Mn steel processed by quenching and partitioning. Mater. Sci. Eng. A 2018, 729, 276–284.

[45] KIM, J.H.; KWON, Y.J.; LEE, T.; LEE, K.-A.; KIM, H.S.; LEE, C.S. Prediction of hole expansion ratio for various steel sheets based on uniaxial tensile properties. Met. Mater. Int. 2018, 24, 187–194.

[46] P. LAROOUR, J. FREUDENTHALER, A. GRUNSTEIDL, K. WANG, Evaluation of alternative stretch flangeability testing methods to ISO 16630 standard, IDDRG Conf. Proc. (2014), pp. 188-193



39th SENAFOR

23rd International Forging Conference - Brazil

9th International Sheet Metal Forming Conference / 9th International Sheet Metal Forming Conference / 6th BrDDRGG Congress

9th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

2nd International Conference on Surface Engineering in Material Forming

Avaliação de sistema para caracterização mecânica de materiais sob altas taxas de deformação

M. Geier ⁽¹⁾

E. Paese ⁽²⁾

M. Bandini ⁽¹⁾

R. Rossi ⁽¹⁾

R. P. Homrich ⁽³⁾

P. A. R. Rosa ⁽⁴⁾

ABSTRACT

This work evaluates a proposed system for expanding a metallic annular specimen under high strain rates. The expansion experiments of annular specimens are carried out with an electromagnetic pulse unit with a capacity of up to 10 kV and specifically manufactured tools. Experimental results for rings made of AA1100-O are presented for discharge voltages ranging from 0.5 kV to 4 kV including the evolution of the discharge current, the estimation of the magnetic pressure generated by the solenoid and samples of expanded rings. In general, the system performs properly and presents potential for the mechanical characterization of metallic materials with good electrical conductivity, requiring as a complement to data acquisition a method for tracking the movement of the expanding ring.

Key words — high strain rates; flow stress curve; ring expansion test; electromagnetic forming.

RESUMO

Este trabalho avalia uma proposta de sistema para expansão de corpo de prova anelar sujeito a elevadas taxas de deformação. Os experimentos de expansão de corpos de prova anelares são realizados com unidade de pulso eletromagnético com capacidade de carga de até 10 kV e ferramentas especificamente fabricadas. Resultados experimentais para anéis em AA1100-O são apresentados para tensões de descarga variando entre 0.5 kV e 4 kV incluindo a evolução da corrente de descarga, a estimativa da pressão magnética gerada pelo solenoide e de amostras de anéis expandidos. De forma geral, o sistema desempenha adequadamente e apresenta potencial para a caracterização mecânica de materiais metálicos com boa condutividade elétrica, necessitando como complementos relacionados a aquisição de dados, um método para o rastreamento do movimento da expansão do anel.

Palavras-chave — altas taxas de deformação; curva de escoamento; teste de expansão do anel; conformação eletromagnética.

⁽¹⁾ Departamento de Engenharia Mecânica, UFRGS, Brasil

⁽²⁾ UCS, Bento Gonçalves, RS, Brasil

⁽³⁾ Departamento de Engenharia Elétrica, UFRGS, Brasil

⁽⁴⁾ Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa. Portugal

1. INTRODUÇÃO

Aplicações de engenharia, como conformação mecânica, testes de impacto na indústria automotiva, testes balísticos na área militar para projeto de blindagens e do próprio projeto do projétil, e as diversas aplicações no segmento aeroespacial, na área naval, podem se beneficiar do entendimento da influência da velocidade de deformação na ductilidade dos materiais. Nestas aplicações, as taxas de deformação podem atingir níveis acima de 10^3 s^{-1} fazendo com que a resposta mecânica de metais mude significativamente quando comparadas com aquelas dadas em baixas taxas. Entretanto, não existe consentimento de quais são as equações constitutivas mais adequadas ou mesmo do equipamento que deve ser utilizado para caracterizar materiais a altas taxas de deformação. Tal afirmação encontra base nas dificuldades intrínsecas, tanto do ponto de vista do modelamento matemático de ensaios experimentais, que tais condições extremas produzem [1–5].

Diversas técnicas experimentais tem sido desenvolvidas para estudar o comportamento de materiais a altas taxas de deformação, superiores a 10^3 s^{-1} [6,7]. Os métodos mais comuns são o das barras de pressão de Hopkinson [8] ou Kolsky [9], entretanto, esta técnica apresenta algumas limitações e diversos métodos experimentais foram utilizados para investigar o comportamento dinâmico de materiais [10]. Estes métodos podem incluir, entre outros, o teste de impacto de Taylor [11], o teste de impacto com martelo de queda [12] e o teste de expansão do anel [13–16]. Dentre estes métodos, o teste de expansão do anel apresenta certas vantagens, especialmente por evitar dificuldades tradicionalmente associadas a altas taxas de deformação, como efeitos de onda e taxas críticas de deformação e, a necessidade de sistemas avançados de medição [5,17].

Os primeiros registros sobre a aplicação da técnica de expansão do anel para a determinação de propriedades a altas taxas de deformação datam dos anos 1960 [18]. As maneiras mais comuns para acelerar o anel são mediante a detonação de carga explosiva [19], por explosão do fio (*wire explosion*) [20] ou pela ação de impulso eletromagnético gerado durante a descarga de capacitor em uma bobina solenoide [13]. Em comparação com as técnicas explosivas, o método de expansão por impulso eletromagnético apresenta diversas vantagens, sendo a principal o fato de que o anel é acelerado por forças eletromagnéticas, sendo livre dos efeitos de onda. Além disso, o processo de expansão do anel pode ser facilmente controlado variando-se características da unidade de pulso e do solenoide. Devido a tais características, desde os anos 1970 a técnica de expansão eletromagnética tem sido desenvolvida por diversos pesquisadores, apesar do fato de apresentar certas desvantagens como: necessidade de sistema avançado de medição de movimento, aquecimento indutivo do anel, ocorrência de arco elétrico durante a fragmentação do anel e dificuldades amostras em material de baixa condutividade elétrica.

Buscando contribuir na área de caracterização mecânica de materiais a altas taxas de deformação, este trabalho que é parte inicial de pesquisa em desenvolvimento pelos autores, apresenta uma avaliação de sistema para o teste de expansão do anel por ação de impulso eletromagnético. Para tanto, serão realizados experimentos exploratórios considerando corpo de prova em liga de alumínio AA1100-O, avaliando a deformação final do anel e sua relação com a tensão de descarga, a curva de corrente de descarga e a estimativa da pressão magnética atuante no anel.

2. A TÉCNICA DA EXPANSÃO DO ANEL

2.1 FUNDAMENTOS DO TESTE DE EXPANSÃO DO ANEL

O teste de expansão do anel é baseado no registro do movimento de um anel de parede fina feito no material que se deseja testar, o qual foi impulsionado devido uma detonação de uma carga explosiva ou ação de impulso eletromagnético. Após a súbita aceleração, o anel torna-se rapidamente um corpo em movimento livre e desacelera devido as suas próprias tensões circunferenciais internas. A Figura 1 apresenta uma ilustração esquemática da expansão do anel e curvas qualitativas de deslocamento radial e da velocidade de expansão.

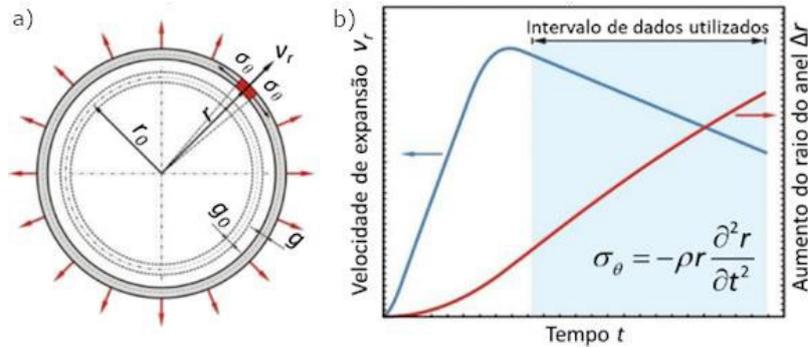


Figura 1: Em (a) a ilustração esquemática da expansão do anel e em (b) as curvas de deslocamento radial e velocidade de expansão. Adaptado de [21].

Pela medição instantânea do raio r ou velocidade de expansão v_r do anel durante o estágio de expansão inercial, a tensão circunferencial σ_θ , deformação verdadeira ε_θ e da taxa de deformação $\dot{\varepsilon}_\theta$ para o material podem ser determinados para uma taxa de deformação imposta através das seguintes relações [14]:

$$\sigma_\theta = -\rho r \frac{\partial^2 r}{\partial t^2} \quad (1)$$

$$\varepsilon_\theta = \int_{r_0}^r \frac{r}{dr} = \ln \frac{r}{r_0} \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}_\theta = \frac{v_r}{r} \quad (3)$$

onde ρ é a densidade do material do anel, r_0 é o raio inicial do anel, r é o raio instantâneo do anel e v_r é a velocidade instantânea de expansão do anel.

2.2 PRINCÍPIO DO PROCESSO DE CONFORMAÇÃO ELETROMAGNÉTICA APLICADO AO ENSAIO DE EXPANSÃO DO ANEL

O processo é fundamentado nos princípios físicos da indução eletromagnética, com a ferramenta (bobina atuadora), a peça e a unidade de pulso caracterizando um transformador composto por uma fonte, um circuito RLC associado em série a outro circuito RL, Figura 2.

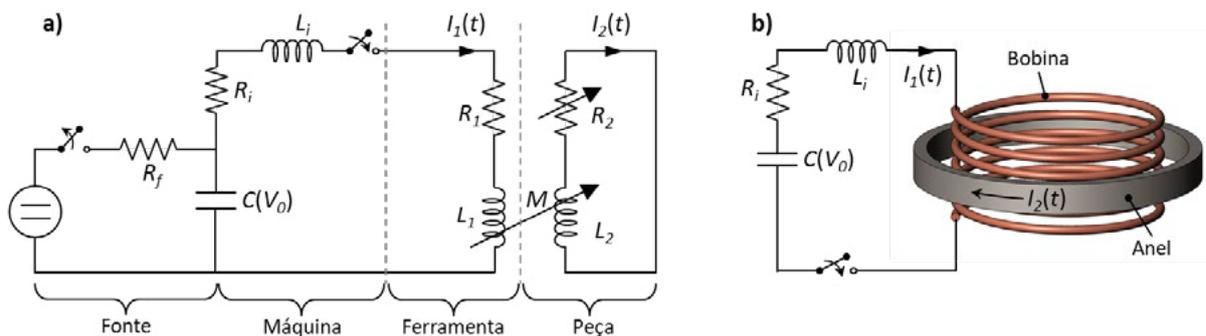


Figura 2: Em (a) o circuito do sistema de conformação por impulso eletromagnético (adaptado de [1]) e em (b) a esquematização do circuito elétrico para o ensaio de expansão do anel.

Sob este ponto de vista, o circuito oscilante de capacitância C para armazenamento de energia, com resistência interna R_i e indutância interna L_i é completado por uma bobina com resistência R_1 e indutância L_1 . O anel é descrito por sua resistência R_2 e indutância L_2 e o termo M representa a indutância mútua entre a ferramenta e a peça. O comportamento do sistema pode ser descrito pelas equações (4) e (5) [22]:

$$(L_1 + L_i) \frac{dl_1}{dt} + \frac{d}{dt}(MI_2) + (R_1 + R_i)I_1 + \frac{1}{C} \int I_1 dt = 0 \quad (4)$$

$$\frac{d}{dt}(L_2 I_2) + \frac{d}{dt}(MI_1) + R_2 I_2 = 0 \quad (5)$$

onde, I_1 é a corrente na ferramenta (bobina), I_2 a corrente equivalente na peça e o termo $\frac{1}{C} \int I_1 dt$ representa a queda de tensão no capacitor. As condições iniciais para as equações (4) e (5) são:

$$I_1 = 0, \quad (L_1) \frac{dl_1}{dt} = V_0 \text{ e } I_2 = 0. \quad (6)$$

O termo V_0 é a tensão inicial no capacitor. Os termos R_2 , MI_1 e MI_2 não são constantes, variando significativamente com a expansão do anel (afastamento da peça de trabalho da bobina atuadora) e, em menor intensidade, com a penetração do campo magnético no anel. As correntes I_1 e I_2 , as quais são oscilações sinusoidais altamente amortecidas, são determinadas pelas propriedades elétricas do circuito ressonante. A determinação de tais correntes é muito complexa, uma vez que envolve a interação entre o campo eletromagnético H e o movimento da peça. Desta maneira, sensores do tipo Rogowski ou Hall são utilizados para a medição da corrente.

O procedimento do teste consiste em posicionar concentricamente o corpo de prova do material a ser ensaiado (anel) em um mandril que contém uma bobina atuadora. Em seguida, um capacitor de capacitância C é carregado a um nível de energia desejado mediante a aplicação de uma tensão inicial V_0 . Então, uma chave de alta corrente é fechada e a energia é subitamente descarregada no circuito. Como resultado desta descarga, uma corrente sinusoidal altamente amortecida $I_1(t)$ flui através da bobina atuadora e produz um campo magnético transiente, o qual por sua vez, induz correntes opostas, representadas como uma corrente equivalente $I_2(t)$, distribuídas em uma região próxima à superfície do anel (Lei de Lenz), Figura 2.

Devido à proximidade entre as correntes da bobina atuadora e a induzida no anel, surge a uma repulsão eletromagnética e a geração de forças de corpo radial uniforme de origem magnética (Lei de Lorenz). Estas forças, aplicadas por um período muito curto, promovem uma súbita aceleração do anel para uma alta velocidade e desaparecem à medida que este se desloca (expande) e a corrente de descarga cai para um valor muito baixo. A partir deste ponto, o anel continua sua expansão apenas por inércia. Se as forças inerciais forem suficientemente grandes, o anel pode se romper em vários fragmentos.

Considerando que o campo magnético induzido se desenvolve em uma fina camada logo abaixo da superfície do anel, é comum tratar a distribuição de forças de corpo como uma pressão aplicada na superfície da peça que é adjacente à bobina, a chamada pressão magnética. Beerwald [7] apresenta uma formulação para a estimativa da pressão magnética para o caso da expansão do anel, a qual depende do conhecimento prévio da evolução da corrente de descarga e das geometrias e propriedades elétricas dos materiais da bobina e do anel.

2.3 DISPOSITIVO LABORATORIAL, BOBINA E AMOSTRAS DE ANÉIS

O dispositivo construído e avaliado neste trabalho é basicamente derivado dos trabalhos de [15,23,24], no qual um anel metálico foi expandido pela ação de forças eletromagnéticas durante a descarga de capacitores em uma bobina solenoide (Figura 3).

A bobina solenoide e os corpos de prova em forma de anel foram desenvolvidos em dimensões muito próximas das utilizadas por [15,23,24]. O solenoide consiste em 6 voltas de fio de cobre AWG 18, sem passo (com exceção da pequena faixa de transição) em um mandril em polímero ABS de diâmetro externo de 29,95 mm. Após enrolado o fio de cobre, o solenoide foi recoberto com resina epóxi e fibra de vidro e, então usinado para dimensões finais. Para minimizar o efeito da força axial durante a expansão, o anel foi posicionado no plano médio do solenoide. O solenoide e o anel são inseridos no conjunto consistindo em 2 discos em acrílico incolor e com cavidades, as quais dão suporte ao solenoide e a um anel de plasticina na periferia da cavidade. A função da plasticina é de

capturar eventuais fragmentos gerados durante a fratura do anel.

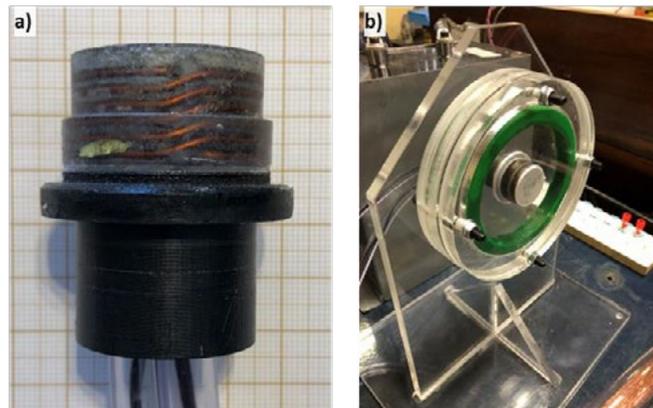


Figura 3: Em (a) o solenoide e em (b) o conjunto de ferramentas do dispositivo para ensaio de expansão do anel.

As amostras de anéis, em AA1100 foram obtidas por corte a fio a partir de chapa de 1 mm de espessura, ficando com dimensões finais de 32 mm para diâmetro externo e espessura de parede de 1 mm. As amostras foram posteriormente tratadas termicamente (aquecidos a 420 °C por 2h e então resfriados ao ar) para o estado O (normalizado). O material do anel, AA1100-O, foi caracterizado mecanicamente por ensaios de dureza e de tração uniaxial em condição quase-estática (Máquina Universal de Ensaio, Shimadzu, AGX-PLUS do Grupo de Mecânica Aplicada da UFRGS). O material AA1100-O apresentou dureza média de 52,1 HV0,5, e a sua curva de escoamento por tração obtida em condições quase estáticas, Figura 4, apresentou tensão de escoamento igual a 30,6 MPa, tensão de ruptura verdadeira igual a 107,7 MPa e deformação verdadeira de ruptura igual a 0,53, podendo ser aproximada conforme Eq. (7):

$$\sigma = 121,75\varepsilon^{0,1986} \dots \dots \dots (7)$$

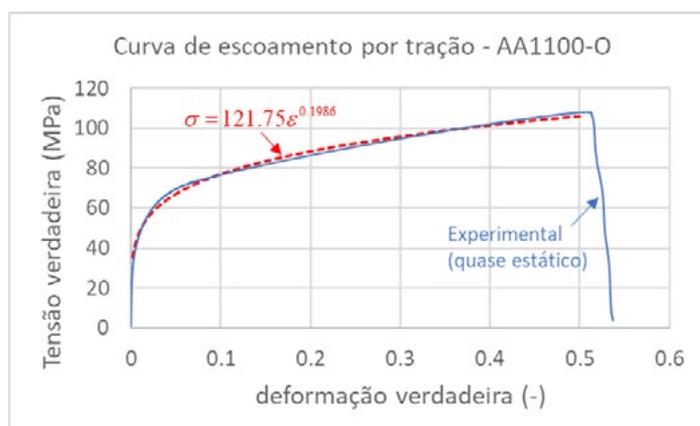


Figura 4: Curva de escoamento na condição quase-estática para o material AA1100-O que serviu para fabricação dos anéis.

A unidade de pulso consiste em uma chave de alta corrente de descarga do tipo *spark gap*, 2 capacitores de 100 μ F e 5 kV cada, possibilitando associações em série (50 μ F, 5 kV), paralelo (200 μ F, 10 kV) ou apenas um capacitor, e uma fonte de corrente contínua com tensão ajustável até 10 kV. Os experimentos foram realizados utilizando-se a configuração com um capacitor (100 μ F e 5 kV) e a corrente elétrica de descarga na bobina foi obtida mediante uso de sensor Rogowski PEM CWT600 e osciloscópio Agilent DSO1004A do Laboratório de Máquinas e Acionamentos Elétricos da UFRGS.

2.4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para avaliar a capacidade energética do sistema para expansão do anel, diversos testes foram realizados, os quais consistiram em medições da corrente de descarga no solenoide, estimativa da pressão magnética aplicada na parede interna do anel e medição do diâmetro externo final. As estimativas para a pressão magnética resultante na parede do tubo foram calculadas conforme formulação apresentadas em [7] e a deformação do anel foi baseada na Eq. (1).

As curvas de corrente no solenoide e estimativa para a pressão magnética resultante no anel para tensões de descarga de 0,5 kV, 1 kV, 2 kV, 3 kV, 3,5 kV e 4 kV são apresentadas na Figura 5. Observa-se que as magnitudes e tempo de pico da corrente elétrica e da pressão são aproximadamente de 65 μ s, evidenciando as altas correntes envolvidas e a rapidez com que o processo de expansão ocorre. O maior pico de corrente e de pressão foram verificados para uma tensão de descarga de 4 kV, resultando em 16,8 kA e 41,74 MPa; já os menores valores foram para uma tensão de descarga de 0,5 kV onde foram verificados 2,13 kA e 2,57 MPa.

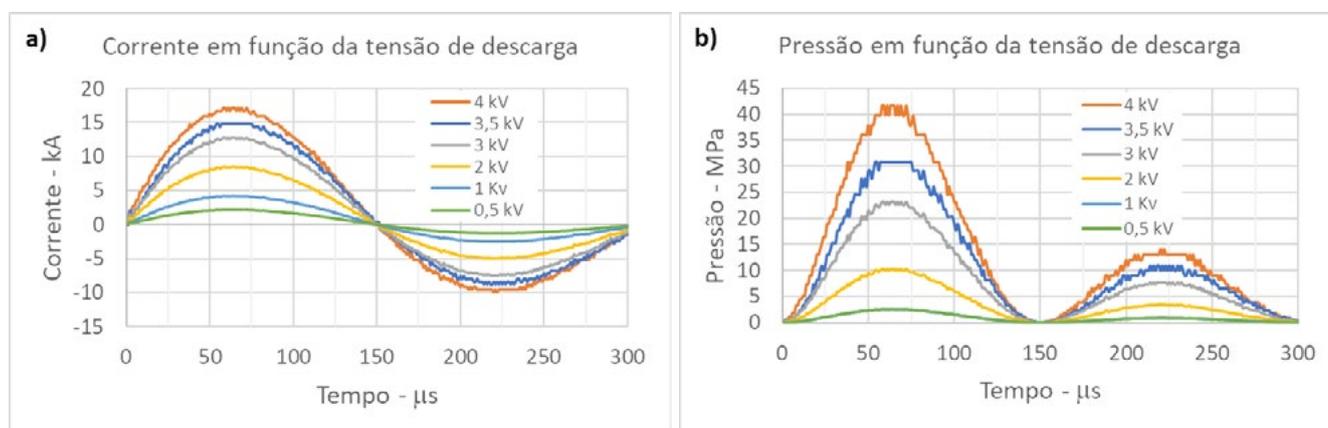


Figura 5: Perfis de correntes de descarga (a) e de pressão magnética (b) para as tensões de descarga.

Com relação à expansão dos anéis, dependendo da tensão de descarga, as deformações, fraturas e números de fragmentos foram observados nos experimentos. A exceção ocorreu para o valor mais baixo de tensão considerado, 0,5 kV, o qual não resultou em deformação plástica no anel. Pela Figura 6 observa-se diretamente a mudança de forma dos anéis expandidos de alumínio AA1100-O, onde para os valores de tensão de 1, 2 e 3 kV os anéis expandiram sem ocorrência de fratura, sendo observada uma estricção no anel para o caso de 3 kV. Entretanto, para tensões mais elevadas, 3,5 e 4 kV, os anéis romperam em diversos fragmentos, observando-se que a quantidade de fragmentos aumentou com o incremento da tensão de descarga. Para a expansão com tensão de descarga de 3,5 kV foram constatados 5 fragmentos e 6 estricções; já para 4 kV, 9 fragmentos e 12 estricções. Outro aspecto importante a ser mencionado é que a plasticina utilizada para capturar os fragmentos apresentou desempenho insatisfatório, visto que muitos fragmentos acabaram sofrendo deformação ao colidirem com o anel de plasticina.

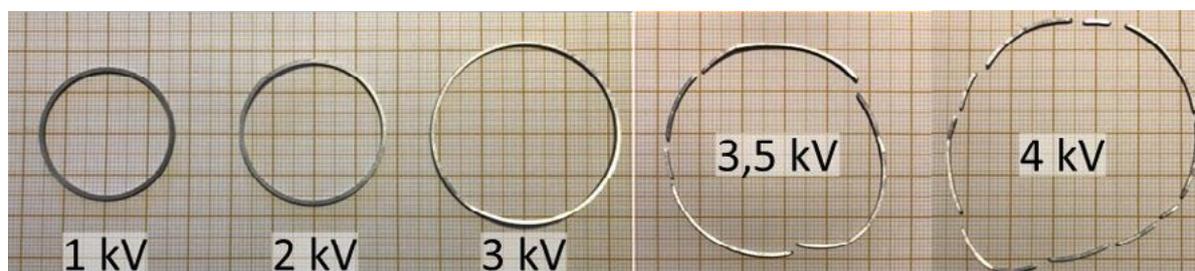


Figura 5: Amostras de anéis expandidos para tensões variando entre 1 e 4 kV.

Na Tabela 1 são apresentados dados para as deformações e número de estrições verificados para os anéis que não sofreram ruptura. Observa-se que os resultados para a deformação obtidos pelo ensaio de expansão do anel estão condizentes com o ensaio de tração em condição quase-estática.

Tabela 1: Deformações e número de estrições desenvolvidas em anéis que não sofreram fragmentação

Tensão de descarga	Deformação ϵ_0	Número de estrições desenvolvidas
1 kV	0.074	0
2 kV	0.162	0
3 kV	0.391	1

3. CONCLUSÃO

Este trabalho avaliou uma proposta de sistema para caracterização de materiais sujeitos a altas taxas de deformação baseado no teste de expansão do anel, utilizando como fonte de energia uma unidade de pulso eletromagnético. Para os experimentos, anéis em liga de alumínio AA1100-O foram expandidos utilizando-se uma unidade de pulso com chave do tipo *spark gap*, a qual foi configurada para uso de um capacitor de 100 μ F, com tensão de descarga variando entre 1 e 4 kV. A configuração do sistema demonstrou capacidade para expansão de anéis, onde foi verificada ruptura para tensões acima de 3 kV. Como sugestão para desenvolvimentos futuros, destacam-se:

- metodologias para o rastreamento da expansão do anel, como por exemplo, aquisição de imagens por câmera de alta velocidade para determinar a variação do raio no tempo e sua velocidade, possibilitando determinar deformação, taxa de deformação e tensão de escoamento do material;
- substituição da plasticina por materiais menos viscosos para capturar fragmentos de anéis de forma a preservar sua forma e geometria, como por exemplo, cera;
- correlacionar estimativa de pressão magnética com análises da mecânica da expansão de anéis e pelo método de elementos finitos.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao apoio do Professor Pedro Rosa (Instituto Superior Técnico, Universidade de Lisboa) no desenvolvimento deste trabalho e por ceder o sensor Rogowski para a realização dos experimentos.

Evandro Paese agradece ao CNPq (Processo 402959/2021-3).

Referências Bibliográficas

- [1] Winkler R. Hochgeschwindigkeitsbearbeitung Grundlagen und Technische Anwendung elektrisch erzeugter Schockwellen und Impulsmagnetfedern. Berlin: VEB Verlag Technik; 1973.
- [2] Neubauer A, Stroppe H, Wolf H. Hochgeschwindigkeitstechnologie der Metallbearbeitung. Berlin: VEB Verlag Technik; 1988.
- [3] Kleiner M, Brosius A. Determination of Flow Curves at High Strain Rates using the Electromagnetic Forming Process and an Iterative Finite Element Simulation Scheme. CIRP Ann - Manuf Technol [Internet]. Elsevier; 2006. p. 267–270.
- [4] Psyk V, Risch D, Kinsey BLL, et al. Electromagnetic forming—A review. J Mater Process Technol. 2011 [cited 2012 Aug 16];211:787–829. Available from: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013610003821>.
- [5] Salvado FC, Teixeira-Dias F, Walley SM, et al. A review on the strain rate dependency of the dynamic viscoplastic response of FCC metals. Prog Mater Sci. 2017;88:186–231. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.004>.

- [6] Kinsey B, Nassiri A. Analytical model and experimental investigation of electromagnetic tube compression with axisymmetric coil and field shaper. *CIRP Ann - Manuf Technol*. 2017;66:273–276. Available from: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2017.04.121>.
- [7] Beerwald C. *Grundlagen der Prozessauslegung und -gestaltung bei der elektromagnetischen Umformung*. [Aachen]: Shaker Verlag; 2005.
- [8] Hopkinson B. A Method of Measuring the Pressure Produced in the Detonation of High Explosives Or by the Impact of Bullets. 1914.
- [9] Kolsky H, Douch LS. Experimental studies in plastic wave propagation. *J Mech Phys Solids* [Internet]. 1962;10:195–223.
- [10] Silva CMA, Rosa PAR, Martins PAF. An innovative electromagnetic compressive split Hopkinson bar. *Int J Mech Mater Des* [Internet]. 2009;5:281–288.
- [11] Taylor GI. The Use of Flat-Ended Projectiles for Determining Dynamic Yield Stress. {}. Theoretical Considerations. *Proc R Soc London Ser A Math Phys Sci* [Internet]. 1948;194:289–299.
- [12] Silva CMA da, da Silva CMA. *Caracterização mecânica e à fractura de materiais aplicada a processos de deformação plástica e corte*. [Lisboa]: Instituto Superior Técnico; 2013.
- [13] Niordson FI. A unit for testing materials at high strain rates. *Exp Mech* [Internet]. 1965;5:29–32.
- [14] Warnes RH, Karpp RR, Follansbee PS. The freely expanding ring test—a test to determine material strength at high strain rates. *J Eng Mater Technol Trans ASME* [Internet]. 1986;108:335–339.
- [15] Gourdin WH, Weinland SL, Boling RM. Development of the electromagnetically launched expanding ring as a high-strain-rate test technique. *Rev Sci Instruments*, [Internet]. 1989;60:427–432.
- [16] Gourdin WH. Analysis and assessment of electromagnetic ring expansion as a high-strain-rate test. *J Appl Phys* [Internet]. 1989;65:411–422.
- [17] Janiszewski J. Ductility of selected metals under electromagnetic ring test loading conditions. *Int J Solids Struct*. 2012;49:1001–1008. Available from: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0020768312000066>.
- [18] Johnson PC, Stein BA, Davies RS. Symposium on the Dynamic Behavior of Materials. *ASTM Spec Publ* [Internet]. 1963;
- [19] Hoggatt CR, Recht RF. Stress-strain data obtained at high rates using an expanding ring. *Exp Mech*. 1969;9:441–448. Available from: <http://link.springer.com/10.1007/BF02410405>.
- [20] Rajendran AM, Fyfe IM. Inertia Effects on the Ductile Failure of Thin Rings. *J Appl Mech*. 1982;49:31–36. Available from: <https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article/49/1/31/388546/Inertia-Effects-on-the-Ductile-Failure-of-Thin>.
- [21] Janiszewski J. Measurement procedure of ring motion with the use of high speed camera during electromagnetic expansion. *Metrol Meas Syst* [Internet]. 2012;19:797–804.
- [22] Takatsu N, Kato M, Sato K, et al. High-Speed Forming of Metal Sheets by Electromagnetic Force. *Japan Soc Mech Eng* [Internet]. 1988;31:142–148.
- [23] Janiszewski J, Pichola W. Development of electromagnetic ring expansion apparatus for high-strain-rate test. *Solid State Phenom* [Internet]. 2009;147–149:645–650.
- [24] Grady DE, Benson DA. Fragmentation of metal rings by electromagnetic loading. *Exp Mech* [Internet]. 1983;23:393–400.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO TWIP SOLDADO A LASER DE FIBRA

Vágner Braga ⁽¹⁾

Diego Tolotti de Almeida ⁽²⁾

Angélica Paola de Oliveira ⁽³⁾

Carolina Alencar Caldeira de Souza ⁽⁴⁾

Milton Sérgio Fernandes de Lima ⁽⁵⁾

RESUMO

A crescente demanda por pesquisa e desenvolvimento relacionados à inovação tecnológica nos setores automotivo e aeroespacial, impulsiona a indústria siderúrgica a estabelecer novos conceitos de materiais com confiabilidade, segurança e custos atrativos. Em particular, os aços avançados de alta resistência (AHSS), especificamente os aços TWIP (Twining-Induced Plasticity), surgem como materiais promissores para a indústria automotiva, aplicações não magnéticas e exploração de petróleo e gás. Este tem como objetivo o estudo da soldagem a laser de fibra de chapas finas de aço TWIP do ponto de vista mecânico e microestrutural. As amostras foram soldadas a laser com velocidades de 50, 100 e 150 mm/s mantendo a potência constante em 1200 W. Essas três condições resultaram em cordões de solda de 0,2 a 0,4 mm de largura sem trincas ou poros. De acordo com as análises eletrônicas de varredura e EBSD, o crescimento dendrítico da austenita (FCC) ocorreu desde a linha de fusão até o centro da solda, onde é observada uma região de grão equiaxial. Por um lado, os grãos equiaxiais finos deram origem a um pico de dureza em relação às regiões vizinhas das zonas de fusão e afetadas pelo calor de acordo com o efeito Hall Petch. A zona termicamente afetada apresentou uma queda na dureza devido ao recozimento do material base laminado a frio. A resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados a laser variou entre 6.300 e 10.500 N, estando acima do limite mínimo padrão de 4,5 kN estabelecido para soldas a ponto de resistência elétrica. Em conclusão, para o presente aço, a soldagem por feixe de laser pode ser considerada como um processo alternativo ao processo de soldagem a ponto por resistência, tendo em vista as aplicações industriais.

ABSTRACT

The continuous demand of the automotive industry to increase fuel efficiency and safety has driven the steel industry to develop new materials to achieve such demands. In particular, the advanced high strength steels (AHSS), and specifically TWIP (Twinning-Induced Plasticity) steels, emerge as promising materials for the automotive industry, non-magnetic applications and oil-and-gas exploration. This aims the study of the fiber laser welding of TWIP steel thin sheets from mechanical behavior and microstructural points of view. The samples were laser welded with speeds of 50, 100 and 150 mm/s keeping the power constant at 1200 W. These three conditions resulted in weld bead 0.2 to 0.4 mm wide without cracks or pores. According to scanning electron and EBSD analyses, the austenite (FCC) dendritic growth occurred from the fusion line to center of the weld where an equiaxed grain region is observed. On the one hand, the fine equiaxed grains gave rise to a hardness peak compared to surrounding regions of the fusion and heat affected zones in accordance to Hall Petch effect. On the other hand, the heat-affected zone presented a drop in hardness due to the annealing of the cold rolled base material. The tensile shear strength of the laser welded coupons ranged between 6,300 and 10'500 N, which is above the standard limit of 4.5 kN established for electric resistance spot welds. In conclusion, for the present steel, laser beam welding could be considered as a possible replacement for spot welding in view of industrial applications.

Key words — laser beam welding; TWIP steels; mechanical behavior.

- (1) PhD, Analista Sênior de Pesquisa & Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (2) PhD, Supervisor de Pesquisa & Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (3) Mestranda, Analista de Pesquisa e Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (4) Mestranda, Trainee de Pesquisa & Desenvolvimento na Bruning Tecnometal, Brasil.
- (5) D.Sc., Professor do Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, Brasil.

1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda por pesquisa e desenvolvimento relacionados à inovação tecnológica nos setores automotivo e aeroespacial, impulsiona a indústria siderúrgica a estabelecer novos conceitos de materiais com confiabilidade, segurança e custos atrativos. Isso permite uma boa relação entre peso e custo dos componentes estruturais das carrocerias de transporte, reduzindo consideravelmente o consumo de combustível de veículos e aeronaves [1,2]. Dentre as inúmeras ligas desenvolvidas nas últimas décadas, destacam-se os Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS). A necessidade desses avanços se deve às limitações de resistência mecânica dos aços ferrítico-perlíticos, comumente utilizados em estruturas de transporte [3].

Os aços TWIP (Twinning Induced Plasticity) contam com percentuais significativos de elementos de liga, como Al e Mn, conferindo um aumento considerável da resistência mecânica aliada a uma alta ductilidade [5,6,7]. O mecanismo de deformação em aços TWIP é controlado pela energia de falha de empilhamento (SFE), que se situa em torno de 15-35 mJ.m⁻² [8]. A energia de falha de empilhamento intrínseca da austenita cúbica de face centrada (FCC) desempenha um papel importante na deformação por maclação e nos deslizamentos de discordâncias, tornando-as mais favoráveis que a martensita [9]. À medida que o processo de deformação avança, a nucleação das maclas ocorre atuando como um obstáculo ao deslizamento das discordâncias, resultando em um efetivo refinamento de grão e, conseqüentemente, promovendo uma alta taxa de endurecimento, o que tem sido atribuído ao Efeito Hall-Petch Dinâmico [10].

Uma das principais questões em relação à aplicabilidade desses aços é a soldabilidade, despertando o interesse de investigações de soldagem [11,12]. Conseqüentemente, este trabalho abordará as avaliações mecânicas e microestruturais do aço TWIP após soldagem a laser. O objetivo da presente investigação é obter soldas de aço TWIP superpostas com comportamento mecânico que possam ser superiores às soldas por resistência elétrica (ERW) e também investigar as microestruturas produzidas após a soldagem.

2. METODOLOGIA

2.1. Material

As chapas de aço TWIP foram fornecidas pela POSCO (Pohang Iron and Steel Company, Coréia do Sul), com a composição química apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Chemical composition of the investigated steel (wt. %).

C	Mn	Si	Al	Ti	Cr+Mo	B	Fe
0.75	15.24	2.29	2.43	0.10	0.11	0.002	Bal.

2.2. Métodos

A microestrutura austenítica é visualizada na seção transversal perpendicular ao sentido de laminação, conforme é mostrado na Figura 1. É possível identificar grãos austeníticos equiaxiais com tamanho médio em torno de 4 μm .



Figura 1. Microestrutura de material base.

As chapas com espessura de 0,7 mm, laminadas a frio, foram cortadas em retângulos com dimensões de 50 x 30 mm, conforme apresentado na Figura 2.

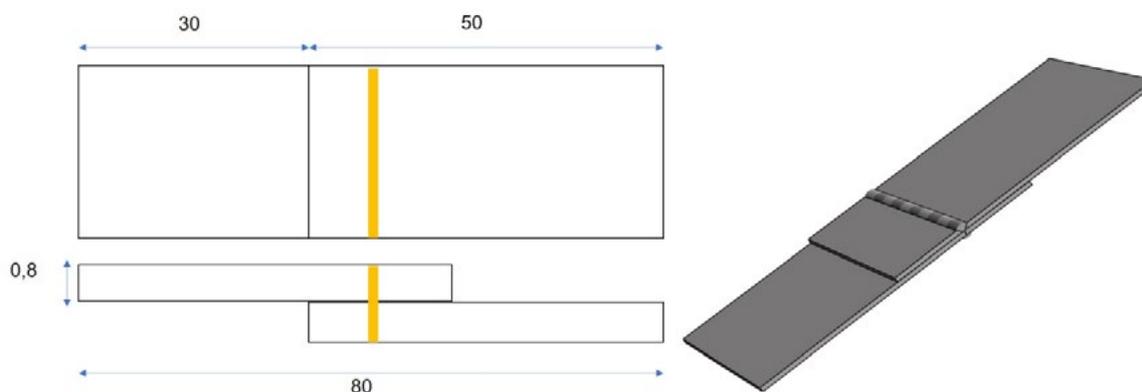


Figura 2. Dimensões dos corpos de prova (em milímetros).

Anteriormente ao processo de soldagem, as chapas foram limpas de modo que estivessem livres de óxidos e contaminantes inorgânicos. Cada chapa é então fixada a um dispositivo de fixação para garantir as tolerâncias dimensionais da Figura 2. Um bico de gás arredondado que fornece gás argônio puro a 8 L/min protege a junta contra oxidação. O equipamento de solda consiste em um laser de fibra, modelo YLR-2000, IPG Photonics, com potência máxima de 2 kW e diâmetro mínimo

de feixe de 0,1 mm. Para os experimentos atuais, a potência do laser foi mantida constante em 1200 W e as velocidades das amostras, controladas por uma mesa CNC, foram de 50, 100 e 150 mm/s.

A seção transversal das juntas soldadas foi preparada por polimento mecânico e atacada com Nital 3% para revelar a microestrutura. As imagens foram obtidas por microscopia óptica de luz (Imager2m, Zeiss) e microscopia eletrônica de varredura (TM-3000, Hitachi). Os padrões de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foram obtidos no sistema integrado Oxford AZtecHKL com NordlysMax2 e AZtecSynergy, juntamente com um detector de desvio de silício analítico de grande área. As análises de EBSD foram realizadas em um tamanho de passo de 0,1 μm .

As indentações Vickers foram realizadas ao longo da zona de fusão (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e material de base (MB) sob uma carga de indentação de 1 N por 5s e com um espaçamento de 30 mm entre cada indentação. Os ensaios de tração-cisalhamento foram realizados usando uma máquina universal Emic 23-50. A resistência mecânica das soldas a laser foi investigada e comparada para cada intervalo de velocidade de soldagem por meio da análise das curvas de carga-deslocamento obtidas a partir de ensaios de tração até a carga máxima de tração-cisalhamento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 3 apresenta uma seção transversal das soldas em diferentes velocidades. As formas dos cordões são típicas de uma solda do tipo keyhole com uma relação de aspecto média de aproximadamente seis (profundidade de solda por largura na parte superior) e com na interface entre as chapas de 0,31, 0,26 e 0,24 mm para velocidades de 50, 100 e 150 mm/s, respectivamente. As soldas apresentaram ausência de poros ou trincas, comumente relatadas para as soldas a laser de CO₂ do mesmo aço [14].

A microestrutura das soldas foi caracterizada por dendritas colunares crescendo a partir da linha de fusão, conforme mostrado na Figura 4. A Figura 4 apresenta um material base (MB) com grãos alongados como resultado do processo de laminação a frio. Os grãos colunares alongados são transformados em grãos equiaxiais mais finos na zona termicamente afetada (ZTA), próxima à linha de fusão (LF). Os espaçamentos médios de dendritas secundárias na zona de fusão (ZF) em todas as condições são semelhantes com o valor de $1,3 \pm 0,2 \mu\text{m}$. Provavelmente, a faixa de velocidades de soldagem é estreita o suficiente para dar origem a taxas de solidificação semelhantes.

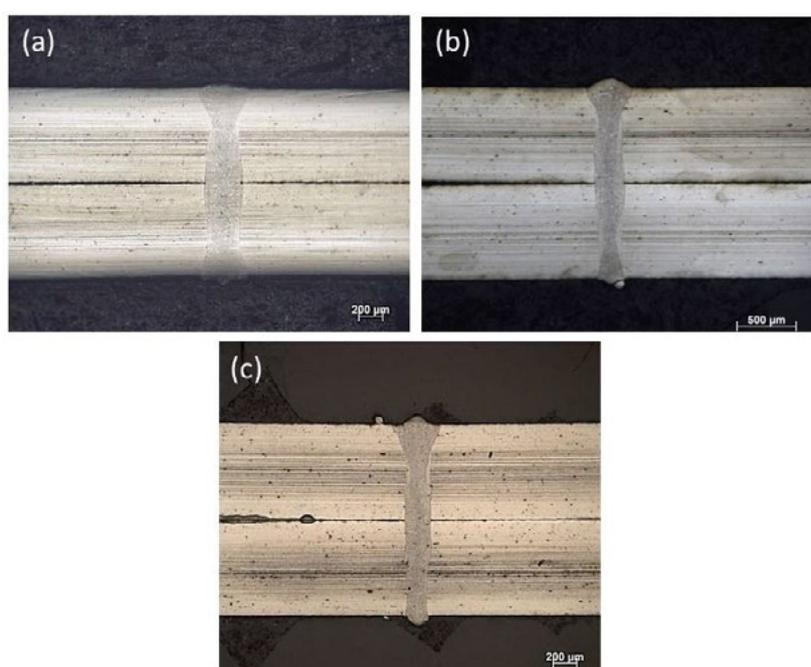


Figura 3. Macrografia da seção transversal (a) 50 mm/s; (b) 100 mm/s; (c) 150 mm/s. Ataque químico: Nital 3% com $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$.

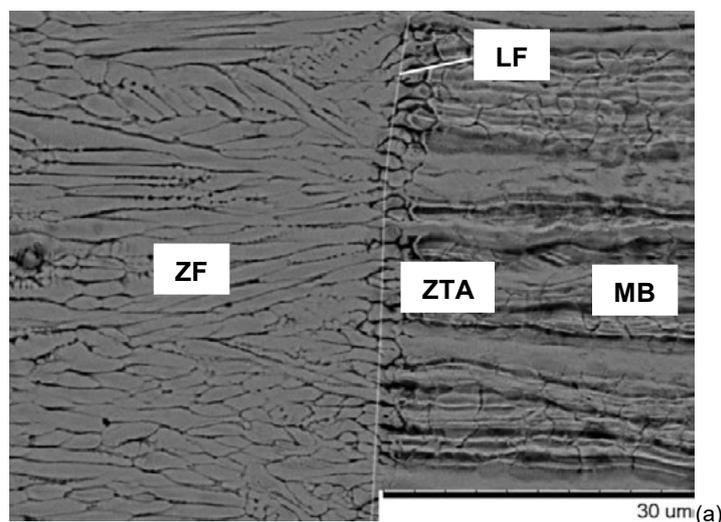


Figura 4. Micrografia da região soldada. Crescimento dendrítico próximo junto a linha de fusão (LF), condição de 50 mm/s.

A Figura 5 apresenta a imagem EBSD da amostra soldada a 50 mm/s próximo à linha central. Como pode ser observado, os grãos colunares (Figura 4) atingiram uma região próxima à linha central da solda, mas são atenuados pela formação de uma região de grãos equiaxiais. A forma dos grãos equiaxiais varia de um lugar para outro, mas tem aproximadamente 15 μm de largura com tamanho médio de grão de 4 μm . A Figura 5 também mostra as maclas circundadas na parte inferior da imagem. De acordo com o triângulo de orientação, a direção cristalográfica no plano de visualização é $\{101\}\{11\bar{0}\}$ para as ripas rosa/verde no círculo da figura. De acordo com Cooman et al. [15], essas relações de orientação são possíveis para grãos entrelaçados quando a energia intrínseca da falha de empilhamento é em torno de 30 mJ/m^2 . No entanto, não é possível garantir que o entrelaçamento seja o principal mecanismo de deformação para o aço real, uma vez que as maclas circundadas na Figura 5 são singulares. De acordo com Wang et al. [13] os aços TWIP soldados a laser apresentam dois principais mecanismos de deformação: deslizamento de discordância em baixas deformações e maclação mecânica em deformações mais acentuadas. Portanto, espera-se uma resistência residual relativamente baixa na zona de fusão das soldas.

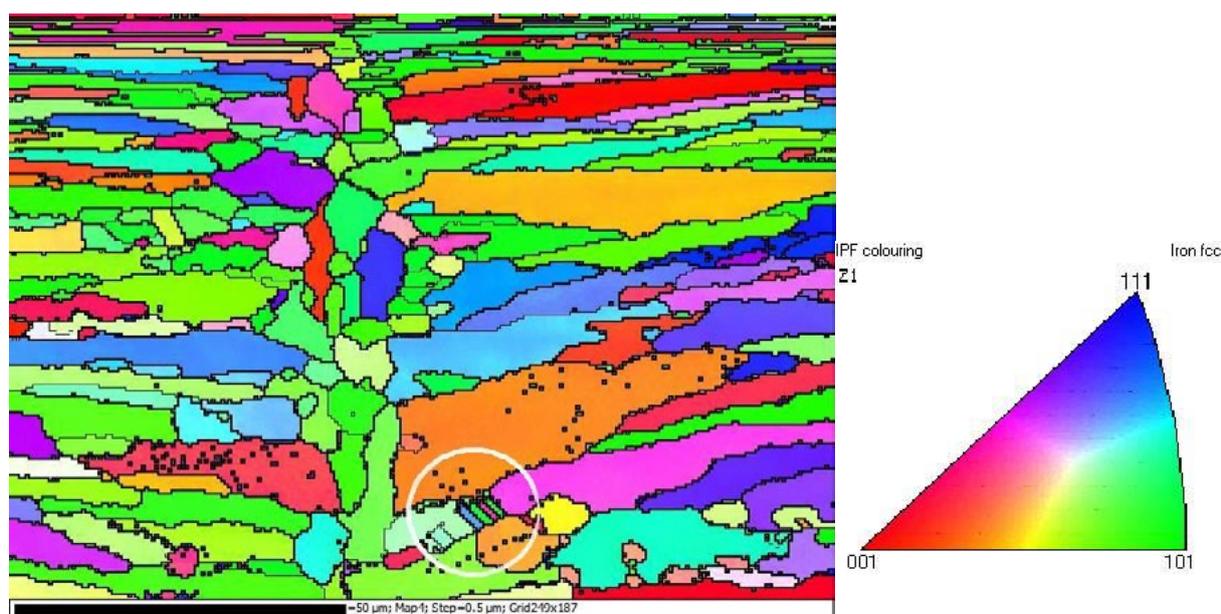


Figura 5. Gráfico EBSD da zona de fusão da amostra 50 mm/s próximo à linha central, associado ao triângulo de orientação (direita).

A dureza Vickers (HV) em função da distância da linha central é mostrada na Figura 6. As medições de HV foram feitas conforme mostrado na parte superior da Figura 6, com as indentações começando no material base e então tangenciando a linha de fusão. As medidas foram obtidas também na linha central como mostrado. O valor de HV do material base foi de 260 ± 20 HV com grande variação porque a delaminação do material laminado a frio é desigual dependendo da região do material base (Figura 3). A linha de centro (LC) e a largura aproximada da ZF também são destacadas na Figura 6. A ZF e regiões adjacentes (ZTA) apresentaram diminuição de dureza em relação ao material base, com exceção da CL que apresentou um pico em relação ao outras medidas em FZ. O endurecimento na linha central pode estar associado a uma diminuição no tamanho médio de grão, conforme mostrado na Figura 5, seguindo a chamada relação Hall-Petch [16]. Em torno da LC, o amolecimento se estendeu para cerca de 0,5 mm devido a uma recuperação do material laminado a frio altamente deformado [17]. É importante notar que a região de grãos equiaxiais é observada apenas com soldagem a laser, com o aumento de dureza associado não relatado para solda por resistência a ponto (RSW) [18].

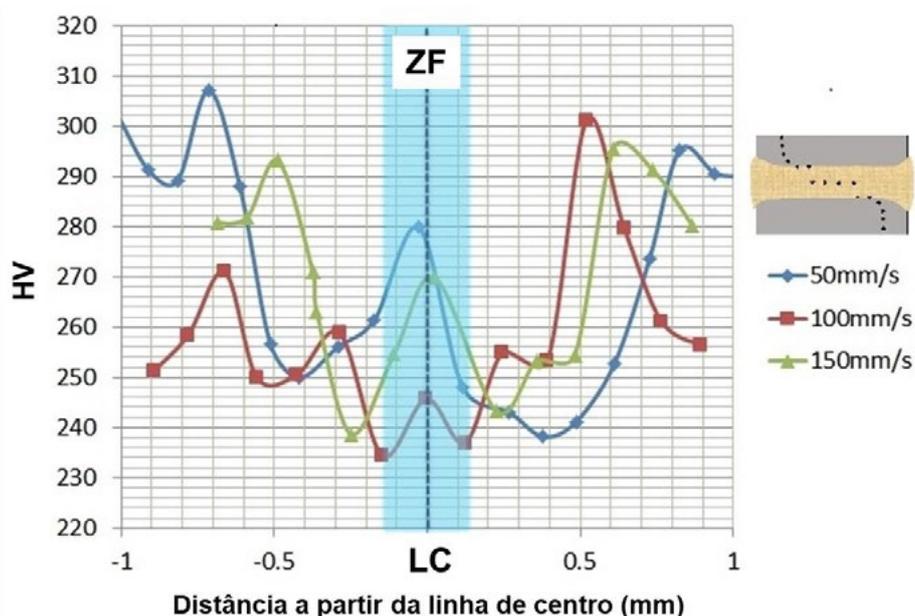


Figura 6. Dureza Vickers em função da distância da linha de centro para cada velocidade. A imagem no topo indica aproximadamente onde os recuos foram aplicados.

A Figura 7 apresenta o gráfico de carga versus deslocamento do ensaio de tração-cisalhamento para três amostras na condição de 50 mm/s. A carga máxima e o deslocamento variaram entre 6,3 e 10,5 kN e 1,27 e 3,30 mm, respectivamente. Essa grande variação é intrínseca à configuração atual devido à montagem manual e possíveis desalinhamentos na fixação. Na ausência de padrões reais para chapas finas sobrepostas soldadas a laser e considerando que o método atual vai substituir as soldas convencionais por resistência elétrica (ERW), uma possível referência é a AWS D8.1M:2013 [19]. De acordo com a norma, duas chapas finas de aço soldadas por RSW, abaixo de 0,8 mm cada, devem exceder 4,5 kN em condições de tração-cisalhamento. Na condição de menor resistência, as soldas ficam 40% acima do limite, o que indica um bom comportamento de tração. Razmpoosh et al. [4] relataram que a carga de tração-cisalhamento de uma junta sobreposta de aço TWIP com espessura de 1 mm apresentou uma grande variação, entre 2,4 e 7,5 kN, dependendo do tempo de espera e da corrente. De um modo geral, os corpos de prova soldados a laser atuais são mais resistentes ao cisalhamento do que ERW.

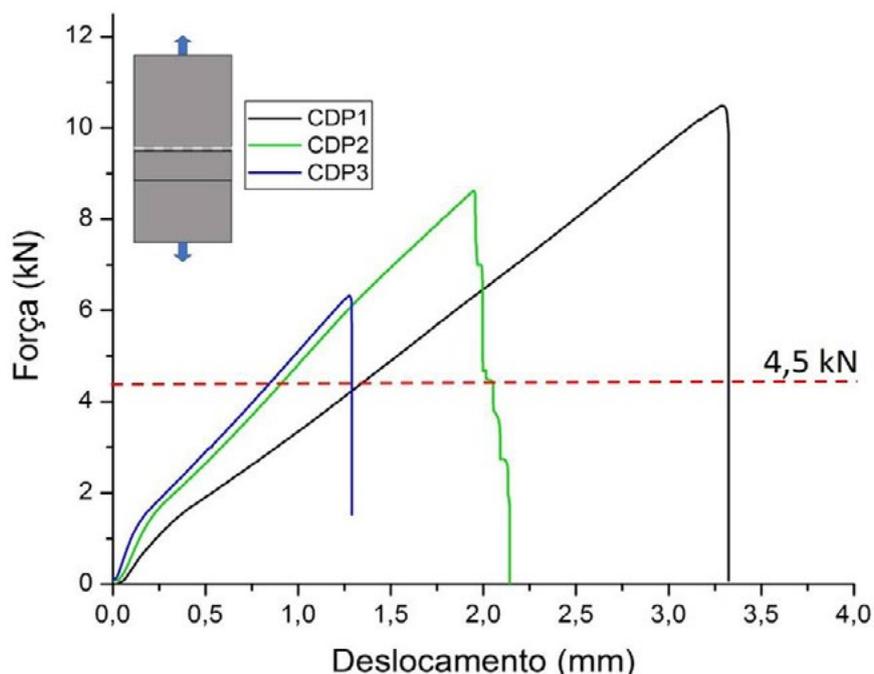


Figura 7. Gráfico carga x deslocamento para teste mecânico de tração-cisalhamento para três corpos de prova na condição de 50 mm/s.

No comportamento mecânico, o deslocamento das amostras soldadas a laser, Figura 7, deve ser considerado como resultado de dois mecanismos: tração pura em deformações abaixo de 0,3 mm e cisalhamento acima deste valor. Observando as amostras durante o ensaio mecânico, pôde-se observar que ao ultrapassar 0,3 mm, o cordão de solda sofreu uma rotação que produz um ângulo entre cada cauda e a direção da carga. Este fenômeno já havia sido observado por Chao [20] sendo responsável pela falha da solda bem abaixo da resistência à tração em ensaios unidirecionais. Também, segundo o autor, não é possível associar o deslocamento à ductilidade da superfície soldada porque a tensão está concentrada em um lado do material base, possivelmente na ZTA.

4. CONCLUSÃO

O crescimento dendrítico da austenita (FCC) ocorreu desde a linha de fusão até o centro da solda onde se observa uma região de grão equiaxial. Os grãos equiaxiais finos deram origem a um pico de dureza em relação às regiões vizinhas da fusão e das zonas afetadas pelo calor. A zona termicamente afetada apresentou uma queda na dureza devido ao recozimento do material base laminado a frio. A resistência ao cisalhamento dos corpos de prova soldados a laser variou entre 6.300 e 10.500 N, o que está acima do limite padrão de 4,5 kN estabelecido para soldas a ponto de resistência elétrica (RSW). Em conclusão, para o presente aço, a soldagem por feixe de laser pode ser considerada como um possível substituto para a soldagem a ponto.

REFERÊNCIAS

- [1] Bai, Y., Momotani, Y., Chen, M. C., Shibata, A., & Tsuji, N. (2016) Effect of grain refinement on hydrogen embrittlement behaviors of high-Mn TWIP steel. *Materials Science and Engineering A* 651, 935–944.
- [2] Wei, Y., Li, Y., Zhu, L., Liu, Y., Lei, X., Wang, G., & Gao, H. (2014) Evading the strength-ductility trade-off dilemma in steel through gradient hierarchical nanotwins. *Nature Communications* 5, 1–8.
- [3] Hwang, J. K., Yi, I. C., Son, I. H., Yoo, J. Y., Kim, B., Zargaran, A., & Kim, N. J. (2015) Microstructural evolution and deformation behavior of twinning-induced plasticity (TWIP) steel during

wire drawing. *Materials Science and Engineering A* 644, 41–52.

[4] Cooman, B. C. De, Estrin, Y., & Kim, S. K. (2018) Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steels. *Acta Materialia*, 1-80.

[5] Keeler, S., Kimchi, M., Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler, S., & Yuqing, W., Han Dong, Y. G. (2014) Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8(2), 511

[6] Chen, S., Rana, R., Haldar, A., & Ray, R. K. (2017) Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science* 89, 345–391.

[7] Yang, H. K., Doquet, V., & Zhang, Z. F. (2016) Micro-scale measurements of plastic strain field, and local contributions of slip and twinning in TWIP steels during in situ tensile tests. *Materials Science and Engineering A* 672, 7–14

[8] Limmer, K. R., Medvedeva, J. E., Aken, D. C. Van, & Medvedeva, N. I. (2015) Ab initio simulation of alloying effect on stacking fault energy in fcc Fe. *Computational Materials Science* 99, 253–255.

[9] Gebhardt, T., Music, D., Ekholm, M., Abrikosov, I. A., Vitos, L., Dick, A., Schneider, J. M. (2011) The influence of additions of Al and Si on the lattice stability of fcc and hcp Fe – Mn. *Journal of Physics: Condensed Matter* 23

[10] Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C. P., Cugy, P., & Barbier, D. (2011) High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 15(4), 141–168.

[11] Wang, T., Zhang, M., Xiong, W., Liu, R., Shi, W., & Li, L. (2015) Microstructure and tensile properties of the laser welded TWIP steel and the deformation behavior of the fusion zone. *Materials and Design* 83, 103–111.

[12] N. Lun, D.C. Saha, A. Macwan, H. Pan, L.Wang, F. Goodwin, Y. Zhou. Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel. *Materials and Design* 131 (2017) 450–459.

[13] ISO, Metallic materials — Sheet and strip — Erichsen cupping test, ISO 20482:2003(E), International Organization for Standardization, 2003, 12p.

[14] Tao Wang, Mei Zhang, Wei Xiong, Rendong Liu, Wen Shi, Lin Li, Microstructure and tensile properties of the laser welded TWIP steel and the deformation behavior of the fusion zone, *Materials & Design*, Volume 83, 2015, Pages 103-111.

[15] Bruno C. De Cooman, Yuri Estrin, Sung Kyu Kim. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia* 142 (2018) 283-362.

[16] Niels Hansen, Hall–Petch relation and boundary strengthening, *Scripta Materialia*, Volume 51, Issue 8, 2004, Pages 801-806.

[17] A Martínez-de-Guerenu, F Arizti, M Díaz-Fuentes, I Gutiérrez, Recovery during annealing in a cold rolled low carbon steel. Part I: Kinetics and microstructural characterization, *Acta Materialia*, Volume 52, Issue 12, 2004, Pages 3657-3664.

[18] M.H. Razmpoosh, M. Shamanian, M. Esmailzadeh, The microstructural evolution and mechanical properties of resistance spot welded Fe–31Mn–3Al–3Si TWIP steel, *Materials & Design*, Volume 67, 2015, Pages 571-576.

[19] AWS Bookstore. D8.1M:2013 SPECIFICATION FOR AUTOMOTIVE WELD QUALITY RESISTANCE SPOT WELDING OF STEEL. https://pubs.aws.org/p/1225/d81m2013-specification-for-automotive-weld-quality-resistance-spot-welding-of-steel?_ga=2.259325196.789158294.1554129913-673254140.1554129913

[20] Yuh J. Chao. Ultimate Strength and Failure Mechanism of Resistance Spot Weld Subjected to Tensile, Shear, or Combined Tensile/Shear Loads. *Journal of Engineering Materials and Technology* 2003, Vol. 125, 125-132.

[21] ANIMESH TALAPATRA, VINIT RANJAN CHOUDHARY, KAPISH MALHOTRA, MUKUL VYAS, ATHAR JAMAL, MOHIT KUMAR SINGHI. FORMABILITY CHARACTERISTICS OF DIFFERENT SHEET METALS BY ERICHSEN CUPPING TESTING WITH NDT METHODSi-manager's Journal on Material Science, Vol. 1 INo. 1 IApril – June 2013, 14-18.

[22] HAMADA, A. S. et al. Ductility and Formability of three high-Mn TWIP steels in quasi-static and high-speed tensile and Erichsen tests. Materials Science & Engineering A, 2017.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDR Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas/11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas/8º Congresso do BrDDR.

APLICAÇÃO DO PROCESSO DE UNIÃO DE CHAPAS POR CONFORMAÇÃO MECÂNICA A FRIO (CLINCHING) UTILIZANDO MATERIAIS DISSIMILARES.

APPLICATION OF THE PROCESS OF JOINING SHEET BY MECHANICAL COLD FORMING (CLINCHING) USING DISSIMILAR MATERIALS.

Halston Mozetic¹, Thomas Gomes dos Santos² Lirio Schaeffer³

Resumo

Na indústria metal mecânica em geral é muito comum a necessidade de unir componentes feitos de chapas metálicas. O setor automotivo, por exemplo, tem a necessidade de unir componentes feitos de chapas para montar a carroceria de veículos. O setor aeronáutico tem a necessidade de unir chapas, principalmente de alumínio, na montagem das aeronaves. Na linha branca, há necessidade de unir chapas de aço de baixo carbono que compõe eletrodomésticos dos mais variados, além de outros setores como de estruturas metálicas, embalagens e outros diversos.

A união de componentes de chapas pode ser feita por meio de algum processo de união permanente como, por exemplo, soldagem e rebite; ou por algum tipo de união desmontável, feita por parafuso, porca, prisioneiro, pino entre outros. Uma técnica de união que vem ganhando espaço na indústria é a união por deformação plástica. Groche *et al.* (2014) fizeram uma revisão sobre essa técnica e apresentam as diversas variações existentes. A mais comum, é conhecida como união por *clinch*ing. Segundo Varis (2006) ela surgiu na década de 1980 em uma indústria automotiva na montagem de chassis. A técnica consiste em unir chapas a frio por meio da ação de um punção que deforma plasticamente as chapas contra uma matriz. A deformação produz uma região de travamento (*interlock*) que une as chapas ficando com a aparência de uma solda ponto. Mori *et al.* (2013) citam as principais vantagens dessa técnica: (i) permite unir uma vasta quantidade de materiais incluindo metais com não metais; (ii) menores distorções, fragilização e tensão residual; (iii) alta repetibilidade de processo e controle de qualidade simples, e (iv) ambiente de trabalho seguro.

Palavras-chave:

união de chapas; materiais dissimilares; conformação a frio; clinching.

Abstract

In the metalworking industry in general, the need to join components made of sheet metal is very common. The automotive sector, for example, has the need to join components made of sheets to assemble the vehicle body. The aeronautical sector has the need to join sheets, mainly aluminum, in the assembly of aircraft. In the white line, there is a need to join low carbon steel sheets that make up the most varied home appliances, in addition to other sectors such as metallic structures, packaging and other miscellaneous.

The joining of sheet metal components can be done through some permanent joining process, such as welding and riveting; or by some type of detachable union, made by screw, nut, stud, pin, among others. A joining technique that has been gaining ground in the industry is plastic deformation joining. Groche et al. (2014) reviewed this technique and presented the various existing variations. The most common is known as clinching union. According to Varis (2006) it emerged in the 1980s in an automotive industry in the assembly of chassis. The technique consists of joining sheets in cold through the action of a punch that plastically deforms the sheets against a die. The deformation produces an interlock region that joins the sheets together giving the appearance of a spot weld. Mori et al. (2013) cite the main advantages of this technique: (i) it allows joining a vast amount of materials including metals with non-metals; (ii) lower distortions, embrittlement and residual stress; (iii) high process repeatability and simple quality control, and (iv) safe working environment.

Keywords: sheet joining; dissimilar materials; cold forming; clinching.

¹Dr. Eng. Prof. Eng. Mecânica. Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: halston.mozetic@ufrgs.br

²Msc. Eng. Eng. Mecânica. Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: thomas.santos@ufrgs.br

³Prof. Dr. - Ing. Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: schaefer@ufrgs.br

1. Introdução

A indústria, especialmente a metalmeccânica, é imprescindível o emprego de métodos de união de componentes metálicos. Na fabricação de produtos que são formados por peças de chapas, tubos ou perfis, não só é importante produzir tais componentes através de um processo eficiente como também é imprescindível usar um processo adequado para a junção destes componentes. A indústria automotiva, notadamente, tem a necessidade de promover a união de componentes, sobretudo chapas metálicas, a título de exemplo, na construção das carrocerias dos veículos. Tal necessidade é comum nas indústrias da linha branca, em que são utilizadas predominantemente chapas de aço de baixo teor de carbono na fabricação de eletrodomésticos e bens de consumo em geral, assim como nos setores de estruturas metálicas, embalagens entre outros (SCHAEFFER, NUNES e BRITO, 2017). Assim como acontece nos diversos processos de conformação plástica, a eficiência na união por *clinch* é dependente de uma ferramenta bem projetada e da definição adequada dos parâmetros de processo. Paula et al. (2007) investigaram a influência de alguns parâmetros geométricos na ferramenta de *clinch*. Verificaram que mudanças na conicidade e diâmetro do punção, espessura do canal e diâmetro da matriz, forma e profundidade podem prejudicar a espessura de entrosamento e de pescoço da junta abotoada. Lajarin e Tenorio (2015) usaram simulação computacional para estudar a influência da geometria da ferramenta de *clinch*, de parâmetros de processo e ferramenta na resistência da junta. Os autores concluíram que o formato da matriz e as escolhas corretas da folga entre punção e matriz, da profundidade da matriz e espessura de fundo influenciam muito no entrosamento entre as chapas e afeta a sua resistência ao arrancamento.

Ampliar o conhecimento sobre o processo de união por *clinch* é importante para fortalecer a sua utilização pela indústria. Esse trabalho tem como objetivo analisar resultados obtidos por simulação computacional e comparar com resultados experimentais práticos e verificar a viabilidade do uso computacional na definição da geometria e dos parâmetros de processo e ferramenta apropriados, reduzindo a necessidade de testes práticos que na maioria das vezes carecem de tempo e alto custo.

Em razão da ampla variedade de materiais e suas qualidades que podem ser empregadas na fabricação de produtos, a correta seleção das matérias-primas pressupõe a análise e definição do tipo de processo de união a que tais componentes serão submetidos. Componentes advindos de chapas metálicas podem ser unidos de maneira permanente, a exemplo dos processos de soldagem e rebiteagem, ou de maneira móvel que permita a desmontagem, como no caso de união feita por parafuso, porca, prisioneiro, pino entre outros.

A união por deformação plástica é uma técnica de união que vem sendo incorporada na indústria, fazendo frente ao tradicional processo de união por soldagem a ponto por resistência, que em razão de questões técnicas, de custos, de eficiência energética, aspectos ambientais, vem cedendo espaço para métodos de união mecânicos, como o *clinch* (também denominado de processo de conexão de intertravamento mecânico) (QIN, CHAO, et al., 2021)

Assim, o presente artigo objetiva o incentivo ao uso do processo de união de materiais dissimilares utilizando a conformação a frio, visto que este processo tem influência positiva nas propriedades mecânicas dos materiais. Apresenta também o interesse de novos desenvolvimentos dos processos de fabricação automatizados na indústria aeronáutica, linha branca e automotiva.

2. Revisão bibliográfica

O processo de clinching tem como princípio o travamento mecânico entre dois ou mais componentes, por intermédio da deformação plástica, a qual é imposta por uma ferramenta constituída por um material mais duro que os materiais utilizados (CARBONI, BERETTA e MONNO, 2006). No processo de clinching as chapas envolvidas no processo de junção podem ser pintadas ou não sem a necessidade de preparação prévia de superfície, e o somatório das espessuras podem chegar até seis milímetros (mm).

A união de materiais é a ligação permanente ou uma colocação em contato de duas ou mais peças com uma determinada geometria ou peças com material sem forma definida em que a composição local é alterada e misturada como um todo (BATALHA, 2003).

Segundo Carboni et al (2006), o processo de UCCF, basicamente, tem como princípio o travamento mecânico entre dois ou mais componentes, compostos por ele ou por diferentes materiais, por intermédio da deformação plástica, a qual é imposta por uma ferramenta constituída por um material mais duro que os materiais da junta. A proposta da UCCF é unir chapas metálicas através de deformações plásticas, que utilizam a deformação local, sem o uso de aquecimento da região de união, como acontece com as uniões soldadas. Basicamente, este processo utiliza dois elementos de conformação, a matriz e o punção. O punção é responsável por realizar a conformação, seguindo, conseqüentemente, o molde da matriz, gerando o intertravamento (interlock) das placas (BABALO, FAZLI e SOLTANPOUR, 2018).

A UCCF é um processo de fabricação mecânica que vem sendo utilizado cada vez mais e colocando outros processos de mesma função como opção, visto que, a redução de custo influencia drasticamente na produtividade. A tecnologia de UCCF é recente, tendo sido a primeira patente para esse processo emitida em 1897 (VARIS; LEPISTÓ, 2003). Somente tivemos um avanço na sua utilização, como um processo industrial reconhecido, lá na década de 80. A partir de 1987 começaram a ser fabricadas as primeiras máquinas de UCCF pela TOX® PRESSOTECHNIK.

A resistência mecânica da junção das chapas unidas pelo *clinching* é fundamentalmente determinada por dois parâmetros geométricos da junta obtida, que são eles: a espessura do pescoço e a espessura de entrosamento. A primeira se refere à espessura da chapa superior após a conformação e a segunda à medida de quanto o material da chapa superior penetrou na chapa inferior, conforme ilustrado na representação da Figura 4 (GERSTMANN e AWISZUS, 2014).

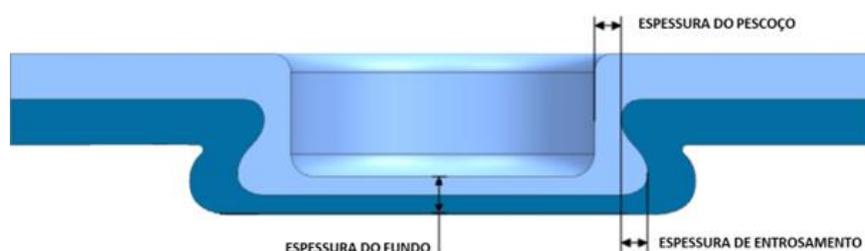


Figura 1 - Esquema da seção transversal de uma junta obtida por *clinching*

Fonte: Adaptado de GERSTMANN e AWISZUS, 2014

2.1. Parâmetros de uma UCCF

Para compreender o processo de UCCF, precisamos entender quais são as variáveis que determinam a qualidade e a resistência da união dos materiais similares ou dissimilares. De acordo com o estudo de (LEI LEI e TONGXIN YU, 2019) mostrado na Figura 2, têm-se dois parâmetros que devem ser analisados nesse processo. São eles: Espessura do pescoço (t_N) e o rebaixo produzido (t_U). Segundo os autores mencionados, esses são os fatores centrais que interferem na resistência da UCCF.

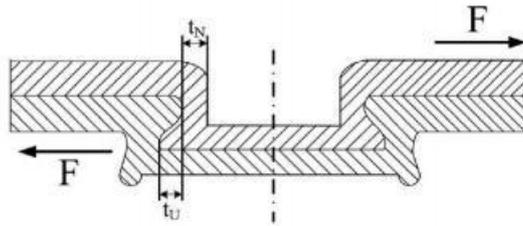


Figura 2 - Parâmetros da UCCF em vista de corte, (LEI LEI e TONGXIN YU, 2019).

De acordo com (LEI et al., 2019), uma não-conformidade no processo de UCCF depende da diferença da resistência estrutural entre o colarinho formado (σ_N) e o rebaixo (σ_U) gerado, que é determinado pela resistência do material da chapa, a espessura do colarinho (t_N) e a espessura do rebaixo (t_U) gerado durante o processo. Conforme (MUCHA, 2011), outro ponto a ser considerado, não menos importante é a medição da espessura X , observada na Figura 3:

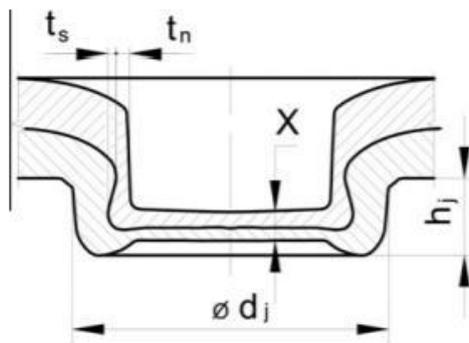


Figura 3 - Corte na seção transversal da união e identificação das variáveis, (MUCHA, 2011)

Em seus resultados apresentados no artigo referenciado, (MUCHA, 2011) conclui que a geometria da ferramenta (que define os parâmetros da Figura 2) é o fator central que determina a geometria final da união e, conseqüentemente, sua resistência mecânica.

2.2. Efeitos na rede cristalina causados pela UCCF

Na UCCF, a deformação plástica ocasiona do intertravamento entre as chapas, gerando um encruamento dos materiais. Devido ao encruamento observa-se um aumento da resistência mecânica do material nas regiões que sofreram a deformação. Conforme (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2018), este aumento da resistência se dá pelo fato de

que, o número de discordâncias na rede cristalina aumenta significativamente fazendo com que o movimento da rede seja dificultado. A discordância nada mais é do que uma irregularidade na rede cristalina.

A Figura 4, demonstra as etapas de deformação das chapas durante o processo de UCCF:

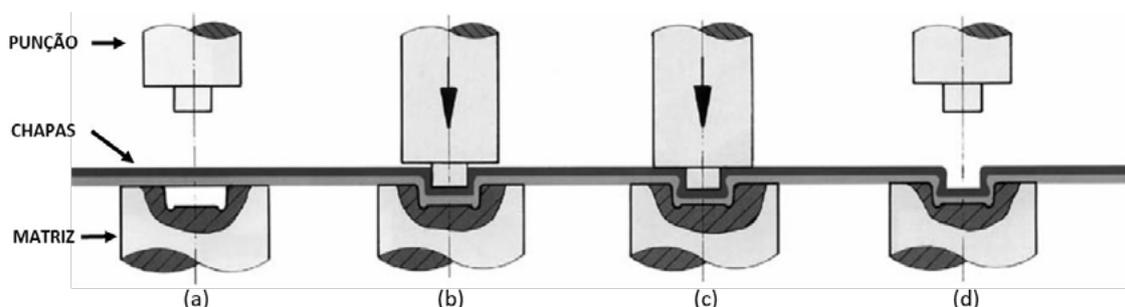


Figura 4 - Corte transversal da união pelo processo de UCCF. Adaptado de ESHTAYEH; HRAIRI; MOHIUDDIN, 2015

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia ora descrita se propõe a avaliar, por meio de experimentos práticos, os parâmetros da técnica de união de chapas metálicas por *clinch*, a resistência mecânica da junta obtida, sua morfologia.

Para a realização dos procedimentos experimentais, foram selecionados os materiais das chapas metálicas e que são apresentados adequadamente a seguir.

A metodologia ora descrita se propõe a avaliar, por meio de experimentos práticos, os parâmetros da técnica de união de chapas metálicas por *clinch*, a resistência mecânica da junta obtida, sua morfologia.

Tabela 1. Composição química dos materiais utilizados nos experimentos.

Material	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ni [%]	P [%]	S [%]
SAE 1006	0,33	0,018	0,213	<0,01	0,017	<0,005	<0,01	<0,01
AISI 304	0,042	0,41	1,37	17,59	0,082	8,04	<0,01	<0,01
AA 3004	-	0,21	0,944	0,028	-	<0,005	-	-

Foram confeccionados, conforme a Figura 5, 30 (trinta) corpos de prova para a realização dos ensaios de *clinch*. Desse total, 20 (vinte) corpos de prova do aço carbono SAE1006, 20 (vinte) corpos de prova da liga de alumínio AA3004 e 20 (vinte) de AISI304.



Figura 5 Equipamento utilizado para realização dos ensaios de *clinch*ing.

3.1. ENSAIO DE CLINCHING

Para a realização dos ensaios de *clinch*ing foi utilizada uma ferramenta mostrada na Figura 6 e a máquina específica da fabricante alemã ECKOLD, modelo HA510 (Figura 7 e 8). Para aquisição dos dados foi utilizado o equipamento Spider 8 montado juntamente com a máquina de *clinch*ing e devidamente instrumentado.

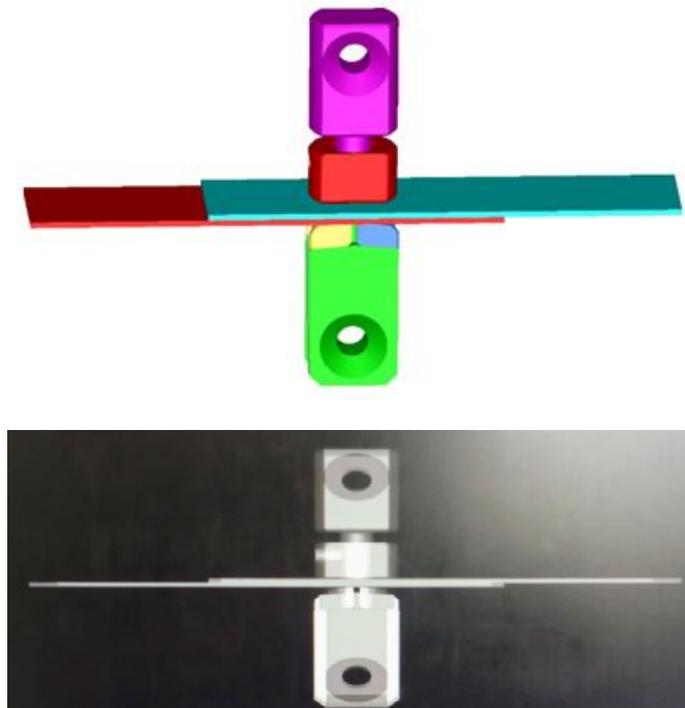


Figura 6 Esquema da ferramenta utilizada no *clinch*ing.

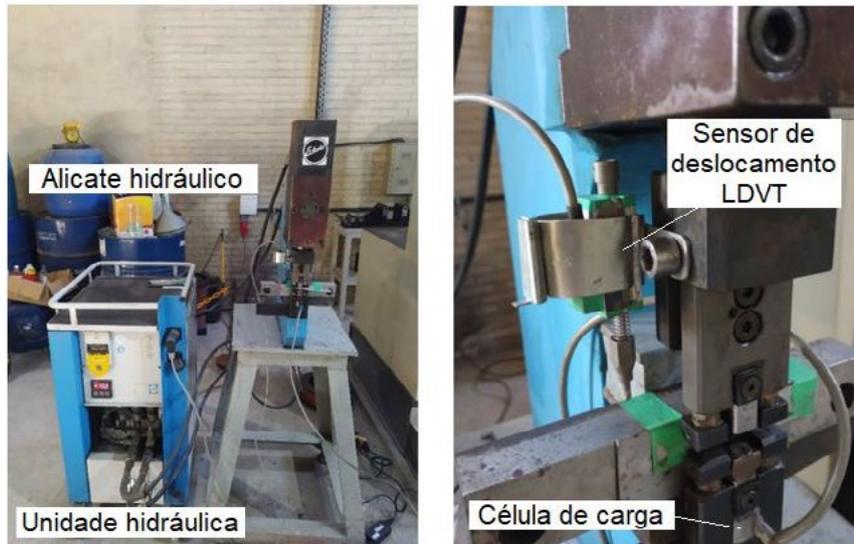


Figura 7 Equipamento utilizado para realização dos ensaios de *clinch*ing.

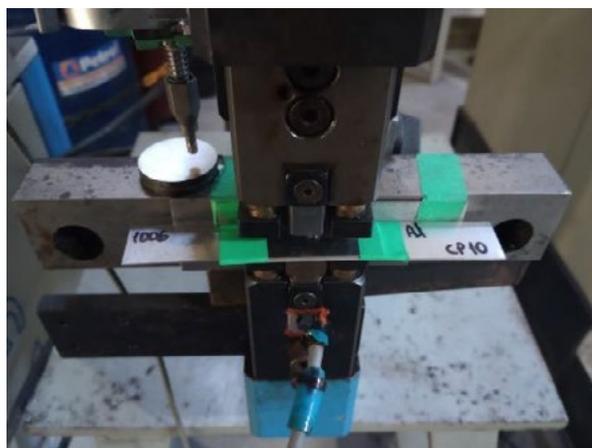


Figura 8 Ferramenta sobre a amostra para realização dos ensaios de *clinch*ing.

4. DISCUSSÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

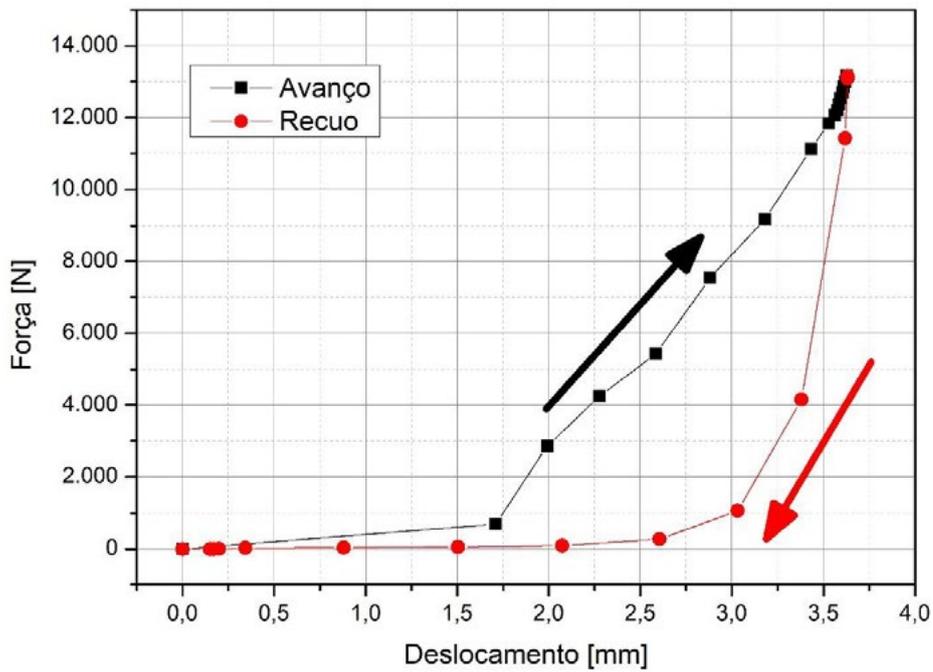


Figura 9 Força x deslocamento durante o processo de UCCF (clinch).

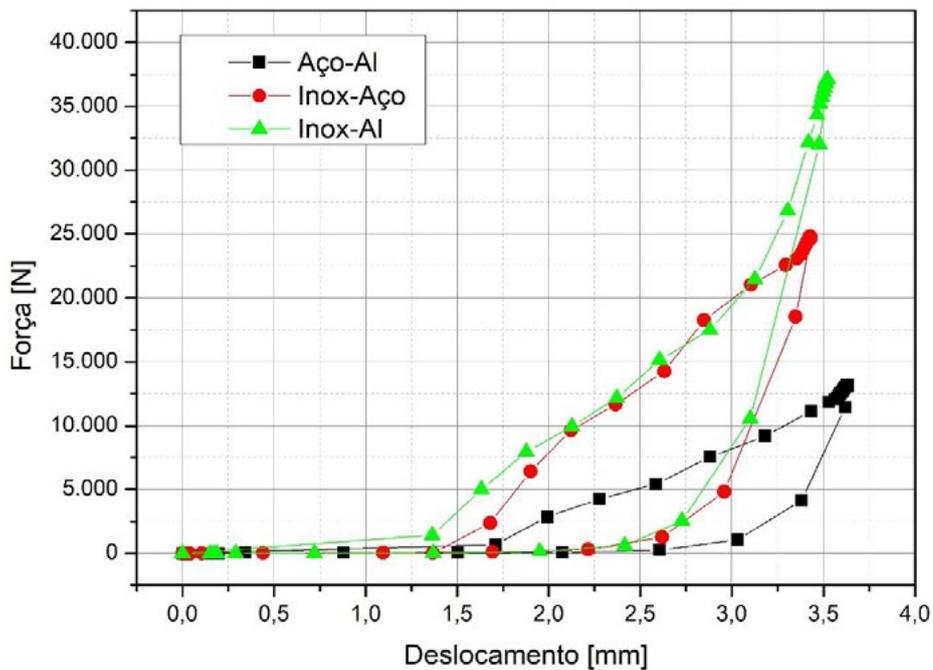


Figura 10 Força x deslocamento durante o processo de UCCF (clinch) para os materiais dissimilares.

Baseado nos gráficos apresentados pode-se observar que em ambos os processos de “clinchng” o deslocamento é muito semelhante, apenas as forças resistivas ao cisalhamento são muito diferentes e com valores de intervalo aproximados de 10KN. É fato que os materiais por apresentarem módulos de elasticidade diferentes tenham este tipo de comportamento quando unidos por UCCF – União de Chapas por Conformação a Frio (clinchng).

Os mesmos 30 (trinta) “corpos de prova” foram utilizados, conforme a Figura 5, para a realização dos ensaios de cisalhamento na Máquina EMIC 600, Figura 11. Desse total, 10 (dez) corpos de prova do aço carbono SAE1006, 10 (dez) corpos de prova da liga de alumínio AA3004 e 10 (dez) de AISI304.



Figura 11 Equipamento utilizado para realização dos ensaios de cisalhamento.

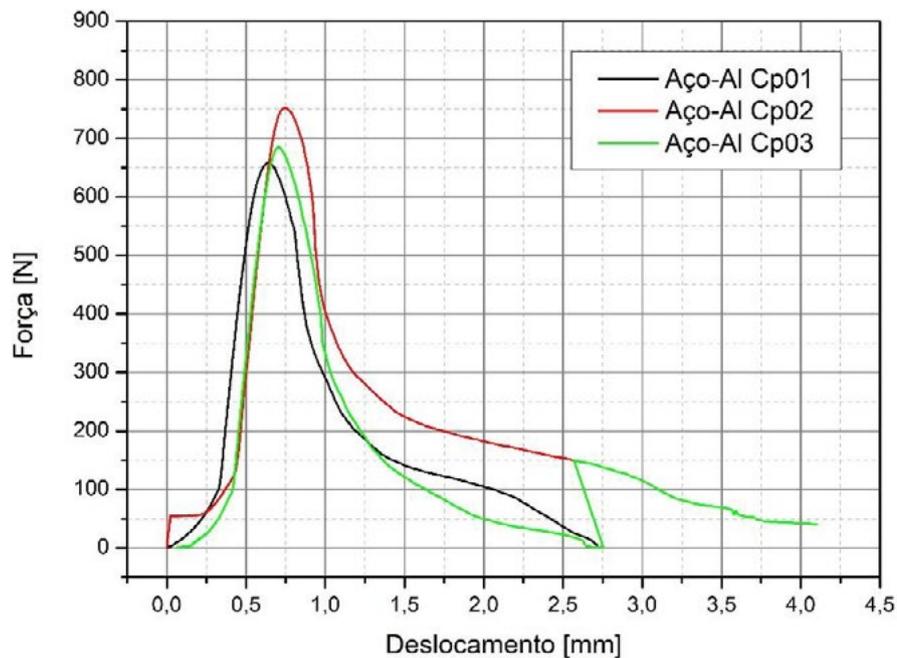


Figura 12 Força aplicada durante o ensaio tração do corpo de após o processo de clinching.

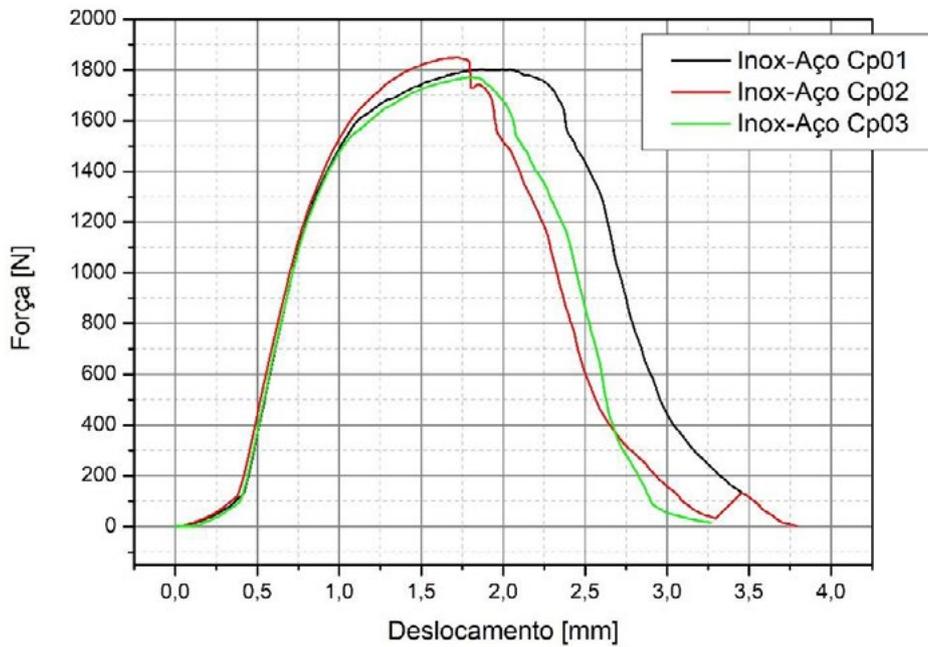


Figura 13 Força aplicada durante o ensaio tração do corpo de após o processo de clinching.

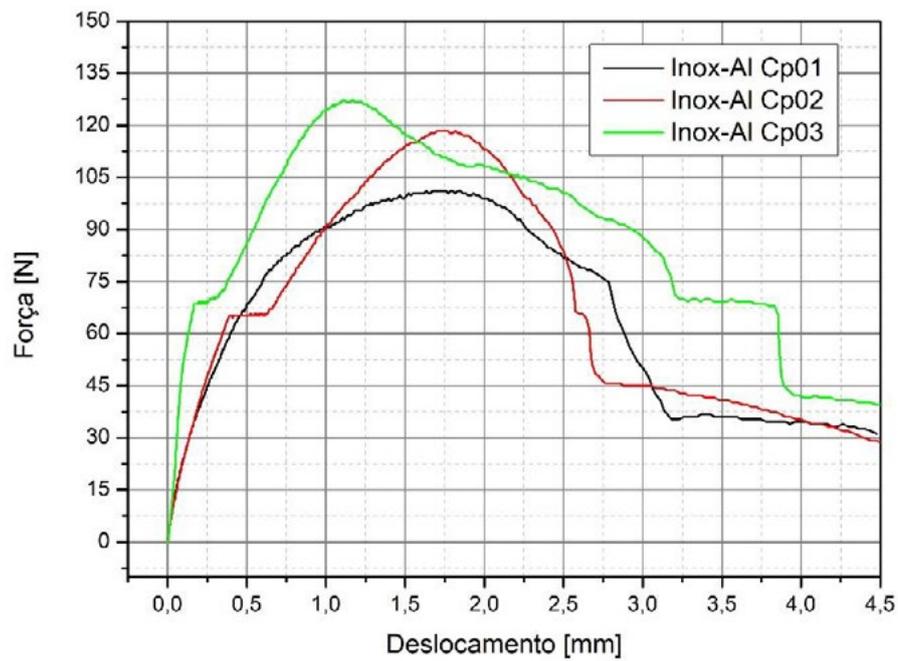


Figura 14 Força aplicada durante o ensaio tração do corpo de após o processo de clinching.

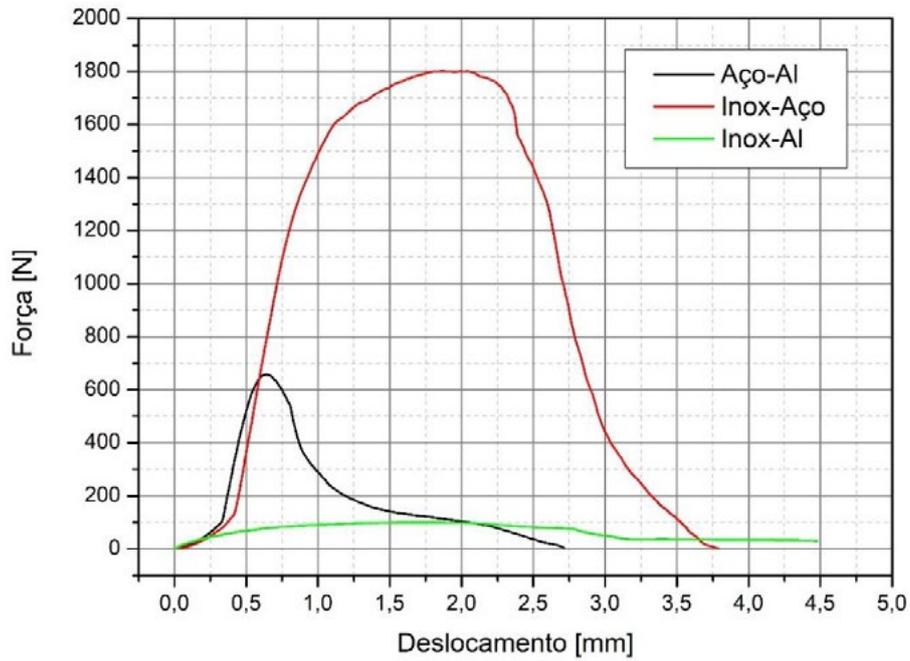


Figura 15 Força aplicada durante o ensaio tração do corpo de após o processo de clinching.

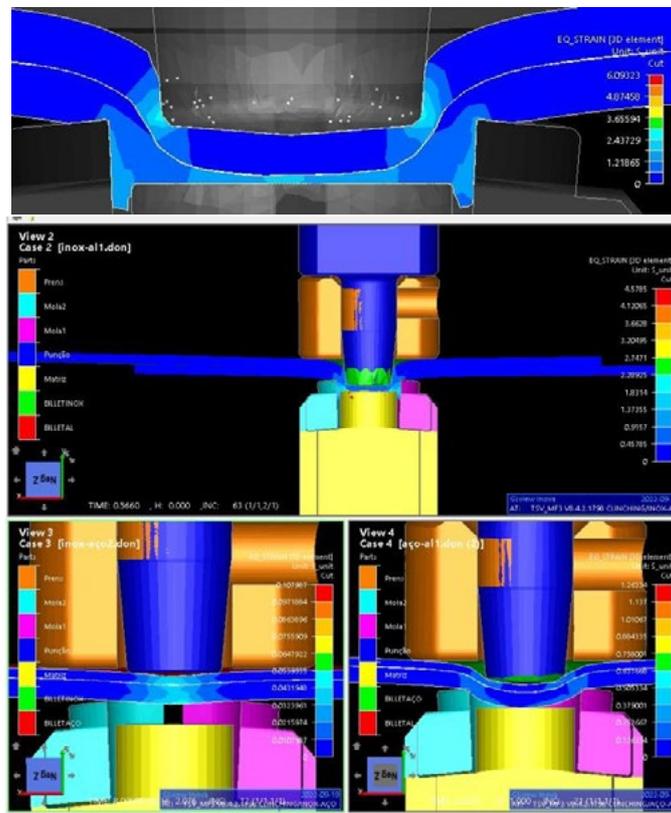


Figura 16 Imagem do processo de clinching em andamento via simulação numérica FORGE NxT 3.2.

5. CONCLUSÕES

Conforme resultados apresentados durante os ensaios, pode-se concluir que o comportamento dos diferentes tipos de materiais quando submetidos ao processo de UCCF apresentam uma resistência ao cisalhamento de acordo com as suas propriedades mecânicas, ou seja, materiais com maior módulo de elasticidade “E”, tendem a romper com uma força maior (E AISI304>E SAE1006>E AA3004). Isto também é observado com clareza quando unimos os diferentes materiais, obtendo-se forças bem menores.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Laboratório de Transformação Mecânica (LDTM), à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) e aos técnicos, César Henrique Rocha Silveira e Luis Eduardo Pinow Ribas.

7. REFERÊNCIAS

- BABALO, V.; FAZLI, A.; SOLTANPOUR, M. **Electro-Hydraulic Clinching**: A novel high speed joining process. Qazvin: Elsevier: Journal of Manufacturing Processes, p. 1-11, 2018. 1-11 p. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612518305486>>. Acesso em: 08 setembro 2022.
- CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Material Science and Engineering - An introduction**. 10ª. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2018.
- CARBONI, M.; BERETTA, S.; MONNO, M. **Fatigue behaviour of tensile-shear loaded clinched joints**. Engineering Fracture Mechanics, Milano, v. 73, n. 2, p. 178 – 190, 2006.
- CHANG, B. H.; SHI, Y. W.; DONG, S. J. **A Study on the Role of Adhesives in weld-bonded joints**. Flórida: Welding Journal, v. 78, 1999. 1-5 p. Disponível em: <<https://www.semanticscholar.org/paper/A-study-of-the-role-of-adhesives-in-weld-bonded-Chang-Dong/e80b8cdeceda40f2affd07b7b3c512212d20472e>>. Acesso em: 09 setembro 2022.
- ESHTAYEH, M. M.; HRAIRI, M.; MOHIUDDIN, A. K. M. Clinching process for joining dissimilar materials: state of the art. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2015.
- GERSTMANN, T.; AWISZUS, B. Recent developments in flat-clinching. **Computational Materials Science**, 2014. 39-44.
- Gipiela, M. L., 2013, “Estudo da expansão de furos e conformabilidade de chapas de aço multifásico CPW800”, Tese de doutorado, Pós Graduação em Eng. Mecânica, UFPR.
- Lajarin, S. F., Tenorio, M. B., 2015 “Simulação por elementos finitos da influência da geometria de ferramenta na união por clinching”, 8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Salvador, Bahia, Brasil.

LEI LEI, X. H.; TONGXIN YU, B. X. **Failure modes of mechanical clinching in metal sheet materials**. Kunming: Elsevier: Thin-Walled Structures, 2019. 1-9 p. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0263823119304690>>. Acesso em: 08 setembro 2022.

MACHADO, L. D. et al. **União de Chapas na Indústria Automobilística pelo Processo de Clinching versus Processo de Solda Ponto**. Volta Redonda: UniFOA, 2013.

MUCHA, J. **The analysis of lock forming mechanism in the clinching joint**. Faculty of Mechanical Engineering and Aeronautics. Rzeszów, p. 12. 2011.

SARMENTO, A. A.; PEREIRA, A. L. **Body in White Sheet Metal Joining: Comparison between Weld Spot and Clinching in an Environment Perspective**. São Caetano do Sul: SAE International, 2012. 1-5 p. Disponível em: <<https://www.sae.org/publications/technical-papers/content/2012-36-0433/>>. Acesso em: 09 setembro 2022.

TOX® PRESSOTECHNIK. Tecnologia de Clinching TOX®. **TOX® PRESSOTECHNIK**, 2020. Disponível em: <https://br.tox-pressotechnik.com/assets/countries/BR-PT/pdf/TOX_Clinching-Technology_80_br.pdf>. Acesso em: 08 set. 2022.

VARIS, J.P.; LEPISTÖ, J. A simple testing-based procedure and simulation of the clinching process using finite element analysis for establishing clinching parameters. Thin-Walled Struct, 2003. v. 41, n 8, p. 691-709, 2003.

VARIS, J., 2006, "Economics of clinched joint compared to riveted joint and example of applying calculations to a volume product", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 172, pp. 130-138.

A influência do design de elementos em perfis de alumínio extrudado para aplicações de alta resistência.

Gustavo Henrique de Oliveira Silva *(FURG, CBA); Lucas Salomão Peres (USP, CBA); João Henrique Corrêa de Souza (FURG, TechnNova)

[*gustavo.silva@cba.com.br](mailto:gustavo.silva@cba.com.br)

Resumo

Com a possibilidade da extrusão em alumínio, alguns dos processos para obtenção de atributos estruturais podem ser simplificados, através da manipulação do design dos perfis. Devido a essa versatilidade permite a combinação de diferentes características, em uma mesma geometria. Por meio do fator de forma é possível obter maior rigidez estrutural, com capacidade de absorção de energia, atingindo novos limites físicos de forma otimizada. O presente estudo mostra como elementos geométricos individuais e combinados podem influenciar o aumento da resistência estrutural à aplicação. Utilizando-se de “Finite Element Analysis” (FEA) será realizado comparações em diferentes designs de perfis, avaliando de forma gradativa o comportamento de elementos individuais e combinados, com ligas alumínio 6061 com tratamento térmico T6. Com base nos resultados foram realizadas comparações com modelos de aços estruturais, de aplicações comerciais no segmento de transportes. Verificando como conceitos elementares podem influenciar a resistência mecânica dos materiais.

Palavras Chaves: Alumínio, Extrusão, Design, Rigidez, Geometria.

Introdução

Um dos principais temas vigentes nos fóruns mundiais é sem dúvida o aumento da eficiência energética. De acordo com (DESPOIMMIER; 2010) a projeção de aumento populacional até 2050, é na ordem três bilhões de pessoas e com isso a necessidade pela busca de fontes que gerem aumento da eficiência energética é crescente. Somente o setor de transportes é responsável por 28% no consumo final de energia no mundo (ROITMAN; 2017).

Ações como a eletrificação de 645 mil veículos federais nos EUA (DALY; KNOCKMEYER; 2021) e o financiamento de €1 trilhão até 2030 do Banco de Investimentos Europeu, EIB, para políticas de descarbonização, voltadas para a redução dos impactos das mudanças climáticas e desenvolvimento sustentável, são alguns dos indicadores econômicos desse cenário.

Considerando esses fatores as propostas para novas tecnologias devem levar em consideração o ciclo de vida dos materiais. O campo do design de materiais auxilia na verificação e combinação de diferentes aspectos estruturais e sustentáveis aos produtos como a reciclabilidade x custo (ASHBY; 2005).

Nesse aspecto o alumínio extrudado, pela sua gama de possibilidades geométricas, vem cada vez mais sendo disseminado em segmentos de aplicações estruturais (MISIOLEK and KELLY; 2005). Gerando uma ampla possibilidade de combinações visando aumento de resistência mecânica, redução de insumos com sistemas modulares de travamento mecânico e otimização de etapas de processos de fabricação, despertando um grande interesse em setores como o de transportes (ALRIC; et al; 2022).

Objetivo

Nesse trabalho serão avaliados alguns comportamentos obtidos nas seções transversais de perfis extrudados, utilizando conceitos baseados em padrões da natureza (NALEWAY; 2015), comparando os resultados dessas seções transversais com modelos obtidos a partir de chapas conformadas de aço e de alumínio. As comparações serão realizadas através de simulação de elementos finitos, em teste estático não linear.

Materiais e Métodos

O presente estudo baseia-se em modelos de perfis aplicados a proteção lateral de veículos de carga, esses componentes têm a função de evitar ou minimizar os efeitos da colisão, impedindo que veículos de pequeno porte, motos e bicicletas sejam esmagados pelas rodas do caminhão, ou rebocado.

O Conselho Nacional de Trânsito - CONTRAN, estabelece conforme resolução 323.09, as condições para teste de protetores laterais em implementos rodoviários. Conforme parâmetros estabelecidos a lâmina de proteção lateral deverá resistir a carga estática de 5 kN, aplicada no centro de um dispositivo plano e circular, com diâmetro de 220 mm. As deformações nas extremidades até comprimento de 150mm não podem exceder 30 mm e no restante da lâmina a deformação máxima não pode ultrapassar 150mm.

Para avaliação dos perfis estão sendo considerados os materiais **Figura 1.a**, Aço A36 e **Figura 1.b**, liga 5052-O as propriedades dos materiais foram extraídas da biblioteca do software de elementos finitos Simulation da Dassault Systems. Referente a **Figura 1.c e Figura 1.d**, em ambas as seções foi aplicada a liga 6061-T6, sendo essa liga de alumínio uma das mais disseminada no setor de transportes de implementos, as respectivas curvas tensão deformação estão indicadas nas Figuras 2, 3 e 4.

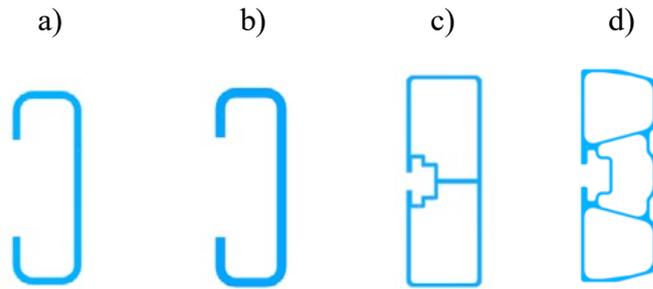


Figura 1. a) Seção aço A36; b) Seção liga alumínio 5052-O; c) Seção transversal alumínio 6005A-T6 (modelo comercial; d) Seção transversal alumínio 6005A-T6, com redefinição dos elementos (Próprio autor).

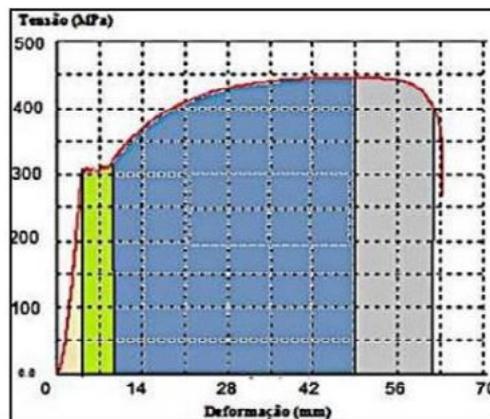


Figura 2. Curva de Engenharia do Aço ASTM A36 (Fonte: CARLESSO; 2018)

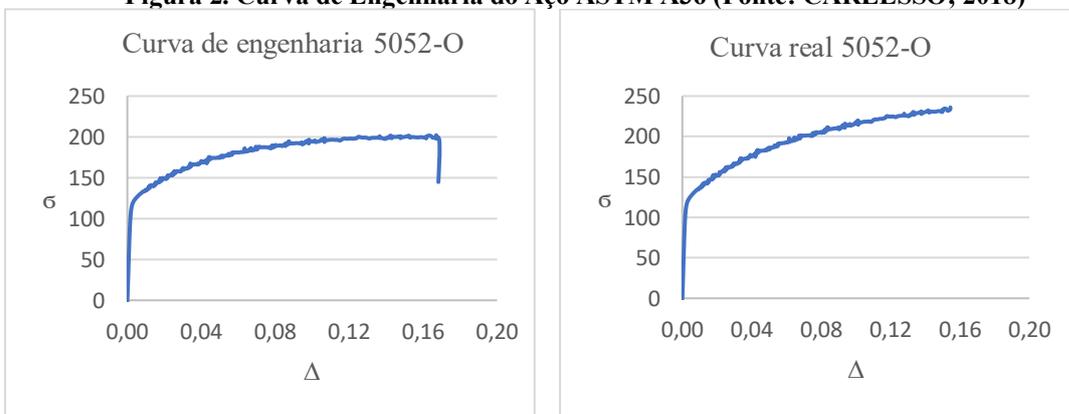


Figura 3. Ensaio tensão (σ , MPa) deformação (Δ , %), liga de alumínio 5052-O (Fonte: Próprio autor)

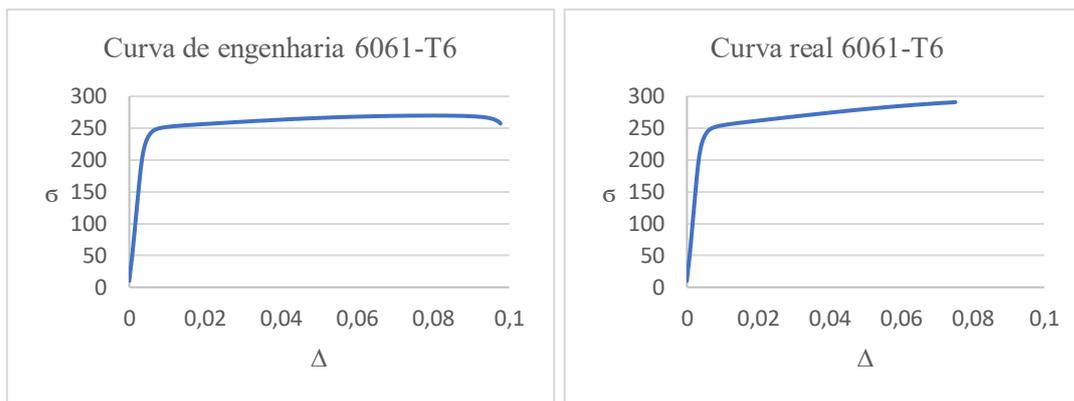


Figura 4. Ensaio tensão (MPa) deformação (%), liga de alumínio 6061-T6 (Fonte: Próprio autor)

Os modelos 3D foram criados no software CAD SolidWorks, versão 2020, as simulações foram realizadas na plataforma CAE Simulation Premium, ambos os softwares são produtos da Dassault Systems.

As simulações realizadas estão considerando barras de 1,0m (metro) de comprimento, aplicando as condições de contorno estabelecidas pela resolução CONTRAN. Será realizado a análise do comportamento dos materiais através de estudo estático, não linear, comparando as diferentes respostas dos modelos quanto ao atendimento da resolução em níveis de tensões e deslocamentos.

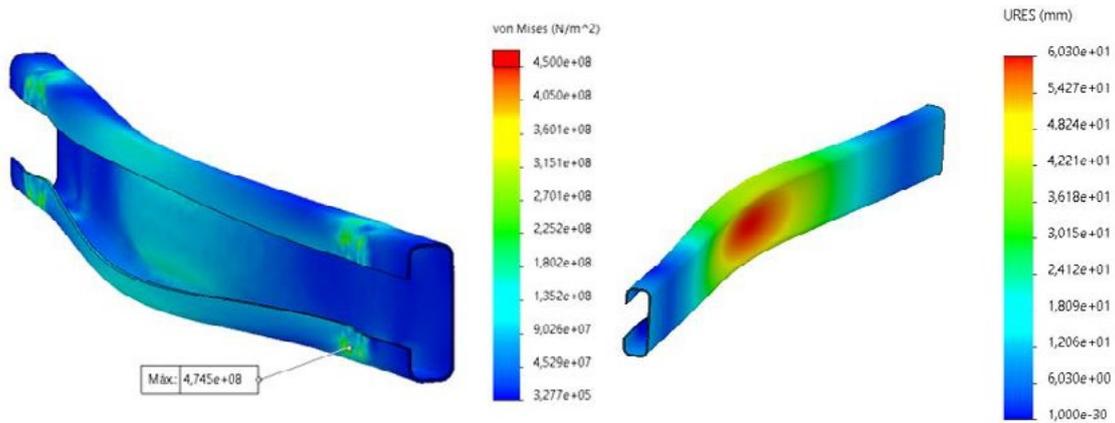
Resultados e discussões

Os diferentes materiais de estudo possuem diferentes graus de rigidez e massa (Kg), além disso alguns deles requerem um nível de preparo adicional. É o caso das seções **Figura 1 “a” e “b”**, ambas são obtidas através de processo de laminação e posterior ao processo seguem para etapa de conformação e logo após processo de usinagem. Para o conceito aplicado a esses perfis há a necessidade de utilização de dois elementos de fixação.

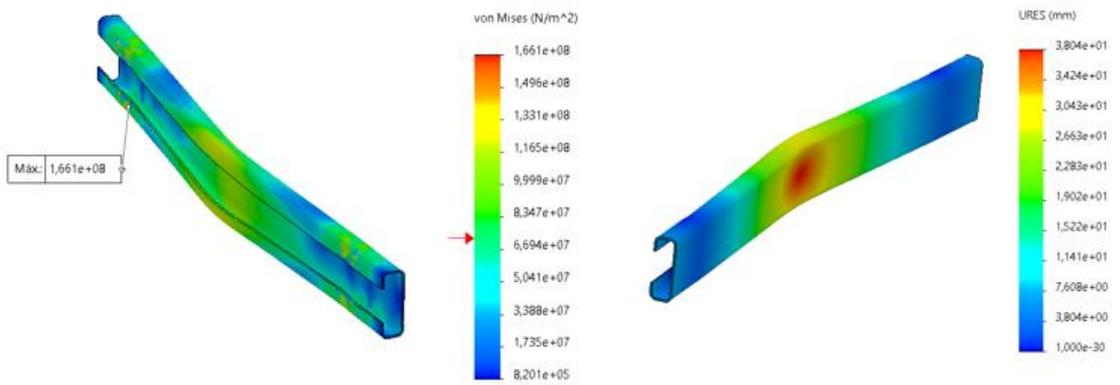
As seções **Figura 1 “c” e “d”**, são obtidas pelo processo termomecânico de extrusão, nesse caso pós o processo de produção dos perfis, o único processo adicional é o de corte na forma final da aplicação. Para esses casos há a possibilidade de manuseio dos elementos da seção transversal, permitindo a elaboração de uma forma receptora do elemento de fixação de modo a reduzir processos adicionais de usinagem.

Em todos os casos houve deformação plástica dos componentes, conforme demonstrado abaixo nas **Figuras 5 “a”** Aço ASTM A36, **“b”** Chapa conformada liga de alumínio 5052-O, **“c”** perfil extrudado, desenvolvido pelo autor com base em referências comerciais vigentes e **“d”** seção transversal que utiliza atributos geométricos bioinspirados:

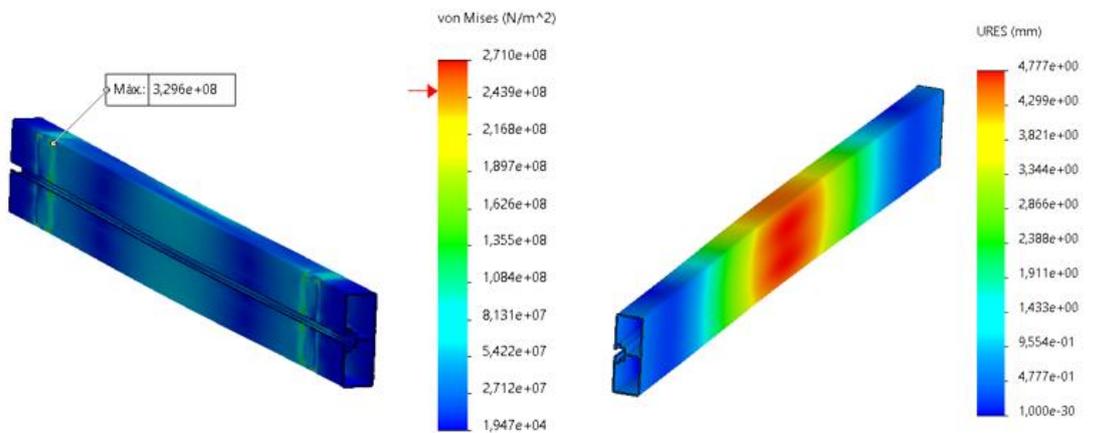
a)



b)



c)



d)

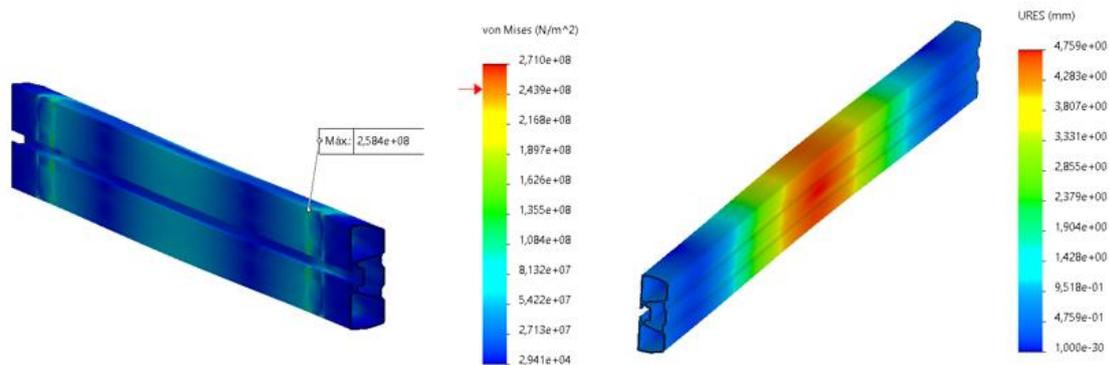


Figura 5. Intensidade das tensões e deformações a) Seção aço A36; b) Seção liga alumínio 5052-O; c) Seção transversal alumínio 6061-T6 (modelo comercial; d) Seção transversal alumínio 6061-T6, com redefinição dos elementos (Próprio autor).

Os percentuais de redução de peso nas seções de alumínio comparadas as seções de aço foram;

- Seção “b” liga de alumínio 5052-O, redução aproximada de 47%;
- Seção “c” liga de alumínio 6061-T6, redução aproximada de 50%;
- Seção “d” liga de alumínio 6061-T6, redução aproximada de 53%.

Conclusões

Conforme Figura 5. “d” foi constatado uma queda da tensão em relação a Figura 5. “c”. Nota-se que a presença de raios maiores reforçando a as travas internas do perfil auxiliam em uma maior distribuição das tensões na área da seção transversal do perfil ao longo do comprimento da barra.

Nos processos de elaboração de seções transversais de perfis é de fundamental importância uma equivalência adequada entre raios internos externos, espessura de paredes e aberturas e profundidade em sistemas de encaixe.

Com base no estudo nota-se que as propriedades dos materiais e sua capacidade de absorver energia podem ser influenciadas por elementos geométricos em uma seção transversal de perfil extrudado e se adequadamente utilizada pode trazer benefícios ao projeto como redução de custos e de processos de fabricação de componentes.

Referencias

- DESPOMMIER, Dickson. The Vertical Farm. **Editora Thomas Dunne**. 2010.
- ROITMAN, Tamar. Evitar, mudar e melhorar: Estratégias para aumentar a eficiência energética dos transportes. Caderno de Opinião. **FGV Energia**. fevereiro de 2017.
- FGV ENERGIA. Informe Petro Política. **FGV Energia**. janeiro de 2021.
- ASHBY, Michael F. Materials Selection in Mechanical Design. Third Edition. **Elsevier**. 2005.
- MISIOLEK, Wonjciech Z. Lehigh University and KELLY, Richard M. Werner Co. Extrusion Aluminium Alloys. **ASM Handbook**, Volume 14A: Metalworking: Bulk Forming. S.L. Semiatin, editor, p522-527. 2005. DOI: 10.1361/asmhba0004015.
- ALRIC, Jean. et al. Design, optimization and testing of extruded aluminium profiles assembled by mechanical snap-fit. Elsevier, **Engineering Structures**, Percentil Scopus 90%, v.41, p. 836-848. 2022
- IAI, International Aluminium Institute. <https://international-aluminium.org/>.
- NALEWAY, Steven. et al. Structural Design Elements in Biological: Application to Bioinspiration. **Advanced Materials** v.27, p. 5455–5476. 2015
- CONTRAN; CONSELHO NACIONAL DE TRÂNSITO; RESOLUÇÃO No 323, DE 17 DE JULHO DE 2009
- CARLESSO, Amanda et al. Análise comparativa dos aços ASTM A131 AH36 e ASTM A36: Um estudo de caso do uso de um dos aços no piso de um módulo para FPSO., 2018



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

From Smart Stamping Process Engineering to Smart Production

Ing. Gianfranco Ruggiero
Senior Product Manager - AutoForm
gianfranco.ruggiero@autoform.com

ABSTRACT

“Aim at Zero Failure” has been the motto for many carmakers in the last years and, for sure, it will be it for many years ahead. Suppliers have been asked to adopt the same approach. Be on time all the times and being cost efficient is crucial to keep the pace and compete on high levels. Smart Production for sure represents a mean to accomplish the mission. What does “Smart” mean? If being “Smart” must mean “aim at zero failure”, then the only self-corrective term would not be correct enough to define it. Smart must mean Predict and Prevent, keeping always in mind that prediction does not automatically mean prevention.

From this perspective, the work done to engineer a sheet metal stamping process that produces BiW parts is crucial. The foundation of the Digital Process Twin is made during these studies. Tool manufacturing must complete what began in engineering, and this is everything but trivial, since usually, here it's where engineering and reality fall apart and the Digital Twin loses its meaning. The challenges in creating digital process twins is the topic of this presentation. We will see where challenges may reside along the whole process through real-life examples. We'll see how to overcome the challenges and lay down the foundation of a Smart Factory”.

Key words – sheet metal stamping, smart production, smart engineering, digital process twin, design robust stamping processes, robustness, zero failure, BiW part production

1. INTRODUCTION

Being eligible to start mass production of sheet metal parts for car body means that you went through an approval process to ultimately evidence that the production line has the capability

index that meets OEMs typical requirements. This level of performance and capability must be ensured through the whole production volume. No more than 63 out of one million of parts can be scrapped or not compliant with quality and dimensional requirements (Process Capability $C_{pk} > 1.33$).

Aiming at zero failures ensures that you are compliant with the minimum required capability index, but it does not necessarily mean that the system is efficient in terms of time and costs, or if it is sustainable or not.

Reducing or zeroing unplanned downtime while being flexible and efficient, reduce cost and time means that you have to implement a *Smart* system able not only to detect failures and fix them but even to predict failures and try to avoid them to occur at all. That is what an automatic control system driven by the digital twin of the whole process is supposed to help with.

The scope of the digital twin is to suggest modification of process parameter to fix failures once they occurred or make them not occurring at all.

The question is how do we create such model that must be reliable, effective and responsive during production runs since the first hits of the presses?

In the next sections, we are going to evaluate and compare two possible approaches to create or define the digital process twin in the sheet metal stamping industry.

2. DATA-DRIVEN DIGITAL PROCESS TWIN

Data-driven Digital Process Twin is a model that is created by observing what is happening in reality through measurements and then elaborating all recorded data with the scope of finding a correlation between input and output. Once you have found this correlation, you found what we call *Process Window*.

Knowing the process window means that you know how process parameters, singularly and / or in combination with others, affect the result.

The re-construction (we will be back at it) of the process window is exactly what the AI or Machine Learning system is supposed to come up with by surfing through huge amount of recorded data. The *Process Window* is the essence of the digital twin because “inquiring the process window” we will be able to get answers about how fix failures as they occur or even prevent them (if that’s still possible in all cases).

The observation of reality is done through sensors and camera that are supposed to:

1. Detect input parameters (i.e. material properties, lubrication amount and distribution, etc..)
2. Measure output parameters (final part dimensions)
3. Measure inter-operation parameter (i.e. inter-op sheet size and draw-in)
4. Detect surface quality of the final part
5. Record press parameters at each stroke (pressure, speed, temperature, etc..)
6. Date, shift, etc..

The figure below shows the connection between devices and data transfer.

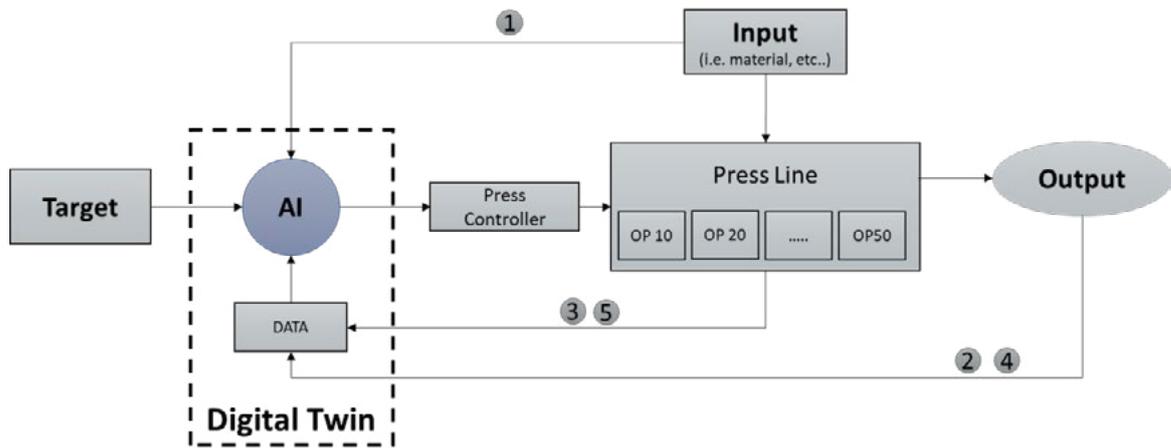


Figure 1 - Data-driven Digital Twin within Smart Factory

One undisputable advantage of such kind of system is that it is self-sufficient, meaning that there is no connection or link needed to other data but everything is installed and used directly in the press shop.

As disadvantages, instead we can list the following

- High number of measurements (parts) needed to build a reliable digital twin
- Meaningfulness of the measurements (do the measures describe trends of all failures?)
- Wrong perception of reliability
- Not available during ramp-up
- Process Windows can only be detected (not designed)
- Controller and machine tolerance may reduce (eliminate) process window – not effective countermeasure

To understand the importance of where to make measurements, and how much those measurements are *symptomatic* of what is going on in the press, please look at the figure below.

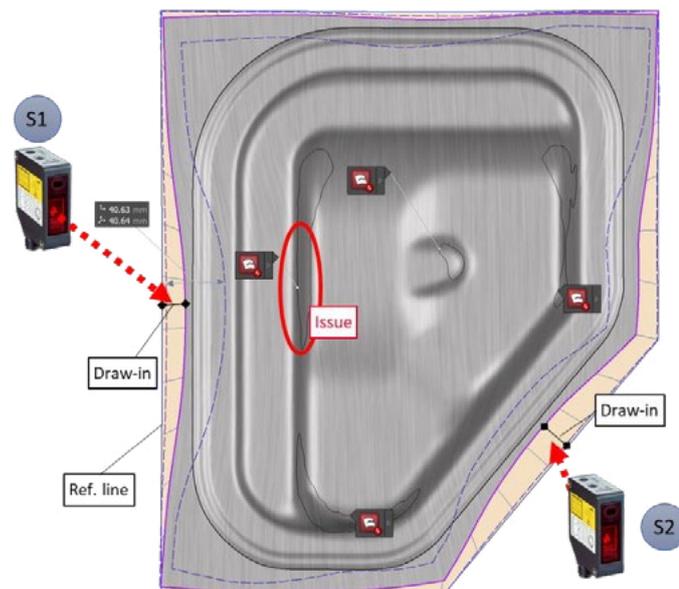


Figure 2 – Issue prediction through Draw-in measurement – Example of set-up

Figure 2 shows an example of possible sensor set-up (S1 and S2). The scope of this setup is the research of a correlation between issues that may occur in the red-circled area and the

draw-in. The draw-in is the distance between the edge of drawn panel (colored line along the panel contour) and the edge of the blank after binder closing (outer line).

The evaluation of the draw-in after the drawing station is the first check performed during tool tryout to understand how much the real process is close to the engineering intent (which is the target).

A draw-in lower than the engineered value might be a symptom of an over-stretched panel in *some* area and therefore indication of a possible split issue.

A higher draw-in might be a symptom of a low-stretched panel in *some* area and therefore indication of wrinkle or missed plasticization that may lead to a springback issue.

The question is which area of the panel can directly be linked to the draw-in value?

If we want to predict issues by measuring the draw-in through sensors, the first thing that the AI system is supposed to do is finding area status – draw-in relationships.

Where do we place the sensors and therefore measure draw-in? In addition, is there any relationship between the issue occurring in the area and any of the draw-in measurement?

If there is no correlation between the two things, all measurements taken by the sensor system are completely useless, and no matter how “intelligent” the system may be, it will spend time evaluating huge amount of data looking for something that does not exist.

How can we be sure that this is not going to happen?

3. PHYSICS-DRIVEN DIGITAL PROCESS TWIN

The answer to the previous question lays in the work that engineers do when designing the stamping processes, by applying the concepts of what we call *Smart Engineering* that leads firstly to a *Robust* process and at the creation of a *Physics-driven Digital Process Twin*.

The laws of physics that describe the sheet metal stamping process are currently applied during process engineering to validate tools shape and process parameters (FEM simulation of the process). To apply *Smart Engineering* concepts, the same laws must not be applied only to one set of process parameters and therefore one stroke the press line, but it must consider the variability of input (i.e. material) and process (i.e. pressure, speed) parameters so that statistically speaking, the process is capable of producing parts within tolerance 99,9937% of the time.

Why this value? Because this is the value that (usually) quality management sets to declare eligible a production line for mass production - Process Capability Index $C_{pk} \geq 1.33$.

With today's technology, stamping engineers can predict the capability of the process they are designing already in the digital world of simulation; in other words, they can design a stamping process *robust* enough to meet quality management requirements.

Here below an example of what *Smart Engineering* brings in addition to what we can call *Standard Engineering*.

Standard engineering delivers data for tool manufacturing based on the results that are shown on the left (a) of Figure 3. In this case we are referring to the springback defined as distance in normal direction from the reference geometry.

This result in Figure 3.a is the validation of a single stroke of the press as it has been calculated with one single process parameters set-up (value) and defines what is usually called “nominal” set-up.

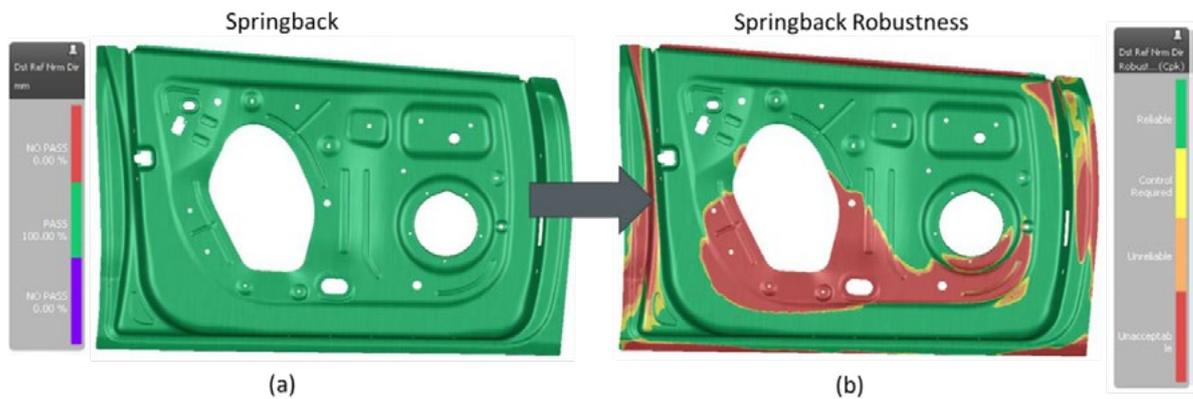


Figure 3 - Standard vs Smart Engineering

Smart Engineering instead, would take into consideration also the map shown in Figure 3.b, that represents the Capability of the process of delivering panels within springback tolerances. As is noticeable, many areas are red colored. This means that, considering the variation of material properties, lubrication and other production parameters, the chances that the springback is within tolerances in the red areas are lower than what expected by quality requirements ($C_{pk} < 1.33$).

To understand what this result is indicating we can look at Figure 4

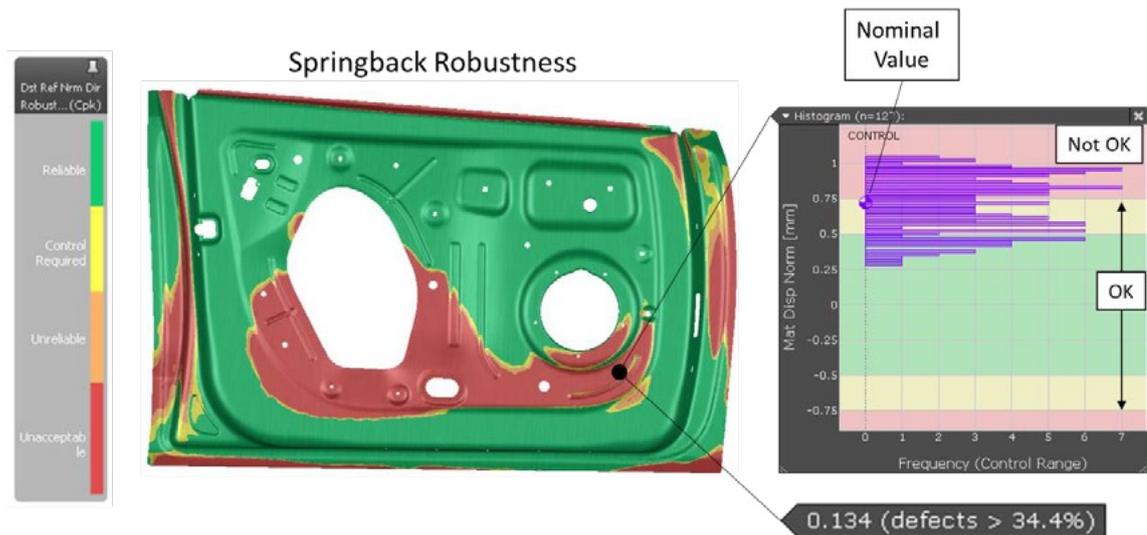


Figure 4 - Smart Engineering predicting Springback Process Capability

The nominal value of that point is slightly below the limit (set to 0.75mm) and therefore it appears colored “green” in the map of Figure 3.a

But the additional information brought by the evaluation of the variability of the process clearly shows how there are high chances that in reality, which could either be in tool tryout or in mass production, that point is going to be outside tolerances. The capability of the process is very low as the statistical distribution of the results shows (hystogram) and the $C_{pk} = 0.134$ quantifies the chances that the value has to be not compliant with the target is higher than 34%.

This type of information brought by adopting *Smart Engineering* principles during stamping process engineering is a clear advantage. But it is not the only one.

In addition, designing the stamping process for production not only significantly reduces the chances of failures during normal variation of process parameters, but generates data that can be used to either fix issues as they occur or even prevent them when results trends are a clear indication of an upcoming failure during production runs.

In reference to the example considered in the previous section, the potential of the physic-driven digital twin is the elimination of the uncertainty that otherwise we would have when adopting a data-driven digital twin (AI system) when looking for a correlation between the draw-in measurement and possible issue (see Figure 2).

Through *Smart Engineering*, we create a map like the one shown in Figure 5 that indicates the correlation between an hypothetical issue occurring in the red-circled area and the draw-in measured by the two sensors.

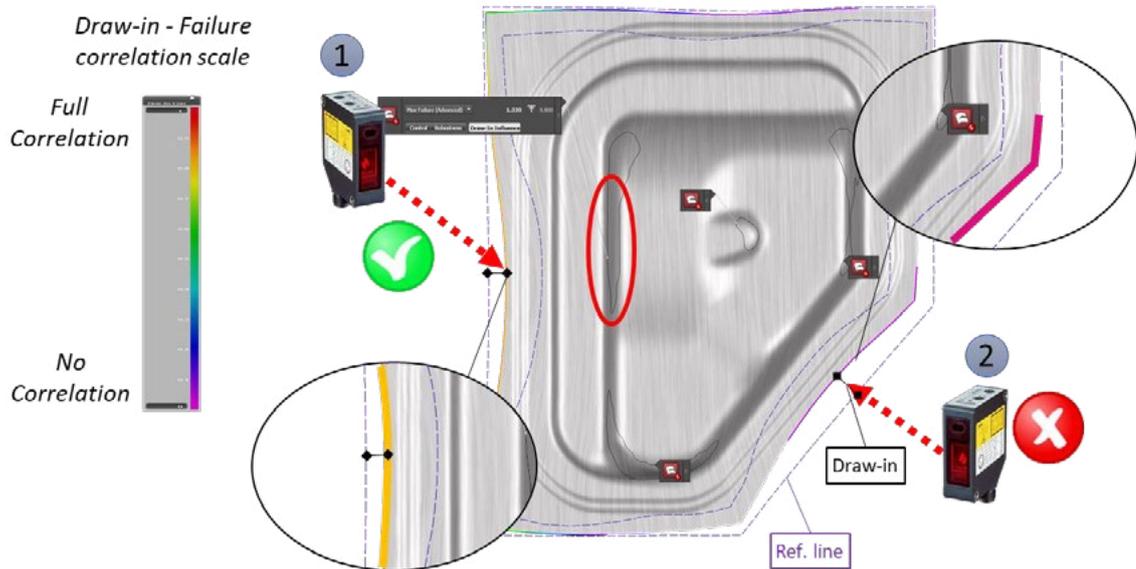


Figure 5 - Draw-in Issue correlation made by Smart Engineering

The analysis done in the digital world points out how the draw-in measured by sensor #1 is almost (according to the color scale shown in Figure 5) directly correlated to the stretch of the material in the red-circled area (split / crack issue). The measure made by sensor #2 instead has no correlation at all with the stretch status in the red-circled area.

This means that a decrement of the draw-in measured by sensor #1 can be symptom of upcoming failures and therefore act to adapt parameters and increase the draw-in in that point.

On the other hand, observing variation of draw-in measured by sensor #2 does not tell us anything about possible failure occurring or about to occur in red-circled area.

In the case of data-driven digital twin, this relationship is unknown at the begin, and the AI system may spend long calculation time and collect huge amount of what is going to be useless data since the relationship it is looking for does not exist.

4. CONCLUSIONS

We can look at *Smart Engineering* from two different but at the same time concurrent perspectives.

The first perspective is the Design of robust stamping processes. This approach makes de facto process engineering the first issue discovery phase of the stamping process. Process capability is checked months before the typical capability evaluation on real tool occur (tool buy-off, pre-series capability, mass production) and this indisputably is a huge advantage as corrections can be done quickly and cheaply in the digital world rather than done on the real tools.

The second perspective is as pre-requisite to implement *Smart Production*. Process parameter sensitivity analysis provides data that can be used in tool tryout, first of all, and then later on in production.

Essentially, through *Smart Engineering* principles application we tackle efficiency in production

from two different aspects:

- Reducing the overall risk of failure by reducing the occurrences of the failures
- Supporting the research of the most effective parameters adaptation to fix or prevent failures due to other causes

Figure 6 shows the principles based on which the Smart Production can be implemented.

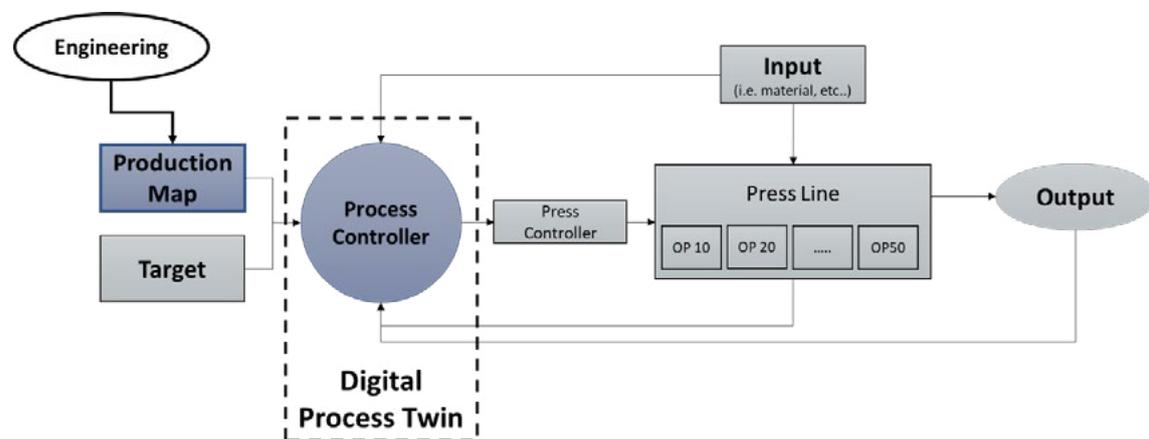


Figure 6 - Physics-driven Digital Process Twin

The core of the system, here generically called Process Controller, crosschecks input data as well as data coming from inter-operation measurements and at the end of the line. These data are always compared to the Production Map coming from engineering so that, at any instant the core knows what's going on and modifies production parameters based results on trends (prevention) or failures that suddenly occur (resolving).

The advantages of implementing *Smart Engineering* and *Smart Production* are very significant as the system works from hit number one of the press-line, and they can be summarized as following:

- Shorten ramp-up
- shorten unplanned downtime
- increase effectiveness and efficiency
- reduce the quantity of rejected parts
- ensure repeatability and therefore stability of the assembly process
- reduce the overall lead time
- reduce investments in tryout
- reduced cost due to quality
- reduce operational cost



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Utilização de IoT para aquisição de dados e monitoramento no processo de estampagem industrial – Uma revisão

Use of IoT for data acquisition and monitoring in the industrial stamping process – A Review

Julietty Barreto Maia de Morais ⁽¹⁾
Lirio Shaeffer ⁽²⁾
Roderval Marcelino ⁽³⁾

RESUMO

Com o aumento do consumo no mercado, ocorre uma crescente demanda de fabricação na indústria, onde faz-se necessário um aumento na velocidade produtiva e na confiabilidade das informações oriundas do processo de conformação. O processamento das informações viabiliza uma tomada de decisão rápida e possibilita intervenções mais assertivas para corrigir possíveis problemas do processo produtivo. Para ter acesso às informações dos processos produtivos de maneira mais rápida, temos a internet das coisas (IoT) que possibilita auxiliar o processo gerando conexão entre os dispositivos e permitindo que as informações geradas em um determinado processo sejam gravadas e monitoradas para fins de controle, trazendo dados do estado e funcionamento do equipamento, de forma rápida tornando-os objetos inteligentes.

ABSTRACT

⁽¹⁾ Doutoranda, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, juliettymorais@gmail.com
⁽²⁾ Prof. Dr. Ing. Lirio Shaeffer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil. schaefer@ufrgs.br
⁽³⁾ Prof. Dr. Roderval Marcelino; Federal University of Santa Catarina, Brazil. roderval.marcelino@ufsc.br

With the increase in consumption in the market, there is a growing demand for manufacturing in the industry, where it is necessary to increase the production speed and the reliability of the information coming from the forming process. The processing of information enables quick decision-making and enables more assertive interventions to correct possible problems in the production process. To have access to information on production processes more quickly, we have the internet of things (IoT) that makes it possible to help the process by generating a connection between devices and allowing the information generated in a given process to be recorded and monitored for control purposes, bringing data on the state and operation of the equipment, quickly turning them into intelligent objects.

Key words — Industry 4.0, smart factory, Internet of things, stamping monitoring.

1. INTRODUÇÃO

Os altos números de produtos de consumo e industriais que utilizam peças de chapas metálicas finas ou grossas: carrocerias de carros e caminhões, aviões, vagões ferroviários, locomotivas, equipamentos agrícolas e de construção, utensílios e materiais de escritório, são estrategicamente relevantes para o país. Com isso, é notória a importância comercial da conformação de chapas metálicas, no qual as peças possuem em geral características de elevada resistência mecânica, boa tolerância dimensional e bom acabamento superficial [1].

Com o aumento do consumo no mercado temos uma crescente demanda de fabricação na indústria, onde faz-se necessário um aumento na velocidade produtiva e na confiabilidade das informações oriundas do processo de conformação. O processamento das informações viabiliza uma tomada de decisão rápida e possibilita intervenções mais assertivas para corrigir possíveis problemas do processo produtivo [2].

O controle e monitoramento do processo produtivo e das informações é a 4^a revolução industrial, nome que foi dado a indústria 4.0, oferece uma proposta que vem modernizando o mercado, pois possibilita conectar máquinas e ter um acesso remoto em tempo real aos parâmetros de fabricação. A automação desses processos permite minimizar os tempos de respostas para as tomadas de decisões corretivas e preventivas dos processos de manufatura [3].

A necessidade de monitorar os processos de conformação mecânica por estampagem irá ajudar também na fiscalização do desgaste da ferramenta e outros itens voltados para a segurança de operações. Com a utilização de sensores conectados as ferramentas de estampos o risco que está atrelado ao processo de conformação será menor, fazendo com que prejuízos sejam minimizado.

Isso torna-se possível devido aos crescentes avanços tecnológicos na área de IoT (*Internet* das coisas) e engenharia, devido a adesão e ao avanço de novas tecnologias digitais para indústria. IoT é a conexão de sensores e ou atuadores que permitem acesso remoto, via internet, para monitoramento e controle em qualquer dia, hora e local. Essa nova tecnologia permite que sensores se comuniquem com telefones celulares e interajam entre si. A indústria pode usar a IoT para várias aplicações, como por exemplo: o setor industrial na manufatura, com a utilização de uma célula de carga para medir e monitorar a força realizada durante o processo de estampagem [4].

As principais variáveis que classificam a operação de estampagem são: temperatura, força, velocidade, nível de deformação e o formato do produto. Algo comum aos processos de fabricações de modo geral está relacionado com o desgaste das partes mecânicas móveis e as condições de operação, este último impacta diretamente no erro operacional humano diminuindo a qualidade final dos produtos. Portanto, existem as falhas de máquinas e matérias – primas fora das condições padronizadas para as medições dos produtos, isso claramente torna-se um ponto fundamental para monitorar e garantir a qualidade e o valor do produto final.

O refino de dados só é possível devido aos vários sistemas que podem medir e controlar determinados aspectos de um certo processo. Segundo [5], a filtragem de dados pode ser aplicada a chapas metálicas, tendo em vista a formação de uma peça, sem defeitos de dimensões desejadas, sem rugosidades ou trincas. Sendo assim, esse objetivo será alcançado a partir do controle das

propriedades do material, do fluxo do material, das condições de lubrificação, das forças de conformação, da rugosidade da superfície e da dinâmica da ferramenta.

A fabricação de informações e dados em nuvem tem o objetivo de integrar e compartilhar de forma eficiente recursos de fabricações para que seja possível produzir com eficiência produtos personalizados. À partir da introdução dos conceitos de manufatura em nuvem, vários tópicos vem sendo analisados e discutidos de forma industrial e acadêmica, porém é preciso reconhecer que ainda hoje este campo de fabricação dos dados em nuvem, precisa ser melhor desenvolvido [6].

2. REFERENCIAL TEÓRICO

2.1. Indústria 4.0

Devido aos grandes avanços tecnológicos que aconteceram nas últimas décadas passamos por alguns períodos de revoluções industriais, o que nos trouxe até a 4^a revolução industrial. O que traz uma digitalização avançada na indústria e é combinada com tecnologias da *internet* e uma orientação para os *smart objects*, o que nos proporcionou uma nova revolução industrial. Isso tornou possível a interligação entre sensores, máquinas e protocolos padrões da *internet* para analisar informações, prevenir, corrigir falhas e realizar adaptações de mudanças [7].

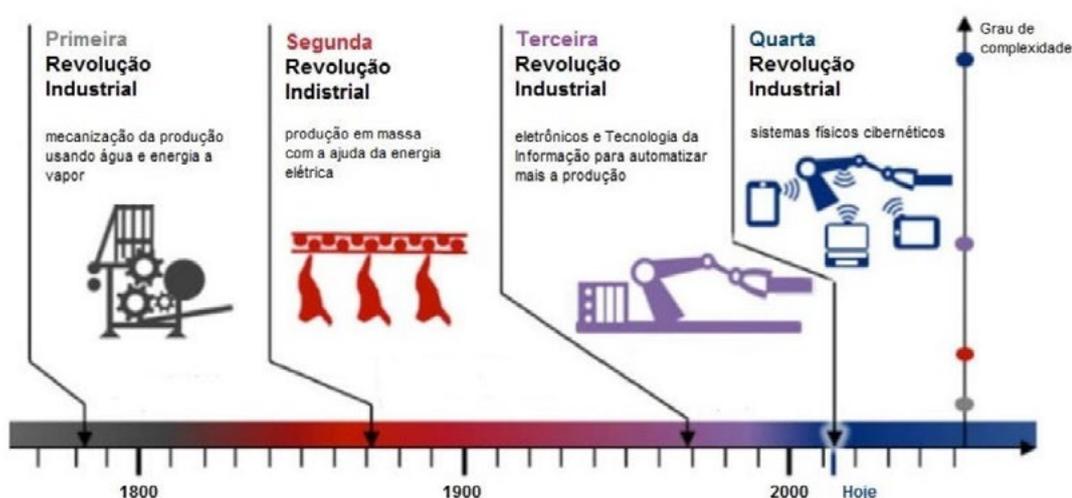


Figura 1: Evolução da Revolução Industrial. Adaptado [2],2019 .

A 4^a Revolução Industrial, também conhecida como Indústria 4.0, tem como base a conexão de máquinas e processos à *internet* com o objetivo de tornar mais ágil o conhecimento total sobre os processos. Tem como conceitos: Internet das Coisas (IoT), computação na nuvem, *Big Data*, robótica, entre outros [8].

De acordo com [9], conceito da fabricação inteligente, base da Indústria 4.0, retrata um sistema adaptável a diversos tipos de mudanças e produtos. Linhas de produção flexíveis que se adaptam ao processo produtivo de forma automática permitindo aumento da qualidade, da eficiência, da produção em larga escala e da produção sustentável de produtos personalizados, graças à redução do consumo de matéria-prima.

O monitoramento e ajustes dos processos são realizados em tempo real, o acompanhamento e controle dos processos podem ser realizados por uma pessoa de qualquer lugar do mundo. Pode-se utilizar uma integração para um ambiente de manufatura no qual as máquinas ou células de produção podem ser tratadas como produtos inteligentes, o que permite entregar sua função de fabricação de peças de forma integrada e conectada entre sua cadeia de valor formando uma *smart factory* [2].

A revolução que deixou a manufatura digital, vem acontecendo nas últimas décadas especialmente principalmente no que refere a novas ferramentas digitais que vem a otimizar a gestão de negócios dentro da manufatura. A digitalização de processos nos traz o novo conceito de indústria 4.0 voltada para a produção e integrada com a *Internet* das Coisas (IoT). Atualmente não temos soluções claras entre a IoT e os componentes no setor de manufatura [9].

2.2. *Internet of things*

A *Internet of things* é a conexão de qualquer pessoa, em qualquer lugar, a qualquer coisa através de dispositivos físicos conectados à *internet*. Dessa forma, é possível coletar informações do ambiente e processá-las. A IoT envolve várias áreas de conhecimento fazendo que dispositivos, como sensores e atuadores, interajam com o ambiente físico e compartilhem informações via *internet* [10]. Esses dispositivos podem ser chamados de sistema físico-cibernético (CPS) [11].

Diversas aplicações da IoT mostram rápidos retornos, possibilitando que os fabricantes exerçam diversas transformações na produção de diferentes ângulos como eficiência, automação e competitividade, com a utilização de dados por toda a cadeia produtiva [3].

O processo de digitalização aprimorado leva ao conceito da nova indústria 4.0 dentro de produções industriais juntamente com abordagens baseadas na *internet*. Esse novo conceito, também conhecido como uma mudança na história da quarta revolução industrial, aborda uma indústria como uma produção flexível e eficiente, onde os próprios produtos gerenciam os seus próprios métodos de produção [9].

2.2.1 *Big Data Analytics (BDA)*

A grande quantidade de dados gerados, permite que produtos e parâmetros de máquinas sejam diariamente monitorados e enviados para um banco de dados. O *Big Data Analytics* - BDA é uma vantagem permitida pela aplicação da indústria 4.0 trazendo informações com velocidades impossíveis de atingir via observação e experiência humana. A informação coletada durante a fabricação de uma peça é processada e interpretada gerando uma resposta lógica e rápida, com isso podemos deixar os processos mais eficientes desde a manutenção até a redução de desperdício [2].

2.3. Sistema de Aquisição de Dados

O sistema de aquisição de dados tem um papel importante, pois é a partir dele que teremos como analisar as variáveis geradas em um determinado processo, sendo elas: temperatura, força, deformação, viscosidade, plasticidade dentre vários outros exemplos. A leitura dessas variáveis tem o objetivo de auxiliar as tomadas de decisões de forma estratégica, onde teremos um alto volume de dados tornando necessário métodos modernos e econômicos para aquisição dos dados gerados no processo.

Segundo [12], o sistema de aquisição de dados pode ter função de agir sobre o sistema principal, além de apenas adquirir os dados, que é o processo de transformação de fenômenos físicos em sinais elétricos, que, por sua vez, são mensurados e convertidos em formato digital para ser processado, analisado e armazenado. Um sistema de aquisição de dados é composto por um microprocessador e uma aplicação embarcada cuja função é medir e controlar características físicas.

Com o alto volume de informações geradas à partir da indústria 4.0 temos uma nova definição a entender o *Big Data*, que é um conjunto de informações em maior quantidade e mais complexas, onde está contido novas fontes de dados. Com isso, foi gerado o surgimento de uma nova arquitetura o V's que são: volume dos dados, velocidade dos dados, variedade, valor e veracidade dos dados.

Dentro do sistema de aquisição de dados tem-se a utilização de uma plataforma de hardware de um microcontrolador através de uma aplicação embarcada que autoriza medir e controlar as características físicas de uma determinada aplicação prática. A aquisição de dados é realizada com o auxílio de sensores, onde em sequência os dados são convertidos para representação digital e disponibilizados em banco de dados para serem analisados posteriormente [12].

A leitura dos dados é realizada com o auxílio de sensores, que são dispositivos que capturam valores das variáveis do ambiente externo e são interligados por meio de conexões físicas (cabos) ou sem fio. Eles geram um sinal que pode ser apresentado de forma analógica, necessitando de conversão, para ser representado de forma digital ou diretamente de forma digital, que assume valores binários (0 ou 1) [13].

Sensores de força, também conhecidos como transdutores, podem aferir e registrar valores de carga máxima ou de pico, bem como a carga em função do deslocamento ou tempo de deslizamento. Essas informações podem ser registradas a fim de que se possa prever sobrecarga de pressão, para monitorar a ferramenta e até mesmo detectar alterações na lubrificação.

Outros tipos de sensores podem ser utilizados para detectar alterações no processo, como o transdutor acústico ou ultrassônico, que auxiliam na identificação de falhas de rugosidade que possam vir a ocorrer. Os sensores conectados a prensa de estampagem mecânica ilustrado na Figura 2 irão permitir que as variáveis do processo como força, posição e temperatura sejam monitoradas, porém será necessário um sistema de aquisição de dados para enviá-los em tempo real a um banco de dados.

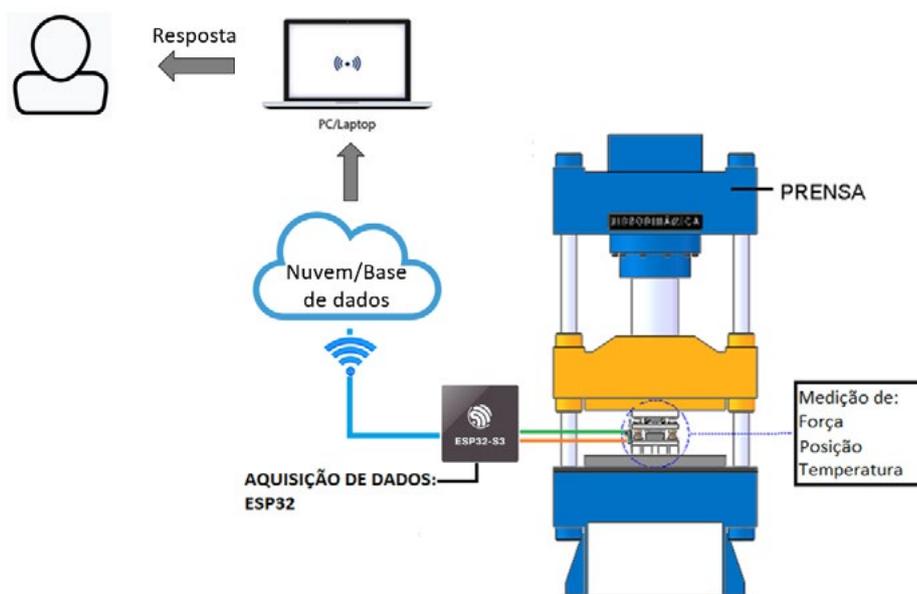


Figura 2: Sistema de Aquisição de dados. Adaptado [14],2022 .

2.4. Placa de Desenvolvimento

As placas de desenvolvimento possuem um circuito impresso, microcontrolador, conexão USB usada para programação e diversas entradas e saídas. O principal componente da placa é o microcontrolador, já que é o responsável por conectar a um sistema de supervisão e aquisição de dados pelo seu protocolo de comunicação. Na Tabela 1 temos um comparativo entre placas de desenvolvimento com custo compatível [15].

Table 1: Comparativo de Hardware entre placas de desenvolvimento. [15], 2021

Placa	Clock	RAM	FLASH	GPIO
-------	-------	-----	-------	------

Arduino UNO R3	16 MHz	2Kb	32 Kb	14
Raspberry Pi Pico	133 MHz	256Kb	2Mb	40
ESP32	160 MHz	512Kb	16Mb	38

É possível perceber na Tabela I, que a placa de desenvolvimento ESP 32 tem características de hardware superiores as outras e que ela também possui um custo de mercado compatível e baixo consumo de energia. A família *Espressif Systems* (ESP), facilita a produção de soluções ligada a *IoT*, e foi a própria empresa Chinesa que desenvolveu o seu *chip*, alguns anos após a criação do arduino.

A placa de aquisição ESP32 é um microcontrolador pequeno *dual core*, ou seja, tem 2 núcleos, *open source* pode ser visto e modificado pelos usuários. Possui um processador que lê várias linguagens e de várias plataformas diferentes e utiliza a IDE do Arduino, tem módulo de conectividade *wifi* e *bluetooth* que já vem incluído na placa ESP32, o que facilita a sua implementação em projetos que usam *IoT* e possui 500 *kBytes* de memória SRAM, podendo executar programas mais complexos.

2.5. Industrial Internet of Things (IIoT)

A *Internet* das coisas industrial (IIoT) é a utilização de tecnologias da *IoT* na fabricação, também é considerada um atalho para as aplicações industriais da *IoT*. Ativos inteligentes conectados trabalham como parte de um sistema ou subsistema que compõe a *smart factory*. A *internet* industrial ou a IIoT foi criada para coisas maiores que smartphones e dispositivos sem fio. Com o objetivo de conectar componentes industriais como: motores, redes elétricas e sensores conectados em nuvem [16].

Composta por muitos dispositivos conectados por *software* de comunicação, onde os dispositivos que o compõem pode monitorar, coletar, trocar, analisar e agir de forma instantânea em cima de informações para modificar de forma eficiente o comportamento ou seu ambiente, sem a presença humana nesse processo. A IIoT não deve funcionar apenas para permitir a produção autônoma, mas para fornecer informações aos usuários e consumidores de forma *online*, ou seja, simultaneamente, e também se aplica para os processos.

A IIoT realiza o principal papel que seria de facilitar a coleta de dados de muitos sensores que estão instalados na linha de produção e atua na organização da automação e máquinas de fabricação avançada, braços robóticos, e veículos que são guiados de forma automática. Para demonstrar essa aplicação na Figura 3, temos um exemplo IIoT que se relaciona diretamente com aplicações industriais: no qual no estágio 4 temos a utilização de armazenamento em nuvem para o banco de dados.

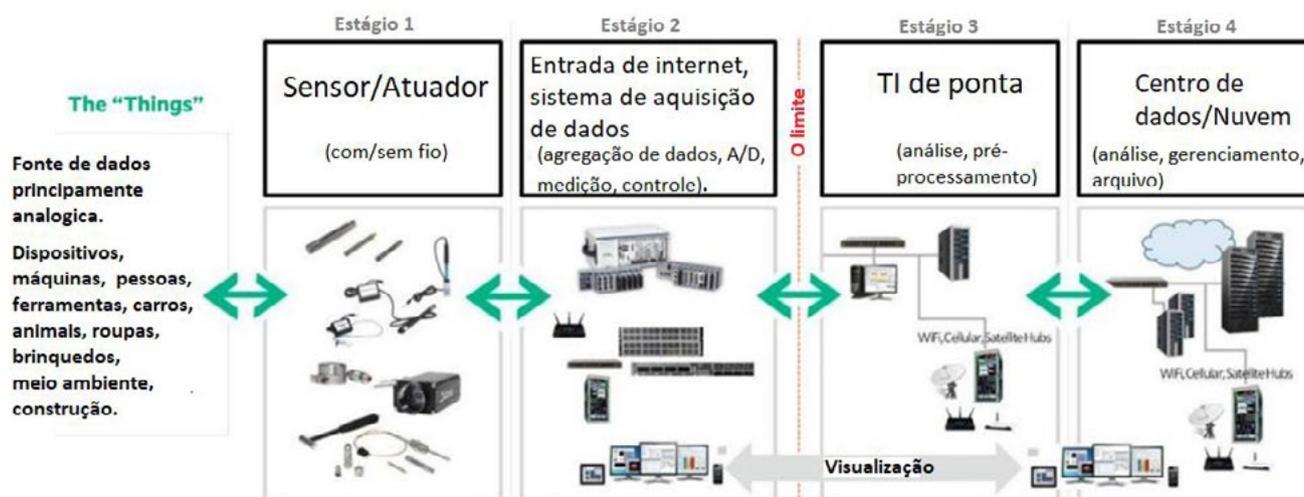


Figura 3: Arquitetura de soluções 4 estágios IoT. Adaptado [16], 2018 .

3. CONTRIBUIÇÕES CIENTÍFICAS E DISCUSSÃO

Diante da necessidade de alta produtividade por processos de conformação mecânica, dentre eles a estampagem, usando materiais de alta resistência mecânica e que vem apresentando mudanças nas propriedades durante a fabricação do produto, se torna importante monitorar as variáveis principais que influenciam essas modificações. Assim como também, aumentarmos a produtividade e garantir a qualidade final do produto, por isso a utilização de um sistema de monitoramento é crucial para as análises propostas neste trabalho.

Segundo [17], algumas revisões realizadas sobre o desafio de controlar as propriedades mecânicas dos metais nos processos de conformação ainda é um desafio, pois o comportamento do processo não é linear. Algumas aplicações mais simples de controle podem atuar apenas sobre uma faixa restrita de configurações, os sensores podem medir as temperaturas apenas nas superfícies dos componentes e algumas vezes posicionados distantes da região de interesse, por isso o sucesso do sistema de controle é dependente do modelo de processo disponível.

Devido à complexidade e atuação de várias variáveis durante o processo de estampagem não se torna confiável para o processo analisar algumas variáveis de forma isolada, é importante analisar e perceber a relação delas para que se possa selecionar as que tem maior atuação durante o processo de fabricação, já que existem alguns fatores limitantes como posicionamento do sensor e medição em um ponto específico da peça. Dessa forma, teremos a análise de variáveis que impactam grandemente o processo de estampagem.

Na prática a detecção *online* permite realizar um ajuste dentro de um cronograma planejado durante a produção de peças. Os sensores de hoje não podem medir todas as propriedades do produto e os seus posicionamentos são limitados. Os processos de conformações são mais produtivos se o aquecimento da peça for o mais rápido possível. Se os sensores puderem detectar uma maior faixa de problemas que podem ser controlados por atuadores isso se torna redundante, por isso é importante saber qual a propriedade chave que deve ser monitorada para garantir a qualidade final do produto [17].

Só se torna viável a análise de uma maior quantidade de variáveis do processo de conformação se for possível a ligação com atuadores que tenham um controle diretamente ligado com a variável medida a fim de corrigir e sanar alguma avaria que foi detectada no sistema, as correções precisam ser automatizadas para que ocorra a implementação da indústria 4.0 no processo, não apenas a etapa de monitoramento.

Os principais desenvolvimentos de sensores para controlar a estampagem profunda têm o objetivo de monitorar o fluxo de material entre o suporte do *blank* e o golpe do punção, isso pode ser alcançado com alguns tipos de sensores mostrados na Tabela 2, pode-se ver um resumo de vários sensores em atual desenvolvimento, embora vários ainda não tenham sido testados de forma industrial.

Tabela 2: Avaliação de sistemas de sensores usados em estampagem profunda [17].

Sensor	Vantagem	Desvantagem
Transdutor de deslocamento	Confiável	Capacidade de carregamento Limites geométricos
<i>Roller ball</i>	Integração encapsulada em ferramentas Direção de fluxo detectada	Risco de sujeira Enfraquece a ferramenta
<i>Piezoelectric thin film</i>	Alta resolução e sensibilidade de medição Sensoriamento sobre uma área	Processamento de sinal extensivo Montagem complexa
Sensor ótico	Integração encapsulada na ferramenta Detecta a direção do fluxo	Risco de sujeira Enfraquece a ferramenta Dependência do material da peça
Triangulação à laser	Contato livre Montagem simples	Risco de sujeira Limites geométricos
Bobina indutiva/corrente parasita	Integração na ferramenta Alta resolução	Processamento de sinal Necessária calibração Enfraquece a ferramenta

Usa-se células de carga para monitorar a força de atrito, transdutores de deslocamentos para monitorar altura e comprimento das rugas, termografia infravermelha para a distribuição de temperatura em cada componente para ajudar a prever mudanças de operações no processo. Realizar o controle da força na operação de estampagem é muito importante para impedir a formação de descontinuidade no produto, por isso a redução da força durante a estampagem é totalmente relevante para a qualidade das peças em estampagem profunda e uma maior velocidade de produção [7].

A medição da força é uma variável que demonstra uma contribuição alta para o processo de estampagem, por isso, monitorar a mesma durante o processo mostra sua relevância, pois é possível perceber valores de cargas que vem a proporcionar possíveis falhas para a estrutura do produto e uma tomada de decisão em tempo real com a utilização de IoT para a leitura dos dados coletados, o que irá resultar na correção de uma falha que poderia ocorrer futuramente, classificando a indústria como uma *smart factory*, que seria monitorar e realizar o ajuste dos processos em tempo real.

De acordo com [5], tendo como base a teoria da produção em massa é possível determinar os principais parâmetros para o funcionamento efetivo do processo tecnológico de fabricação dos produtos por estampagem. Alguns problemas a serem resolvidos devido a falha na fabricação das peças estampadas são: parada de todo o processo de fabricação, conseqüentemente perdas econômicas e de tempo em toda a empresa. Os seguintes parâmetros são importantes para análise do processo: material da peça, área e forma da seção transversal, sua fixação e carregamento na matriz.

Segundo [2], ainda não existe um conceito definitivo entre o governo brasileiro, a indústria e as universidades para que permita aplicar este tipo de tecnologia em processos. Pode-se dizer que o seguimento que mais se encontra a frente no Brasil é o automotivo e mesmo assim, ainda está inserido dentro da indústria 3.0.

Com a implementação de um sistema de monitoramento no processo de conformação, os problemas que ocorrem em processos de produção em massa seriam minimizados, o que iria proporcionar um melhor aproveitamento do tempo produtivo, uma economia para o processo em relação as peças perdidas e redução de gargalos das células de fabricação. Para a realização de tal feito é necessário tempo, estudo, testes e investimentos, pois mesmo o seguimento com processos de fabricações mais modernos aqui no Brasil, como o automotivo, ainda não usufruem de todos os recursos tecnológicos e modernos que a indústria 4.0 proporciona.

4. CONCLUSÕES

A grande maioria das aplicações industriais relatada por [17], tem o objetivo de controlar a geometria do produto e evitar falhas, no entanto como foi mencionado o controle da temperatura é menos comum, porém é um caminho significativo para desenvolvimentos futuros. A crescente variedade de sensores disponíveis no mercado cria uma oportunidade mais rica para sistemas de controle e monitoramento.

A IIoT atua nas *smart factories* para permitir a produção autônoma e para fornecer informações gerais ao usuário e consumidor de forma online o que permite a coleta de dados dos sensores que estão instalados nos equipamentos de produção, proporciona a tomada de decisão em tempo real para sanar ou modificar algum parâmetro do processo produtivo desde a parada de produção até redução de perdas econômicas.

A utilização da célula de carga ou transdutor de deslocamento para medir a força de atrito do processo é confiável, porém os sensores têm um limite de posicionamento em relação a sua instalação nos equipamentos, quanto mais atuadores forem usados e integrados ao processo será possível uma rápida resposta e correção do processo conforme a detecção da falha. As variáveis de temperatura, força e posição são as mais usadas para serem monitoradas no processo de estampagem mecânica, conforme estudo realizado.

A seleção da placa de aquisição de dados ESP32, mostra-se ser uma das mais economicamente viável e com características que vem a atender a necessidade de enviar os dados coletados no monitoramento do processo produtivo de estampagem já que seu *hardware* é superior e possui baixo consumo de energia, portanto é uma solução que tem um bom custo benefício e ligada a *IoT*.

REFERÊNCIAS

- [1] SCHAEFFER, L.: **Manufatura por conformação mecânica**. Ed. Imprensa Livre, Porto Alegre, 2016.
- [2] HABEKOST, Anderson Felipe. **Diretrizes para Introdução dos Conceitos da Indústria 4.0 no Seguimento de Manufatura de Veículos Linha Leve**. 2019. Dissertação de Mestrado (PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE PRODUÇÃO E SISTEMAS) - UNIVERSIDADE DO VALE DO RIO DOS SINOS - UNISINOS, [S. l.], 2019.
- [3] DORION, Eric Charles Henri; BRIZOLLA, Rafaela Kauane; PATIAS, Tiago Zardin. The understanding and the implementation of Industry 4.0: An exploratory Study of aBrazilian metal-mechanic SME. **Revista Eletrônica do Mestrado Profissional em Administração da UnP**, [s. l.], v. 12, ed. 2, p. 85-99, 22 set. 2020.
- [4] OMOLARA, Abiodun Esther; ALABDULATIF, Abdullah; ABIODUN, Oludare Isaac; ALAWIDA, Moatsum; ALABDULATIF, Abdulatif; ALSHOURA, Wafa' Hamdan; ARSHAD, Humaira. Th e internet of things security: A survey encompassing unexplored areas and new insights. **Computers & Security**. Nigeria, p. 1-31. out. 2021.
- [5] INFANTE, David Diaz; ALTAN, Taylan. R&D Update: Industry 4.0 and the use of sensors in sheet metal forming. **Stamping Journal**. Ohio, p. 16-18. 6 dez. 2018.
- [6] LIU, Chao; SU, Ziwei; XU, Xun; LU, Yuqian. Service-oriented industrial internet of things gateway for cloud manufacturing. **Robotics And Computer-Integrated Manufacturing**. Hong Kong, p. 1-14. fev. 2022.
- [7] SILVA, Maria Inês Tavares. **Melhoria de Processos e Manutenção inteligente de Ferramentas no âmbito do Indústria 4.0**. 2016. Dissertação de Mestrado (Mestrado Integrado em Engenharia Industrial e Gestão) - Faculdade de Engenharia Universidade do Porto, [S. l.], 2016.
- [8] VOGEL-HEUSER, Birgit; HESS, Dieter. Guest Editorial Industry 4.0–Prerequisites and Visions. **Ieee Transactions On Automation Science And Engineering**, [S.L.], v. 13, n. 2, p. 411-413, abr. 2016. Institute of Electrical and Electronics

- Engineers (IEEE). <http://dx.doi.org/10.1109/tase.2016.2523639>. Disponível em: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/7410115>. Acesso em: 17 abr. 2022.
- [9] SARAVANAN, G. *et al.* Implementation of IoT in production and manufacturing: an industry 4.0 approach. **Materials Today: Proceedings**, [S.L.], v. 51, p. 2427-2430, 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2021.11.604>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785321076264?via%3Dihub>. Acesso em: 17 abr. 2022.
- [10] BOCHIE, Kaylani *et al.* A survey on deep learning for challenged networks: applications and trends. **Journal Of Network And Computer Applications**, [S.L.], v. 194, p. 103213, nov. 2021. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnca.2021.103213>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1084804521002149?via%3Dihub>. Acesso em: 16 abr. 2022.
- [11] JBAIR, Mohammad *et al.* Industrial cyber physical systems: a survey for control-engineering tools. **2018 IEEE Industrial Cyber-Physical Systems (Icps)**, [S.L.], p. 270-276, maio 2018. IEEE. <http://dx.doi.org/10.1109/icphys.2018.8387671>. Disponível em: <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8387671>. Acesso em: 16 abr. 2022.
- [12] OLIVEIRA, Marcelo Monteiro Mateus de. **Desenvolvimento de uma plataforma para aquisição de dados e monitoramento do processo produtivo de uma indústria de estamparia mecânica**. 2016. 104 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós Graduação em Ciência da Computação da Universidade Federal de Pernambuco, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2016. Disponível em: <https://repositorio.ufpe.br/handle/123456789/25076>. Acesso em: 11 abr. 2022.
- [13] THOMAZINI, D.; ALBUQUERQUE, P. U. B. D. **Sensores Industriais: Fundamentos e Aplicações**. 8. ed. [S.I.]: Erica, 2011.
- [14] SOARDI, ALEXSANDRO. **ANÁLISE DO CORTE POR CISALHAMENTO DE CHAPAS GROSSAS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA**. 2022. Dissertação de Mestrado (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, [S. I.], 2022.
- [15] BASTOS, M. M. **SCADA de baixo custo para motores elétricos utilizando o ESP32 e o Scadabr**. Disponível em: <https://sol.sbc.org.br/index.php/latinoware/article/view/19898>. Acesso em: 20 jul. 2022.
- [16] BOYES, Hugh; HALLAQ, Bil; CUNNINGHAM, Joe; WATSON, Tim. The industrial internet of things (IIoT): An analysis framework. **Computers in Industry**, [s. l.], v. 101, p. 1-12, 14 abr. 2018.
- [17] ALLWOOD, J.M. *et al.* Closed-loop control of product properties in metal forming. **Manufacturing Technology**, United Kingdom, v. 65, p. 573-596, 2 jun. 2016.



41st SENAFOR

25th International Forging Conference - Brazil

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRGG Congress

11th International Conference of Materials and Processes for Renewable Energies

DESENVOLVIMENTO DE UM SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS PARA VERIFICAÇÃO E CONTROLE DE PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA

DEVELOPMENT OF A DATA ACQUISITION SYSTEM FOR VERIFICATION AND CONTROL OF FORMING PROCESSES

Alexsandro Soardi, alexsandro.soardi@gmail.com ⁽¹⁾

Lírio Schaeffer, schaeffer@ufrgs.com ⁽²⁾

RESUMO

Este trabalho apresenta o projeto e o desenvolvimento de um sistema de aquisição de dados (DAQ) dedicado a processos de conformação mecânica em chapas metálicas. Uma célula de carga equipada com quatro *Strain Gauges* ligados em uma ponte completa de Wheatstone foi utilizada para auxiliar na medição de forças durante um processo de corte por cisalhamento convencional. Também foi utilizado um transdutor linear de posição para verificação do movimento relativo entre o punção e a matriz de corte. O sistema de aquisição de dados desenvolvido permite que, de uma maneira financeiramente acessível, seja possível realizar o controle dos processos industriais, com a precisão que este campo de atuação necessita. São pontuados os aspectos positivos e negativos do uso de sistemas para coleta e processamento de dados dedicados a processos de fabricação. Ao final deste estudo, pode-se concluir que o DAQ desenvolvido atende perfeitamente aos requisitos necessários para controle do processo de corte proposto. Este conceito abre portas para conceitos como CBM (Manutenção Baseada em Condições) e Indústria 4.0.

Palavras-chave: Sistema de Aquisição de Dados; Força de Corte; Processos de Conformação Mecânica.

ABSTRACT

This study presents the design and development of a data acquisition system (DAQ) dedicated to mechanical forming processes in sheet metal. A load cell equipped with four Strain Gauges connected to a Wheatstone's full bridge was used to assist in the measurement of forces during a punching process. A linear position transducer was also used to verify the relative movement between the punch and the cutting die. The data acquisition system developed allows the control of industrial processes to be done in a financially viable way, with the necessary precision that this field needs. The positive and negative aspects of using systems for collecting and processing data dedicated to manufacturing processes are discussed. At the end of this study, it can be concluded that the developed DAQ perfectly meets the necessary requirements for control of the blanking process proposed. This concept opens the doors to concepts such as CBM (Condition Based Maintenance) and 4.0 Industry.

Keywords: Data Acquisition System; Cutting Force; Mechanical Forming Processes.

⁽¹⁾ M. sC., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Ing., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

1 INTRODUÇÃO

A constante evolução do mercado de trabalho e o aumento da competitividade exigem que os custos com os projetos de ferramentas sejam cada vez menores e que os mesmos possuam cada vez mais qualidade. Sendo assim, surge a necessidade de uma avaliação mais elaborada das reais condições de carregamento em que os componentes e estruturas estão submetidos [1]. A medição é a base de todo o processo experimental, portanto, a medição e o controle das grandezas físicas são extremamente importantes, seja no controle de processos ou em uma linha de produção industrial [2].

A instrumentação é uma excelente alternativa como processo de medição, aferição e testes nos processos industriais. A extensometria é uma área da instrumentação que tem como objetivo analisar experimentalmente o comportamento de deformações e tensões em estruturas tanto mecânicas como de alvenaria [3]. Métodos de cálculo são utilizados para avaliação da resistência dos materiais em relação aos carregamentos aplicados. Estes carregamentos que muitas vezes são estimados, podem causar falhas por sobrecargas e/ou desgaste dos elementos de corte devido a determinações equivocadas nos parâmetros de projeto [3].

Apesar de existirem muitos métodos de inspeção não destrutivos, a extensometria tem sido cada vez mais utilizada devido a sua ampla flexibilidade e aplicabilidade. [3] afirma que os extensômetros se destacam por inúmeras características como:

- a) alta precisão de medição;
- b) geometrias e massa reduzida dos sensores;
- c) excelentes respostas a fenômenos dinâmicos;
- d) possui excelente linearidade;
- e) medições em uma grande faixa de temperaturas;
- f) possibilidade de utilização em ambientes corrosivos e submersos em água;
- g) possibilidade de aplicação como elementos transdutores para medir diversas grandezas físicas (força, pressão, torque, aceleração e deslocamento);
- h) possibilidade de aplicação em locais remotos;
- i) os sinais de saída podem ser utilizados na engenharia de controle.

As avaliações dos esforços são baseadas nas descobertas de Robert Hooke (1635 - 1703), no qual as deformações relativas (ϵ) no regime elástico são relacionadas com as tensões (σ) aplicadas através do módulo de elasticidade do material (E). A expressão conhecida comumente por Lei de Hooke é dada por $\sigma = E \cdot \epsilon$ [4]. Quando um determinado material sofre uma deformação elástica, é possível medir a mesma através da quantidade de força aplicada no corpo sólido. Respeitando a Lei de Hooke, tanto em cargas

trativas quanto em compressivas, o material mantém uma relação constante entre os valores de força e deformação [5].

No corte por cisalhamento, a obtenção das forças de corte através do uso da extensometria vem sendo cada vez mais utilizada. Segundo [6], o uso de extensômetros auxilia no que eles denominam CBM (Manutenção Baseada em Condições). Esta técnica tem como conceito primário o uso de transdutores para verificar a evolução dos valores da força de corte em tempo real. Com isso, é possível analisar o nível de desgaste dos elementos de corte e prever o momento certo em que os mesmos devem ser reparados ou substituídos para que não ocorra a quebra total destes elementos.

Outros autores como [7] também utilizaram instrumentação em seu estudo. Os sensores e o sistema de aquisição de dados foram ligados ao comando da máquina utilizada em seu trabalho. Este sistema coleta, analisa, processa e então envia os dados digitais para o CLP da máquina para que a mesma faça as devidas alterações e compensações em tempo real a fim de garantir a qualidade do produto produzido.

A aquisição metrológica de dados do processo permite que sistemas de monitoramento orientados por dados e sistemas de controle de processos sejam integrados no processo de corte por cisalhamento de uma chapa metálica [8]. O uso de extensometria e a instrumentação de ferramentas permite que os valores de forças e deslocamentos da ferramenta sejam coletados, analisados e as tomadas de decisões sejam realizadas com base no que estes valores informam ao seu usuário.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 EXTENSOMETRIA

Um extensômetro (ou *Strain Gauge*) pode ser definido como um dispositivo de medição da deformação relativa resultante de uma tensão mecânica aplicada a um determinado material. Os extensômetros são utilizados tanto na medição das deformações em componentes como também em estruturas completas. Através da colagem de extensores nas estruturas, a deformação relativa da mesma é convertida em um sinal elétrico (tensão elétrica). A aplicação de extensores em estruturas permite o levantamento dos dados necessários sem a danificação ou destruição da mesma, permitindo assim, uma análise qualitativa e quantitativa das deformações sob condições reais de aplicação [9][10].

O extensômetro de resistência elétrica é baseado na segunda lei de Ohm que afirma que um condutor, ao sofrer uma deformação, tem sua resistência elétrica alterada. De acordo com a segunda lei de Ohm, a resistência elétrica de um condutor é diretamente proporcional com o

comprimento do mesmo e inversamente proporcional a sua área da seção transversal, além de variar com o material com que ele é fabricado [11]. A Equação 1 apresenta a expressão que representa a segunda Lei de Ohm [12].

$$R = \rho \cdot \frac{l}{a} \quad (\text{Eq. 1})$$

onde: R é a resistência elétrica do condutor [Ω];
 ρ é a resistividade do material do condutor [$\Omega \cdot m$];
 l é o comprimento do condutor [m];
 a é a área da seção transversal do condutor elétrico [m^2].

Entretanto, o que mais interessa saber não é a diferença de resistência elétrica que um filamento apresenta quando está deformado ou em seu estado de repouso, mas sim, o valor de deformação relativa que o extensômetro sofreu. Para isso, utiliza-se um coeficiente de conversão denominado de fator K do *Strain Gauge*. O fator K ou fator de sensibilidade relativa (como também é conhecido) de um extensômetro correlaciona a variação relativa da resistência elétrica com o valor de deformação sofrida pelo filamento e pode ser descrito pela Equação 2.

$$\frac{\Delta R}{R} = k \cdot \varepsilon \quad (\text{Eq. 2})$$

Um extensômetro é composto por um material base e uma lâmina resistiva. A grade de medição de um extensômetro de lâmina resistiva, por exemplo, geralmente é manufaturada pela técnica de circuito impresso desenvolvida por Paul Eisler em 1952. Os extensômetros para uso geral geralmente são fabricados a partir de ligas de Cu-Ni em bases poliméricas onde são gravadas as configurações desejadas e possuem base de *phester*, poliamida ou de papel. A Figura 1 apresenta, de forma esquemática, um extensômetro uniaxial típico. Nesta figura pode ser analisado a presença do material base (a), da grade de medição (b) e dos conectores (c). *Strain Gauges* usualmente são construídos para que se obtenham uma resistência nominal de 120 Ω em uma pequena área [13].

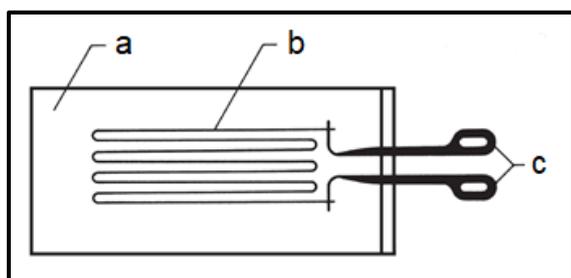


Figura 1 - Constituintes de um extensômetro [4].

Atualmente existem diversos modelos diferentes de extensômetros disponíveis no mercado. De acordo com [4][15][16], os extensômetros podem geralmente ser classificados de acordo com:

- o tipo de material resistivo;
- o tipo de material base;
- a configuração: uniaxiais, biaxiais, multiaxiais.

As deformações que ocorrem em um componente ou estrutura no qual está sendo feita análise extensiométrica, é medida pelo *Strain Gauge* em conjunto com um sistema de medição. Entretanto, as respostas entregues por estes equipamentos não são diretamente avaliáveis (em forma de gráficos, tabelas ou relatórios, por exemplo). É necessário um conjunto de aparelhos que transformarão as deformações sentidas pelo extensômetro em um sinal elétrico. As deformações que um *Strain Gauge* experimenta são geralmente pequenas, o que produz variações do sinal elétrico na mesma proporção, não podendo ser diretamente medida por um osciloscópio ou um voltímetro, por exemplo [13].

Sistemas de medição podem ser descritos como ferramentas que são capazes de quantificar fenômenos da natureza como: temperatura, força, escoamento de fluidos, composições químicas entre outros [5][17].

Dentro da grande área da extensometria, para a análise de tensões e forças, o sistema de medição utilizado é dado basicamente pelos sensores de deformação, que são os extensômetros de resistência variável que convertem deformação mecânica em variação de resistência elétrica. Por se tratarem de variações extremamente pequenas usa-se um circuito especial chamado de ponte de Wheatstone.

A Figura 2 apresenta de forma esquemática dois tipos diferentes de representação da Ponte de Wheatstone. Os quatro braços ou ramos da ponte são formados pelas resistências R_1 , R_2 , R_3 e R_4 . Os pontos de conexão 2 e 3 da ponte indicam as conexões para a tensão de excitação da ponte V_s , enquanto os conectores 1 e 4 são as conexões onde a tensão de saída é medida (V_o). A excitação da ponte geralmente é dada por uma tensão aplicada que é por sua vez estabilizada podendo ser direta ou alternada.

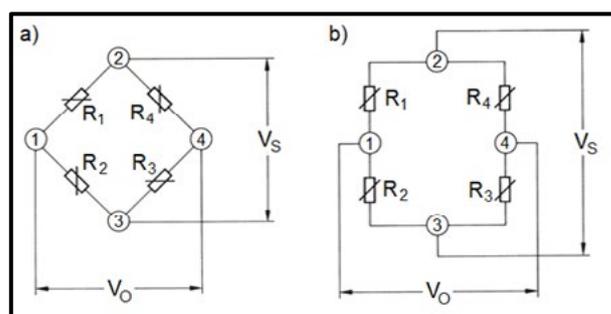


Figura 2 - Ponte de Wheatstone [4].

Se entre os conectores 2 e 3 for aplicado uma diferença de potencial (DDP) esta tensão será fracionada entre a metade esquerda da ponte (representada pelos resistores R_1 e R_2) e a metade direita da ponte (resistores R_3 e R_4), com uma relação direta com os valores de cada resistor. Diz-se que a ponte está em equilíbrio quando a metade esquerda e direita da mesma representam valores iguais de resistência elétrica equivalente.

2.2 SISTEMAS DE AQUISIÇÃO DE DADOS

Sistemas de aquisição de dados ou DAQ (*Data Acquisition System*) são comercializados por diversos fabricantes, que além de possuir toda a parte de controle de resistências, também são responsáveis por transformar os sinais de medição das grandezas físicas em sinais digitais para que assim, possam ser manipulados por sistemas computacionais. Desta forma, os DAQ's atuam como uma interface entre o mundo físico e o digital [4]. A Figura 3 apresenta de maneira esquemática um diagrama de um sistema de medição de deformação que utiliza *Strain Gauges*.

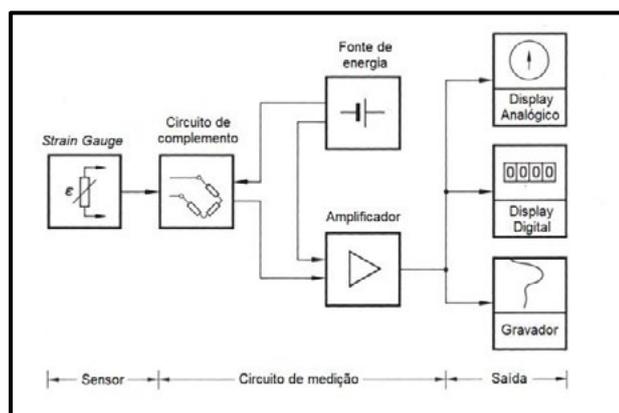


Figura 3 - Sistema de medição com *Strain Gauges* [4].

2.3 CALIBRAÇÃO DO CIRCUITO

Segundo a ISO 376, calibração nada mais é do que a aplicação precisa de uma carga conhecida em um transdutor de força no qual os dados mensurados são registrados, onde o mesmo é parte integrante do instrumento que está sendo medido. A precisão da calibração de um equipamento está diretamente relacionada com a precisão das cargas usadas na calibração [4].

A calibração visa uma faixa de medidas que seja capaz de mensurar o que se pretende medir, além de indicar o valor real da carga em todas as condições de seu uso. O objetivo de um sistema de calibração não é medir as cargas normalizadas e sim mensurar a capacidade de medição a partir destas cargas. Segundo [18], sempre haverá incertezas ou

uma quantidade desconhecida de erros relativos de calibração.

Para que seja possível atribuir estas incertezas, deve-se atentar para o equipamento e para o processo de medição que está sendo utilizado. [18] afirma que possuem algumas fontes de incertezas que devem ser consideradas em um processo de calibração, como:

- a) a incerteza ou a tolerância da carga aplicada;
- b) a repetibilidade do sistema como um todo;
- c) o nível de legibilidade do sistema;
- d) a capacidade que o sistema de medição tem em ser reproduzido em outros sistemas;
- e) desvios devido a alterações de temperatura;
- f) erro no posicionamento da carga ;
- g) ruídos e interferências elétricas;
- h) vibrações mecânicas.

2.4 TRANSDUTORES

Não é necessário um número alto de tipos diferentes de transdutores, entretanto os projetos destes dispositivos devem estar voltados a atender os elevados graus de precisão dimensional dos mesmos [4].

Dentre os mais variados tipos de transdutores pode-se destacar os medidores de peso e/ou força que também são conhecidos como células de carga. O conceito de célula de carga nada mais é do que um elemento (geralmente fabricado em aço) de medição onde são fixados *Strain Gauges*. Os extensômetros colados a este elemento elástico estão dispostos e ligados seguindo o conceito da ponte completa de Wheatstone.

Devido a simetria e o formato simples de ser manufaturado com precisão, toma-se como base uma geometria cilíndrica de aço que é alongada ou contraída devido a ação direta de uma força externa. Quando submetido a um esforço trativo, esse corpo cilíndrico de aço tende a um aumento de seu comprimento e uma redução do seu diâmetro (Lei de Poisson).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Uma ferramenta de corte por cisalhamento convencional foi utilizada para realização da instrumentação semelhante a utilizada por [19]. A ferramenta selecionada tem como objetivo principal a realização do corte por cisalhamento de uma geometria circular em uma chapa metálica na qual a força de corte calculada é de 211346 N. O sensoriamento da ferramenta pode ser dividido em duas partes principais: a medição das forças durante o processo de corte e a medição do posicionamento vertical da ferramenta.

Os dados coletados através dos sensores instalados na ferramenta desenvolvida para realização dos ensaios práticos propostos neste estudo, basicamente são o de força de corte e o de deslocamento vertical da ferramenta. Outra possibilidade é a de fazer o levantamento do tempo instantâneo de cada coleta destes valores.

3.1 CÉLULA DE CARGA

Para a fabricação da célula de carga foi utilizado como matéria prima o aço AISI D6. A composição química deste aço está sendo apresentado na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do AISI D6.

Material	C [%]	Cr [%]	Mo [%]	W [%]	Mn [%]	V [%]
AISI D6	2,1	11,5	0,95	0,7	0,3	0,2

Cálculos preliminares, utilizando o valor da força de corte necessária ($F_c = 211346$ N) foram realizados e foi constatado a necessidade de um aumento da resistência mecânica do material escolhido para que o mesmo pudesse suportar, com segurança, os carregamentos impostos. Desta forma, o material foi tratado termicamente por têmpera e posteriormente foi revenido, apresentando uma dureza ao final do tratamento de 41 HRC. Com esta dureza o material apresentou tanto resistência mecânica como alongamentos aceitáveis para uso em um transdutor.

Para a correta determinação das propriedades mecânicas deste material, um ensaio de tração foi realizado. Os corpos de prova utilizados neste ensaio foram fabricados conforme indicações técnicas contidas na norma ASTM E8/E8M e foram ensaiados em uma máquina universal de tração da marca EMIC® modelo DL-20000.

A Tabela 2 apresenta os valores obtidos no ensaio de tração do corpo de prova para caracterização do material da célula de carga após o tratamento térmico mencionado.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do material da célula de carga.

Material	E [GPa]	R_e [MPa]	R_m [MPa]	Δ_L [%]
AISI D6 – Temperado e revenido	233,3	991,0	1088,2	2,9

Para o dimensionamento do diâmetro do corpo da célula de carga, foi utilizado como base o valor da força teórica máxima. Por se tratar de um elemento bastante sensível optou-se por utilizar um coeficiente de segurança de 1,3 referente ao valor da força de

corte calculada. Desta forma, o valor utilizado como referência para a análise e para os cálculos foi de $F_c = 274750$ N.

Pela simplicidade de construção, optou-se por fabricar uma célula de carga de geometria circular. O primeiro passo foi definir um diâmetro capaz de suportar as cargas compressivas que ocorrem durante o momento de corte. Para isso, foi utilizado a Equação 3, que é uma forma deduzida da equação básica de tensão normal: $\sigma = F / A$.

$$d_{CC} = \sqrt{\frac{4 \cdot F_c}{\pi \cdot R_{e(D6)}}} \quad (\text{Eq. 3})$$

onde: d_{CC} é o diâmetro calculado do corpo da célula de carga [mm];

$R_{e(D6)}$ é a Tensão de escoamento máxima do AISI D6 [MPa];

F_c é a força de corte calculada para a operação [N].

Substituindo os valores de F_c por 274750 N e o valor de $R_{e(D6)}$ por 991 MPa tem-se que o valor nominal do diâmetro do corpo da célula de carga é de 18,79 mm. Optou-se por utilizar o diâmetro nominal de 22 mm como uma margem de segurança, uma vez que o valor calculado é o mínimo contra a falha da célula de carga.

Outra análise feita foi levando em consideração a deformação elástica máxima que a célula de carga poderá suportar. Para isso, foi utilizada a Lei de Hooke para determinar qual é o valor de força máxima que a célula de carga pode suportar. Com o valor de Módulo de Elasticidade (E) do AISI D6 de 233,3 GPa e com o valor de deformação relativa de 0,626% (valor de deformação relativa (ϵ) na Tensão de Escoamento (σ) do AISI D6 - extraído do gráfico de engenharia resultante do ensaio de tração) tem-se que o valor de força máxima que a célula de carga de AISI D6 temperado com um diâmetro de 22 mm pode suportar é de 555168 N. Como este valor é superior ao estimado para a força do processo de corte proposto, concluiu-se que a célula de carga com o material e a geometria propostos atendem as exigências de carregamento.

Foram utilizados quatro *Strain Gauges* para a confecção da célula de carga. Destes, dois deles foram colados com suas grades de medição alinhadas longitudinalmente com o corpo da célula de carga e os outros dois foram colados no sentido radial. Com esta configuração de montagem, tem-se uma ponte de *Wheatstone* completa onde, os extensômetros axiais medem uma deformação negativa e os radiais medem as deformações positivas.

Foram utilizados extensômetros uniaxiais da marca HBM® e tem como referência o número de série 1-LY41-1.5/120. Estes extensômetros possuem dimensões externas de comprimento e largura de 7

mm e 5 mm, respectivamente. A grade de medição possui 1,5 mm de comprimento e largura igual a 1,2 mm. A resistência nominal deste modelo é de 120Ω . O Fator K deste *Strain Gauge* é de $1,97 (\pm 1,5\%$ de erro) e pode ser utilizado em temperaturas variando de -10°C até 45°C . O extensômetro 1-LY41-1.5/120 já compensa a variação de temperatura do aço (material de fabricação da célula de carga).

Para realizar a colagem dos *Strain Gauges* no corpo da célula de carga foi utilizado a supercola Z70, também da HBM. Esta cola trata-se de um adesivo específico para esta aplicação, onde o tempo de cura do mesmo ocorre em temperatura ambiente e por um tempo que pode variar de 1 a 10 minutos dependendo da temperatura ambiente do local de aplicação. A pressão do polegar já é suficiente para realização da união do sensor ao corpo da célula de carga, o que torna o Z70 bastante prático para a aplicação proposta neste estudo.

Outro detalhe de construção da geometria da célula de carga são as abas deixadas nas duas extremidades. Estas abas foram projetadas para proteger os elementos sensores e os cabos que fazem a ligação entre eles. Também foi inserido um raio para suavizar a transição entre os dois diâmetros a fim de evitar cantos vivos (potencial concentrador de tensões). A Figura 4 apresenta o desenho esquemático da montagem da célula de carga que será utilizada para coleta dos valores de força nos ensaios propostos.

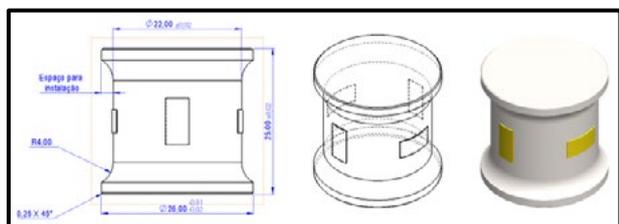


Figura 4 - Geometria da célula de carga do punção.

3.2 CALIBRAÇÃO DA CÉLULA DE CARGA

Para a realização desta etapa, foi utilizada uma máquina universal de ensaios da marca EMIC® modelo DL-20000. A máquina universal de ensaios foi calibrada previamente e, desta forma, os valores de força e deslocamento fornecidos em seus relatórios possuem alta confiabilidade.

O procedimento de calibração do sistema de medição de força define um valor que serve como um multiplicador do valor de força. Este valor é denominado de fator de calibração. Este valor é inserido no *sketch* utilizado no sistema de aquisição de dados e o mesmo compensa os valores de saída da força em cada ensaio prático.

A célula de carga foi inserida entre os cabeçotes inferior e superior da máquina universal de ensaios e então foram aplicadas forças conhecidas

com velocidade de deslocamento de 2 mm/min até um valor de força pré-determinado. Quando a força chega em seu máximo definido é mantida durante 10 segundos e então o valor do fator de calibração é coletado pelo DAQ. O relatório de força x deslocamento da máquina então é gerado para que o valor exato da força seja conhecido. Este procedimento é realizado utilizando vários valores de força teóricos conhecidos.

Depois de coletados todos os valores de fator de correção para as cargas denominadas, a média destes valores foi inserida no *sketch* e então foi feita a contraprova comparando os valores de forças gerados nos relatórios da máquina com o valor medida pelo sistema de aquisição de dados. O erro médio entre estes dois valores foi de 0,514%, que é satisfatório para a aplicação neste estudo.

3.3 TRANSDUTOR DE DESLOCAMENTO LINEAR

Para coletar as informações sobre o posicionamento vertical da ferramenta utilizada nos testes propostos por este estudo foi utilizado um transdutor de deslocamento linear da marca GEFRAN®. O modelo escolhido foi o PY2-C0500000X000E000. Este sensor possui um curso elétrico de 50 mm e pode ser utilizado com uma velocidade máxima de 10 m/s. Este dispositivo tem seu funcionamento muito semelhante à de um potenciômetro, onde os valores de resistência elétrica variam conforme a haste do dispositivo se movimenta ao longo de seu eixo. A ponteira deste transdutor linear é do tipo esférica e tem o retorno para posição inicial realizado através de uma mola fixada a estrutura da haste de acionamento. A tensão elétrica máxima que pode ser aplicada a este dispositivo é de 60 Volts. A Figura 5 mostra o transdutor linear de posição utilizado na instrumentação da ferramenta utilizada nos ensaios práticos.



Figura 5 - Sensor potenciométrico de posição.

3.4 SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS

O sistema de aquisição de dados desenvolvido pelo autor usa uma placa Arduino® LEONARDO como sistema de processamento dos dados coletados. Esta placa utiliza o microcontrolador ATmega32u4, que é capaz de emular um teclado e/ou um mouse de computador. Esta placa possui 6 pinos de *input* e/ou *output* (I/O) analógicos e mais 14 pinos

I/O digitais (sendo 7 deles, pinos PWM - *Pulse-Width Modulation*). A placa opera com tensão elétrica de entrada de 7 a 12 Volts e as portas I/O operam com tensão elétrica de 5 ou 3,3 Volts, dependendo do nível lógico do projeto eletrônico.

Outro componente eletrônico muito importante utilizado neste sistema de coleta de dados é o módulo HX711. Este módulo serve para converter o sinal analógico que chega da ponte de *Wheatstone* em um sinal digital para ser lido pelo sistema eletrônico. Além de converter o sinal, este módulo amplifica o sinal recebido em um ganho selecionável de 32, 64 ou 128 vezes, conforme necessidade do projeto eletrônico.

De maneira geral, o módulo HX711 recebe o sinal elétrico analógico em mV/V vindo da célula de carga e faz a conversão analógico-digital amplificando este sinal em 128 vezes. O transdutor linear de posição entrega como dado de saída uma resistência elétrica que varia conforme a posição da haste em relação a sua referência inicial. Com o sinal elétrico digital e amplificado vindo da célula de carga e com o valor instantâneo de resistência elétrica vindo do transdutor linear de posição, a placa Arduino® já é capaz de receber em suas portas de I/O os dados de entrada necessários.

Todo este processo acontece com uma frequência de cerca de 11 vezes por segundos (valor este, obtido através de testes práticos) o que para o caso proposto é dado como suficiente por se tratar de um processo relativamente lento que será realizado em uma prensa hidráulica.

A Figura 6 mostra, de forma esquemática, como foi feita a ligação dos componentes para a construção do sistema de aquisição de dados construído pelo autor.

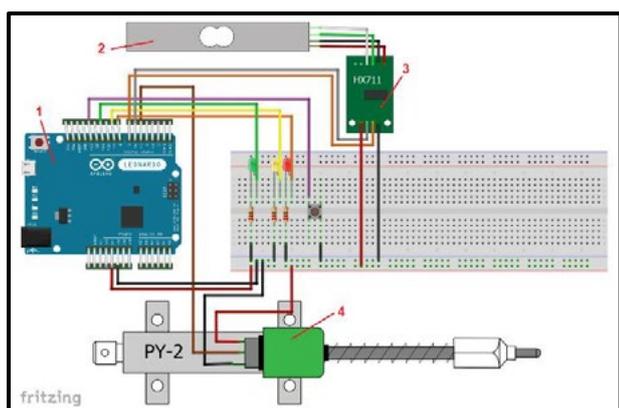


Figura 6 - Esquema de ligação eletrônica do DAQ

4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A célula de carga foi montada imediatamente acima do punção de corte e o transdutor linear foi fixado a lateral da ferramenta. Com a ferramenta instrumentada, foram feitas as ligações eletrônicas dos sensores com o sistema de aquisição de dados e

o sistema foi posto em funcionamento. A Figura 7 mostra de maneira esquemática todo o sistema desenvolvido para a coleta dos dados em uma ferramenta fixada a uma prensa hidráulica.

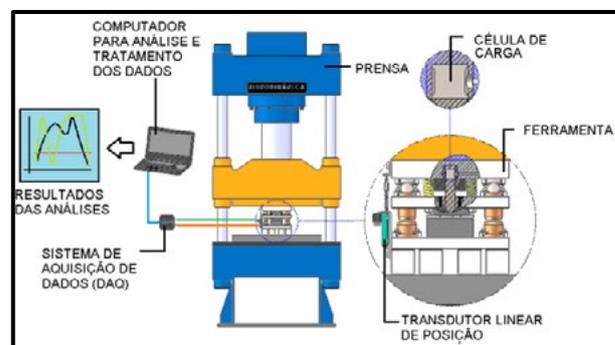


Figura 7 - Sistema de medição de forças.

Como comentado anteriormente, os dados da célula de carga e do transdutor são coletados a uma taxa de 11 Hz e com estes dados foi possível gerar gráficos de Força x deslocamento do punção semelhante ao apresentado na Figura 8.

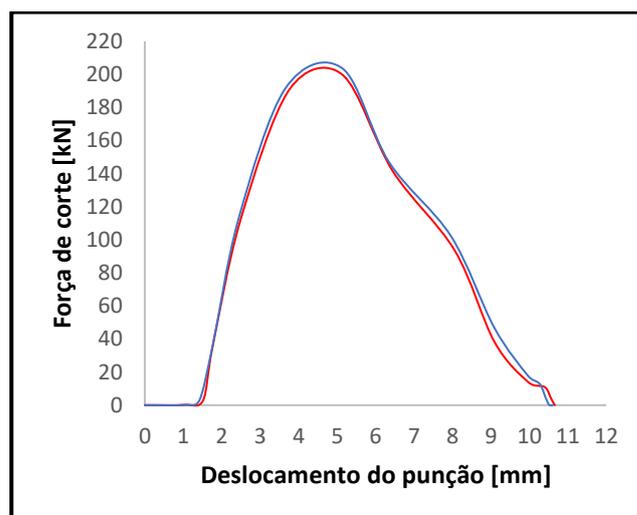


Figura 8 - Exemplo de gráfico Força x deslocamento.

5 CONCLUSÕES

Ao final deste estudo, concluiu-se que o sistema de aquisição de dados construído funcionou perfeitamente na aplicação proposta. Como principal vantagem pode-se destacar o valor extremamente baixo investido em relação com um DAQ comercial. Outros pontos positivos que podem ser destacados é o seu uso em ambientes industriais e a aplicação em outros processos de conformação que se assemelham ao corte.

Uma limitação importante que deve ser mencionada é a baixa frequência na coleta dos dados em comparação com sistemas comerciais usuais que

trabalham com taxas de coleta de dados muito mais altas do que as alcançadas pelo DAQ proposto.

O sistema de dados desenvolvido neste estudo abre portas para o uso em conjunto com dispositivos ligados a internet no qual pode perfeitamente ser utilizado no acompanhamento e controle de processos de fabricação em tempo real. As condições de força ideais para o funcionamento de uma ferramenta, como a utilizada neste estudo, podem ser previamente setadas e os limites para troca dos elementos de corte podem ser definidos. Com isso, toda vez que estes limites forem ultrapassados o usuário saberá que é o momento certo para realizar a troca dos elementos de corte.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ALBERTAZZI, A. R.; SOUZA, A.: **Fundamentos de metrologia científica e industrial**. Barueri: Manole, 2008.
- [2] BALBINOT, A; BRUSAMARELLO, V. J.: **Instrumentação e Fundamentos de Medidas**. v. 1 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2011.
- [3] FIALHO, A. B.: **Instrumentação Industrial: Conceitos, aplicações e análises**. São Paulo: Erica, 2005.
- [4] HOFFMANN, K.: **An introduction to measurements using strain gauges**. Darmstadt: HBM GmbH, 2012a. 257 p.
- [5] PINKAEW, T.; ASNACHINDA, P.: Experimental study on the identification of dynamic axle loads of moving vehicles from the bending moments of bridges. **Engineering Structures**. Bangkok, v. 29, p. 2282-2293. dez. 2006.
- [6] KLINGENBERG, W.; BOER, T.W.: Condition-based maintenance in punching/blanking of sheet metal. **International Journal Of Machine Tools And Manufacture**, Groningen, v. 48, p.589-598, abr. 2008.
- [7] ZEHETNER, C. *et al.* High-quality sheet metal production using a model-based adaptive approach. **Procedia Computer Science**. Telzhamerstraße, v. 180, p. 249-258. jan. 2021.
- [8] NIESSNER, S.; LIEWALD, M. Identification of methods for the in-situ measurement of cutting forces in a tool-bound punching machine. *In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. IOP Publishing, 2020. v. 967, p. 012025-1 - 012025-9.
- [9] DOEBELIN, E. O.: **Measurement Systems: Application and design**. Ohio: Mcgraw-Hill, 2003.
- [10] RIZAL, M. *et al.*: Development and testing of an integrated rotating dynamometer on tool holder for milling process. **Mechanical systems and signal processing**. Syiah Kuala, v. 52, p. 559-576. jul. 2014.
- [11] HOFFMANN, K.: **An introduction to stress analysis and transducer design using strain gauges**. Darmstadt: HBM GmbH, 2012b.
- [12] HALLIDAY, D.; RESNICK, R.; WALKER, J.: **Fundamentos de física: Eletromagnetismo**. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- [13] SARANGI, H.; MURTHY, K. S. R. K.; CHAKRABORTY, D.: Optimum strain gauge locations for accurate determination of the mixed mode stress intensity factors. **Engineering Fracture Mechanics**. Guwahati, v. 88, p. 63-78. abr. 2012.
- [14] HAREMZA, C.; SANTIAGO, A.; SILVA, L. S.: Experimental behaviour of heated composite steel-concrete joints subject to variable bending moments and axial forces. **Engineering Structures**. Coimbra, v. 51, p. 150-165. fev. 2013.
- [15] ZHANG, J. *et al.*: Structural identification and damage detection through long-gauge strain measurements. **Engineering Structures**. Nanjing, v. 99, p. 173-183. abr. 2015.
- [16] RAMOS, T. *et al.*: Comparison between finite element method simulation, digital image correlation and strain gauges measurements in a 3-Point Bending Flexural Test. **Procedia Engineering**. Porto, v. 114, p. 232-239. ago. 2015.
- [17] KORKMAZ, E. *et al.*: Dynamic characterization of multi-axis dynamometers. **Precision Engineering**. Pittsburgh, v. 38, p. 148-161. fev. 2014.
- [18] MILLER, V.: **Recommended guide for determining and reporting uncertainties for balances and scales**. USA: Nistir 6919, 2002. 82 p.
- [19] SOARDI, Alexandro. **Análise do corte por cisalhamento de chapas grossas de alta resistência mecânica**. 2022. 167 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia, UFRGS, Caxias do Sul, 2022.



41st SENAFOR

25th International Forging Conference - Brazil

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRGG Congress

11th International Conference of Materials and Processes for Renewable Energies

ANÁLISE DAS FORÇAS EM UM PROCESSO DE CORTE POR CISALHAMENTO CONVENCIONAL DE UMA CHAPA DE UM AÇO HSLA DE GRANDE ESPESSURA

ANALYSIS OF OPERATION FORCES IN A CONVENTIONAL PUNCHING PROCESS OF A HIGH THICK HSLA STEEL SHEET

Alexsandro Soardi, alexsandro.soardi@gmail.com ⁽¹⁾

Lírio Schaeffer, schaeffer@ufrgs.com ⁽²⁾

RESUMO

Este trabalho analisa o processo de corte por cisalhamento convencional de uma chapa grossa de um aço HSLA com 6,3 mm de espessura que atende os requisitos da norma DIN EN 10149-2. Os ensaios constituem na realização de um furo com diâmetro nominal de 16 mm. Durante os testes foram analisadas as influências da folga de corte (w), do ângulo de afiação do punção (α) e da lubrificação no processo. Foram utilizadas folgas de corte de 3%, 6% e 10% em relação à espessura da chapa. Para cada variação de folga foram utilizados punções com α igual a 0°, 5° e 10°. Por fim, para cada configuração proposta, o processo foi realizado com e sem o uso de lubrificante. Para cada um dos experimentos foram avaliadas as forças de corte envolvidas no processo. Uma ferramenta equipada com uma célula de carga e um sistema de aquisição de dados desenvolvido especialmente para este estudo, foram utilizados para o atingimento dos objetivos. Ao final dos experimentos práticos, os resultados foram comparados e analisados. Com isso, concluiu-se que o uso de lubrificação durante o processo de corte não apresentou influência na alteração dos valores de força máxima. Os elementos de corte que apresentaram os menores valores de força máxima foram o punção com ângulo de afiação α de 10° e a matriz com folga de corte (w) equivalente a 10% da espessura da chapa. O uso do punção com α igual a 0° em conjunto com a matriz de corte com w igual a 3% foi o caso em que as maiores forças de corte máximas foram encontradas, resultando em uma diferença de 13,8% entre seus valores.

Palavras-chave: Corte por Cisalhamento, Folga de Corte, Força de Corte, Aço de Alta Resistência Mecânica, Lubrificação no Corte de Chapas.

ABSTRACT

This work analyzes the conventional blanking process of a 6.3 mm thick HSLA steel plate that meets the requirements of the DIN EN 10149-2. The tests involve the realization of a hole with 16 mm nominal diameter. During the tests, the influences of the cutting clearance (w), the punch sharpening angle (α) and the lubrication in the process were analyzed. Clearances of 3%, 6% and 10% were used in relation to the sheet thickness. For each clearance variation, punches with α equal to 0°, 5° and 10° were used. Finally, for each proposed configuration, the process was carried out with and without the use of lubricant. For each experiment, the blanking forces involved in the process were evaluated. A tool equipped with a load cell and a data acquisition system developed especially for this study were used to achieve the objectives. At the end of the practical experiments, the results were compared and analyzed. Thus, it was concluded that the use of lubrication during the cutting process had no influence on the change of maximum force values. The cutting elements that presented the lowest values of maximum force were the punch with a sharpening angle α of 10° and the die with clearance (w) equivalent to 10% of the sheet thickness. The use of the punch with α equal to 0° together with the cutting die with w equal to 3% was the case in which the highest maximum cutting forces were found, resulting in a difference of 13.8% between their values.

Keywords: Blanking, Tool Wear, Cut Forces, High Strength steels, Lubrication on blankink.

⁽¹⁾ M. sC., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Ing., Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

1 INTRODUÇÃO

No cenário atual, os processos envolvendo chapas metálicas têm uma importância crescente em relação aos processos industriais [1]. Um componente pode ser processado de diferentes formas, através dos mais variados processos de fabricação. O embutimento, o dobramento, o puncionamento e o corte por cisalhamento são alguns exemplos de processos aplicados em chapas metálicas.

Dentre todos os processos de conformação mecânica a frio em chapas metálicas, pode-se destacar o processo de corte por cisalhamento. Este processo de fabricação se dá pela aplicação de forças de corte sobre uma determinada lâmina metálica. Para que o corte aconteça são necessários dois componentes básicos: punção e matriz de corte. Existe também a necessidade de haver uma folga (w) entre esses dois elementos. A pressão de corte na chapa, exercida pelo punção, causa o aparecimento de micro trincas no material da peça de trabalho. A pressão vai aumentando até que a resistência mecânica do material à fratura seja alcançada. Neste momento ocorre a ruptura do material da peça e a separação das partes envolvidas [2]. Os principais parâmetros que devem ser analisados são: a folga de corte e o material da peça [3].

A utilização de aços com maior resistência mecânica vem sendo empregado na fabricação de componentes metálicos com cada vez mais frequência. Os aços de alta e/ou ultra alta resistência mecânica se apresentam como excelentes alternativas para a utilização nas mais variadas peças da indústria metal mecânica moderna. Os AHSS (*Advanced High Strength Steels*) são desenvolvidos com a finalidade de diminuir as espessuras necessárias para a fabricação das peças. Peças com resistência mecânica maior necessitam de uma menor seção transversal para suportar determinados carregamentos. Com isso, ocorre uma diminuição na quantidade de material e conseqüentemente nos custos com matéria-prima, processamento, descarte e energia [4]. Contudo, a operação de corte por cisalhamento ainda apresenta grandes desafios quando matérias-primas com altos valores de resistência mecânica são utilizadas [5].

[6] afirma que os estudos relacionados com o processo de corte por cisalhamento estão amplamente localizados no uso de chapas finas. Em contrapartida, o uso de chapas grossas na fabricação de diversos produtos das mais diferentes áreas também vem sendo empregadas a muito tempo. O processo de corte por cisalhamento envolvendo chapas grossas de alta resistência possui algumas particularidades em relação ao corte de chapas metálicas finas. As elevadas forças de trabalho e os defeitos encontrados na região do corte podem ser diferentes do corte por cisalhamento convencional de

chapas metálicas. Segundo [2] e [7], o contato das propagações das trincas nucleadas das arestas de corte do punção e da matriz promove o efeito de *blow-out* (estouro) em chapas grossas, acima de 6 mm de espessura.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 CORTE POR CISALHAMENTO

O corte por cisalhamento é classificado como um processo de fabricação segundo a norma alemã DIN 8580 – Processos de Fabricação. Segundo [8], o corte por cisalhamento é considerado uma operação que faz parte dos processos de estampagem. Muito vem sendo estudado sobre este assunto desde o início deste século. Segundo [9] e [10], o processo de corte por cisalhamento é a remoção de um volume finito do material de uma chapa metálica, sendo que a forma e a dimensão da porção removida irão determinar a geometria da matriz e do punção de corte. Se o produto final for a porção removida do material, então a operação é denominada de *blanking* ou perfilamento. Caso contrário, se o componente for a chapa metálica perfurada, no qual foi extraído o volume de material, a operação recebe o nome de *punching* ou puncionamento.

A escolha do processo ideal se dá pela qualidade requerida da região do corte. Se esta característica for definida como fundamental para a utilização da peça, ou seja, quando é necessário que o corte seja funcional, alguns controles do processo se tornam necessários [11]. [12] complementa que as otimizações dos parâmetros envolvidos no corte são necessárias quando se deseja uma diminuição do custo de fabricação, o aumento da qualidade e a redução do tempo de processo de um componente.

Os elementos básicos para que ocorra o processo de corte por cisalhamento de uma chapa metálica são o punção e a matriz de corte. A Figura 1 apresenta esquematicamente os principais elementos envolvidos durante o corte por cisalhamento de uma chapa metálica, segundo [13]. Na imagem pode-se analisar a presença do punção de corte, da matriz de corte, da base da matriz e do componente a ser cortado. Também é possível observar que existe a presença de uma folga de corte (w) e de uma Força de corte (F_c) aplicada sobre o punção, que conseqüentemente comprime a chapa a ser cortada contra a matriz de corte, realizando o processo convencional de corte da mesma [14].

Entretanto, uma ferramenta comumente possui diversos outros componentes que auxiliam e garantem o movimento relativo entre o punção e a matriz. Em geral, uma ferramenta de corte possui outros elementos como: bases, encostos, buchas e colunas guias para garantir a qualidade do corte durante o processo.

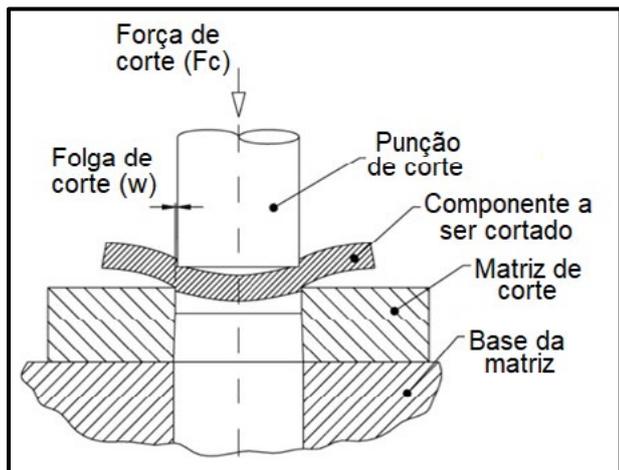


Figura 1 - Elementos básicos de uma ferramenta de corte por cisalhamento. Schaeffer, Nunes e Brito (2017).

Segundo [15], [11] e [14], outra característica importante do processo é a região cortada. Um componente submetido a um corte por cisalhamento apresenta algumas regiões típicas do processo. Estas zonas são usualmente chamadas de:

- zona de arredondamento;
- zona cisalhada;
- zona fraturada;
- zona de rebarba;
- empenamento.

A Figura 2 apresenta as zonas apresentadas na região do corte de um componente submetido ao corte por cisalhamento convencional.

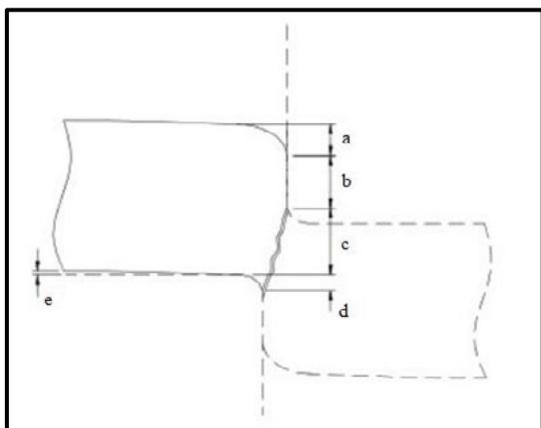


Figura 2 - Regiões do corte por cisalhamento; a) zona de arredondamento, b) zona cisalhada, c) zona fraturada, d) zona de rebarba e e) empenamento. [16].

2.2 FOLGA DE CORTE

A folga entre o punção e a matriz (w), ou folga de corte como também é conhecida, é uma das características mais importantes na construção de uma ferramenta de corte [17]. Segundo [18], grandes valores de folga entre os componentes cortantes,

fazem com que as zonas de arredondamento, de fratura e o empenamento da chapa cortada sejam maiores. Outro inconveniente ocasionado por uma folga de corte grande é o aparecimento de rebarba na região do corte [19].

Já um valor reduzido dessa folga, faz com que a região cisalhada seja maior (o que é desejado em um processo de corte) devido ao aumento de tensões compressivas na região do corte, o que posterga o aparecimento de trincas [3] [20]. Entretanto, utilizando-se de valores reduzidos de folga, a força de corte aumenta substancialmente em relação a um valor ideal da folga, além de aumentar os níveis de desgaste das arestas cortantes dos componentes [21] [17] e [19].

Existem diferentes maneiras de especificar a folga de corte. [22], por exemplo, apresenta como possibilidade o uso de um percentual da espessura do material cortado como folga. Geralmente, para materiais macios usam-se folgas de corte menores em relação a materiais com maior resistência mecânica. Segundo [23], é usual utilizar folgas que variam de 2% a 10% o valor da espessura, onde quão maior for a dureza do material punccionado, maior deve ser o percentual utilizado. Para [13], a folga de corte também pode ser definida através de um cálculo empírico que leva em conta as características mecânicas do material cortado e a espessura do mesmo. A folga de corte (w) para chapas com até 3 mm de espessura pode ser calculada através da Equação 1.

$$w = C_c \cdot s \cdot \sqrt{\tau_c} \quad (\text{Eq. 1})$$

onde: C_c é uma constante de corte = $0,007 \sqrt{mm^2/N}$;
 s é a espessura da chapa [mm];
 τ_c é a Tensão de ruptura ao cisalhamento [N/mm²].

Quanto a questão da folga de corte, no processo de *blanking* a dimensão da peça a ser cortada é a mesma da matriz e a folga de corte é dada no punção. Em contrapartida em um processo de furação (*punching*), a folga de corte é dada na matriz e o punção apresenta a mesma dimensão nominal do furo a ser executado [10] [14].

2.3 ASPECTOS DO CORTE CONVENCIONAL EM CHAPAS GROSSAS

O corte por cisalhamento em chapas metálicas ainda é amplamente utilizado na indústria metal mecânica devido a sua alta produtividade e baixo custo em relação a outros processos como o corte a laser, por exemplo. A grande maioria dos componentes fabricados pelos processos de corte são projetados a partir de chapas finas. Por isso, diversas fontes de pesquisa estão direcionadas para

o corte aplicado em lâminas metálicas com espessuras menores. A Tabela 1 apresenta a classificação de chapas metálicas em relação a espessura descrita por [24].

Tabela 1 – Classificação de chapas através da espessura (s)

Espessura	Denominação
$s < 3 \text{ mm}$	Chapa fina
$3 \text{ mm} \leq s \leq 4,76 \text{ mm}$	Chapa média
$4,76 \text{ mm} < s$	Chapa Grossa

Fonte: Adaptado de [24].

2.4 FORÇA DE CORTE

Segundo [25] um dos parâmetros mais importantes a ser analisado em um processo de corte por cisalhamento é a força de corte necessária para realizar a operação. Independentemente da espessura da chapa metálica que sofrerá o processo de corte por cisalhamento, as forças de operação são relativamente altas. Parte desse comportamento elevado de forças se dá pelo fato de o material sofrer encruamento durante a parcela de tempo em que ocorrem as deformações plásticas no processo. Esse encruamento faz com que os valores de força sejam aumentados a cada instante que esse tipo de deformação continuar acontecendo. Segundo [26] e [5], a força para realizar a operação de corte tem seu valor aumentado com o aumento da resistência mecânica do material da peça.

Segundo [27], a abordagem mais comumente utilizada para a determinação da Força de Corte (F_C) é multiplicar a tensão de ruptura ao cisalhamento do material da peça pela área a ser cisalhada. Utilizando a Equação 2 é possível encontrar variações entre a força real da operação e a força calculada de até 20% [28]. Esta variação está relacionada a tensão de ruptura do material não ser um valor constante.

$$F_C = \tau_c \cdot A_c \quad (\text{Eq. 2})$$

onde: F_C é a Força de corte do processo [N];
 τ_c é a Tensão de ruptura ao cisalhamento [N/mm²];
 A_c é a Área de corte [mm²].

Por sua vez a A_c pode genericamente ser calculada através da multiplicação do perímetro do perfil a ser cortado pela espessura do material da chapa como pode ser observado na Equação 3.

$$A_c = l_c \cdot s \quad (\text{Eq. 3})$$

onde: A_c é a área de corte [mm²];
 l_c é o perímetro ou comprimento da geometria a ser cortada [mm];
 s é a espessura da chapa a ser cortada [mm].

[28] afirma que a tensão de ruptura por cisalhamento corresponde a um percentual que está entre 50 e 80% da tensão máxima do material. Por convenção, para materiais onde a relação diâmetro do punção (D_P) e espessura da chapa (s) for maior ou igual a 2 pode-se utilizar a Equação 4, abaixo, para o cálculo aproximado da Tensão de cisalhamento.

$$\tau_c = 0,8 \cdot R_m \quad (\text{Eq. 4})$$

onde: R_m é a Tensão máxima do material da chapa [N/mm²].

Muitas vezes é necessário realizar uma operação de corte em componentes onde a força de operação é maior do que a capacidade disponível do maquinário. Uma vez que não é permitido a alteração da geometria e de outros fatores de projeto da peça, são necessárias algumas alterações no processo de fabricação da mesma a fim de viabilizar a sua manufatura [29]. Segundo [30], a força de operação de um processo de corte de uma chapa metálica pode ser reduzida com algumas técnicas e procedimentos especiais aplicados no ferramental utilizado no processo. Uma das técnicas mais utilizadas para a redução da força de corte é a alteração da geometria dos elementos cortantes [31] [22]. Uma inclinação é feita na aresta de corte do punção (no caso de *punching*) ou da matriz de corte (para o processo de *blanking*) fazendo com que a força seja reduzida significativamente em relação a ferramenta plana [30] [32] [20]. [31] afirma em seu estudo que ao utilizar um punção chanfrado a força de corte (F_C) teve um decréscimo de aproximadamente 80% em relação com o corte realizado com o punção sem nenhum tipo de afiação.

Em um estudo realizado por [33] foi analisada a influência da geometria da ponta do punção no processo de corte. Neste estudo, os autores concluem que o uso de punções parcialmente chanfrados reduzem significativamente os valores de força do processo de corte de chapas que variam sua espessura de 1 a 7 mm. Quando usado punções totalmente chanfrados, a redução dos valores de força foi ainda maior. Este efeito também foi comprovado no estudo de [34]. [33] em seu estudo, sugerem a fabricação de punções com ângulos (α) de 22,5° nas pontas dos mesmos. Com essa configuração de ferramentas a força de corte foi reduzida em até 25%. Essa redução, muitas vezes é o suficiente para viabilizar o processo de corte.

2.5 CHAPAS DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Com a preocupação crescente das indústrias (principalmente a automotiva) com as questões ambientais e de segurança, surge a necessidade do desenvolvimento de produtos cada vez mais leves e

resistentes [35] [36]. [31] afirma que chapas de aço com maior resistência mecânica vêm sendo, cada vez mais utilizadas nos processos de estampagem para a fabricação de produtos com maior qualidade e vida útil.

Os aços que comumente são denominados de aços doces, apresentam uma microestrutura com uma matriz ferrítica relativamente simples e tipicamente apresentam baixos teores tanto de Carbono quanto de elementos de liga em sua composição. Para [37], os aços convencionais, tanto os de baixa quanto os de alta resistência mecânica, apresentam os valores de R_e inferiores a 550 MPa e a ductilidade dos mesmos é inversamente a resistência mecânica. Pode-se citar como exemplos os aços IF (*Interstitial Free*), os BH (*Bake Hardening*) e os HSLA (*High Strength Low Alloy*).

Os HSLA, apresentam sua matriz com apenas uma fase e os altos valores de resistência mecânica desta classe de aços provêm principalmente dos processamentos termomecânicos especiais que estes aços são submetidos. Estes tratamentos conferem a esta classe de aço uma microestrutura refinada reforçada através de endurecimento por precipitação e por solução sólida [38].

A Figura 3 apresenta os diferentes tipos de aços convencionais e AHSS em um diagrama que correlaciona o limite de resistência a tração com o alongamento. Neste diagrama é possível analisar o porquê de os aços representarem uma parcela tão grande de materiais utilizados na engenharia. Com combinações de propriedades, os aços podem abranger praticamente todas as solicitações que as indústrias modernas exigem.

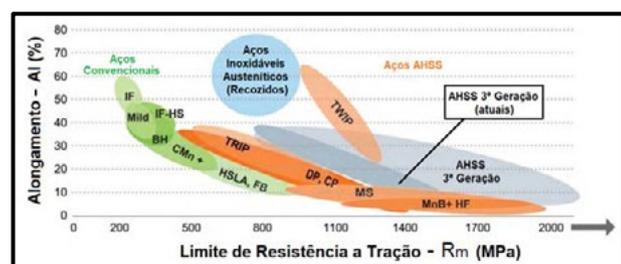


Figura 3 - Diagrama de conformabilidade dos aços convencionais e AHSS. Adaptado de [39].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATÉRIA PRIMA DO ESTUDO

Os corpos de prova utilizados nos ensaios propostos neste estudo têm geometria externa quadrada com medida de 50 mm como apresentado na Figura 4. Como comentado anteriormente, a chapa tem espessura de 6,3 mm e a operação de corte por cisalhamento irá realizar uma furação de diâmetro de 16 mm no centro da peça. O material selecionado para a realização dos testes recebe o nome comercial

STREX® 700MC e é uma classe de aço fabricada pela empresa siderúrgica sueca SSAB.

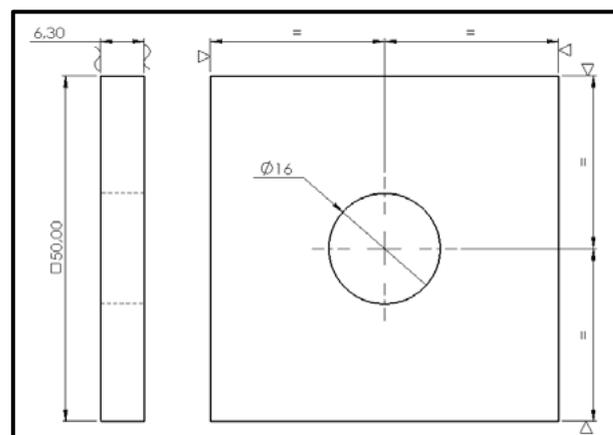


Figura 4 - Geometria dos corpos de prova dos ensaios.

O STREX® 700MC é um aço HSLA estrutural laminado a quente para conformação a frio, que possui um limite de escoamento mínimo de 700 MPa que pode ser fornecido em forma de bobinas e chapas. Este aço supera os requisitos do grau S700MC da norma inglesa BS EN 10149-2 [40].

Devido aos seus valores significativos de limite de escoamento (R_e) e do Limite de Resistência à Tração (R_m), o STREX® 700 MC se enquadra na classe dos aços de alta resistência mecânica. Pela composição química, pode-se concluir que este material se trata de um HSLA pois os teores de elementos de liga são relativamente baixos [41].

A Tabela 2 apresenta os teores de elementos químicos que formam este aço. A análise apresentada abaixo é feita ainda no cadinho e o fornecedor ainda afirma que o somatório de outros elementos de liga como Cromo, Níquel, Molibdênio e Vanádio não devem ultrapassar 0,22%.

Tabela 2 - Composição química do STREX® 700 MC.

C (máx %)	Si (máx %)	Mn (máx %)	P (máx %)	S (máx %)	Al (máx %)	Nb (máx %)	V (máx %)	Ti (máx %)
0,12	0,21	2,10	0,020	0,010	0,1	0,09	0,20	0,15

Fonte: [42].

Análises metalográficas foram realizadas com o intuito de verificar a microestrutura do material. Estas análises foram realizadas utilizando um estereoscópio trinocular Observer D1-m da marca Zeiss e foram realizadas por um laboratório certificado pela ISO 9001. As normas que conduziram o ensaio foram a NBR13284:95 para preparação dos corpos de prova e a ASTM E 407 – 07(2015) para o sequenciamento das ações necessárias para realização do mesmo. Foi utilizado Nital 2% como agente de ataque e foram coletadas as imagens de ampliação de 100x e 500x.

A análise metalográfica apresenta uma microestrutura com base ferrítica com a detecção de traços de cementita esferoidal e perlita. Também foi constatado a possível presença de martensita revenida na matriz ferrítica e também algumas inclusões de óxidos. Foi constatado que o tamanho do grão austenítico é de 10 mm.

3.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL DE ESTUDO

Foram realizados ensaios de tração para levantamento do comportamento mecânico do material de teste. Estes ensaios foram realizados segundo norma ASTM E8/E8M em uma máquina universal de ensaios EMIC® DL-20000.

Para facilitar a compreensão dos resultados foi gerada a Tabela 3 abaixo, que apresenta os valores médios das propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de tração realizado.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do material de teste.

Material	E [GPa]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	Δ _L [%]
SAAB STREX® 700 MC	182,7	762,5	834,3	17,1

Como complemento aos ensaios realizados para a caracterização do material de estudo, foram feitas as medidas de dureza do mesmo. As medições foram feitas na superfície laminada da chapa e foram coletados dois corpos de prova de regiões diferentes da chapa para realização do ensaio de dureza do material.

O objetivo deste teste é de verificar a homogeneidade da dureza na chapa. As medições de dureza foram realizadas em duas posições diferentes da chapa. O primeiro corpo de prova foi extraído da região central da chapa e o segundo mais próximo a borda. Para cada corpo de prova foram coletados os resultados de cinco pontos de dureza na superfície superior e mais cinco pontos na superfície inferior. A média geral dos valores de dureza é de 22 HRC. As medições foram realizadas utilizando-se de um Durômetro Rockwell da marca TESTOR modelo TS. Os procedimentos para realização das medições atenderam os requisitos da norma NBR NM ISO 6508-1:2008

3.2 MÁQUINA UTILIZADA NOS ENSAIOS

Para a realização dos testes práticos foi utilizado uma prensa hidráulica com capacidade máxima de força de 1200 kN. A máquina é do modelo HDH da marca Hidrodinâmica® e tem uma estrutura em “H” com um cilindro central aplicando a força hidráulica no cabeçote superior da máquina, que por sua vez, é guiado por quatro colunas nos cantos. A bomba hidráulica utilizada nesta máquina possui uma

potência de 18,4 kW e pode chegar a uma pressão de 20000 kPa. O curso máximo do cilindro hidráulico da máquina é de 500 mm. A velocidade da máquina varia de forma inversamente proporcional aos valores de força aplicados e para este estudo foi fixada em 8 mm/s.

3.3 FERRAMENTAL

Para realização dos testes propostos neste estudo, foi criada uma ferramenta instrumentada para coletar os dados necessários para as análises. Para a concepção desta ferramenta, foi levado em consideração o que diversos autores indicam. [27] e [43] apresentam em suas literaturas diversos parâmetros a serem considerados no projeto dos componentes essenciais que uma ferramenta de corte por cisalhamento deve possuir.

A ferramenta possui uma célula de carga que foi instalada imediatamente acima do punção para levantamento dos valores de força que este elemento cortante é submetido durante o processo. Na lateral da ferramenta foi instalado um transdutor linear de posição com o intuito de coletar os valores de deslocamento vertical da ferramenta ao longo do processo de corte como mencionado em [44]. A Figura 5 apresenta o modelo tridimensional do projeto da ferramenta. Nesta imagem é possível visualizar as vistas frontal, lateral direita e isométrica da ferramenta.

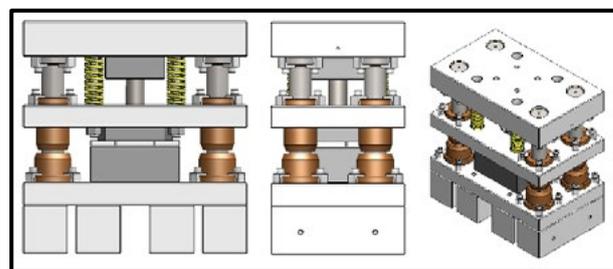


Figura 5 - Montagem esquemática da ferramenta de ensaios. [44]

3.4 ELEMENTOS DE CORTE

Como a operação proposta trata-se de um corte por cisalhamento de um furo (*punching*), o diâmetro de todos os punções é igual ao diâmetro nominal do furo, ou seja, $D_P = 16$ mm (com tolerância de $\pm 0,01$ mm). Desta forma, as folgas de corte serão acrescidas ao diâmetro das matrizes (D_M).

A matéria prima utilizada para a fabricação dos elementos de corte foi o AISI D6. Este material foi escolhido principalmente pela sua característica de indeformabilidade pós têmpera e por ser um material que apresenta alta resistência ao desgaste quando submetidos a trabalhos à frio.

Alguns cuidados foram tomados na fabricação dos punções e das matrizes de corte. Após todos os punções e matrizes de corte serem usinados, os

mesmos foram submetidos a tratamentos térmicos de têmpera e posteriormente foram revenidos para alívio das tensões. Após os tratamentos térmicos, todos os elementos de corte foram retificados nas medidas e tolerâncias estipuladas nos projetos das ferramentas.

O que muda entre os punções é a afiação. Com o intuito de verificar a influência da alteração nos valores da força de corte, serão utilizados punções com algumas configurações de afiação conforme o que [31] indicam em seu estudo. A Figura 6 apresenta as geometrias de afiação que os punções utilizados neste trabalho possuem. O punção P_1 tem o plano de corte perpendicular ao eixo longitudinal do punção. Os punções P_2 e P_3 possuem afiação em um ângulo α unilateral que correspondem a 5° e 15° , respectivamente. Já P_4 possui afiação em dois planos inclinados a 10° do plano transversal do punção.

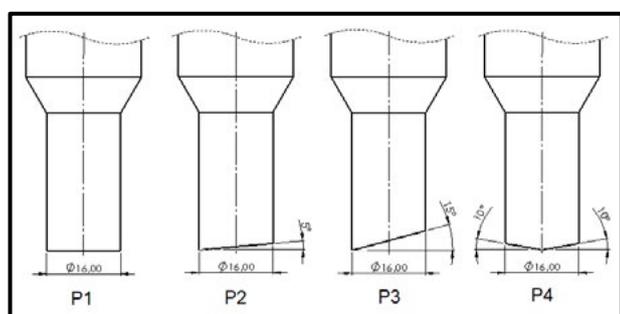


Figura 6 - Geometria dos punções de corte.

Já as matrizes de corte, conforme foi comentado anteriormente, tem suas variações dadas no diâmetro de seus furos, uma vez que, para a operação de *punching* a folga de corte é dada neste elemento de corte. O intuito das variações da folga de corte é analisar se há influência deste parâmetro nos valores de força de corte (F_c). Foram utilizadas folgas de corte que correspondem a, 3%, 6% e 10% da espessura (s) da chapa (que neste estudo é de 6,3 mm) e que a partir daqui serão denominadas de M_1 , M_2 e M_3 , respectivamente. A Tabela 4 apresenta os valores de folga utilizados neste trabalho.

Tabela 4 - Geometria das matrizes de corte.

Representação esquemática	Matriz	Folga de corte (%)	Diâmetro da matriz (mm)
	M_1	3%	$D_{M2}=16,38$
	M_2	6%	$D_{M2}=16,76$
	M_3	10%	$D_{M3}=17,26$

3.5 LUBRIFICANTE

Para o desenvolvimento deste trabalho, foi avaliado os efeitos causados pelo uso de lubrificação no processo de corte por cisalhamento. Foi utilizado o lubrificante Coat Lube ES/40 da QUIMINORT®. Este lubrificante possui base mineral e contém aditivos em sua composição que garantem uma alta lubricidade e resistência à alta pressão, características importantes para realização do processo de corte por cisalhamento. O lubrificante possui consistência pastosa, é solúvel em água, não é tóxico e nem inflamável.

3.6 REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS

A ferramenta utilizada nos ensaios foi inserida no centro da mesa da prensa. Foram utilizados grampos e tirantes para fazer a fixação da ferramenta na mesa da máquina. Em seguida, foi feita a fixação da parte superior da ferramenta no cabeçote da prensa, utilizando o mesmo tipo de fixação. Os cabos elétricos da célula de carga e do transdutor linear de posição foram conectados ao sistema de aquisição de dados que, por sua vez, estava conectado a um computador via conexão USB. O sistema de aquisição de dados pode ser verificado no trabalho realizado por [44].

A fim de organizar os ensaios práticos deste estudo, foi criado a Tabela 5 para facilitar o entendimento da execução dos mesmos. Ao todo foram realizados 24 testes onde serão combinados os punções e as matrizes de corte apresentados nas seções anteriores, bem como a utilização ou não de lubrificante. Os valores de força em cada teste foram medidos pela célula de carga instalada logo acima do punção.

Para cada caso proposto neste trabalho foi realizada a operação de corte por cisalhamento em três corpos de prova. O objetivo é validar se o comportamento em cada situação se repete e não é um resultado isolado. Os testes foram realizados a temperatura ambiente com velocidade do punção de em 8 mm/segundo. Entre um teste e outro, foi tomado o cuidado de efetuar a limpeza do resíduo de lubrificante proveniente do teste anterior para que os resultados não sofressem nenhuma interferência e os valores medidos fossem os mais corretos possíveis. Esta limpeza foi realizada com o uso de um solvente industrial.

Todos os dados adquiridos do sistema de aquisição de dados foram armazenados em forma de planilha e posteriormente foram analisados e tratados. Com estes dados, foram gerados os gráficos que serão apresentados no capítulo seguinte deste estudo que tratará sobre todos os resultados obtidos nos testes realizados.

Tabela 5 - Organização dos ensaios práticos

Matriz de Corte	Punção de Corte	Lubrificação	Corpo de prova
M ₁ w = 3%	P ₁ (α = 0°)	Com lubrificação	CP 01
		Sem lubrificação	CP 02
	P ₂ (α = 5°)	Com lubrificação	CP 03
		Sem lubrificação	CP 04
	P ₃ (α = 15°)	Com lubrificação	CP 05
		Sem lubrificação	CP 06
	P ₄ (α = 10°)	Com lubrificação	CP 07
		Sem lubrificação	CP 08
M ₂ w = 6%	P ₁ (α = 0°)	Com lubrificação	CP 09
		Sem lubrificação	CP 10
	P ₂ (α = 5°)	Com lubrificação	CP 11
		Sem lubrificação	CP 12
	P ₃ (α = 15°)	Com lubrificação	CP 13
		Sem lubrificação	CP 14
	P ₄ (α = 10°)	Com lubrificação	CP 15
		Sem lubrificação	CP 16
M ₃ w = 10%	P ₁ (α = 0°)	Com lubrificação	CP 17
		Sem lubrificação	CP 18
	P ₂ (α = 5°)	Com lubrificação	CP 19
		Sem lubrificação	CP 20
	P ₃ (α = 15°)	Com lubrificação	CP 21
		Sem lubrificação	CP 22
	P ₄ (α = 10°)	Com lubrificação	CP 23
		Sem lubrificação	CP 24

4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS ACERCA DOS RESULTADOS

Antes de dar início a apresentação dos resultados, é importante salientar um ponto em específico que ocorreu durante os ensaios. Como mencionado anteriormente, a estratégia era de utilizar algumas afiações de punção e avaliar os seus comportamentos combinados com a alteração das folgas de corte e ao uso de lubrificação no corte. Entretanto, ao ensaiar o punção P₃, cuja afiação era em um ângulo unilateral de 15° houve a quebra do mesmo. Esta quebra ocorreu ainda na execução do primeiro furo utilizando este elemento de corte. Então, o mesmo foi substituído por um punção semelhante (*backup*) com a mesma geometria do primeiro. Porém, novamente o punção P₃ falhou e quebrou durante o processo de corte por cisalhamento deste segundo furo.

Observou-se, nesta segunda oportunidade, que todo o conjunto da ferramenta (e do cabeçote superior da máquina também) não realizou um movimento puramente vertical. Ao que tudo indica, como o centro de aplicação de força e o ponto de contato do punção com o material a ser cortado são diferentes, surgiu uma força descentralizada durante o processo. Esta assimetria de forças fez com que um momento fletor surgisse e tivesse seu valor aumentado à medida que o punção adentrava o material do corpo de prova. Neste caso, o lado em que houve o primeiro contato do punção com a superfície do corpo de prova, experimentou uma força maior que o lado oposto da

ferramenta, criando uma força de natureza cisalhante na geometria do punção. Como os punções não foram projetados para serem submetidos a altas cargas laterais, estima-se que o punção falhou devido à alta tensão de cisalhamento causada por este momento fletor gerado. Este problema também foi observado no estudo realizado por [5], onde estas forças ortogonais geradas por ferramentas assimétricas induziram a deflexão lateral e à danos severos na ferramenta.

Desta forma, os resultados referentes ao uso do punção P₃ não foram obtidos e concluiu-se que o uso de um ângulo de afiação muito grande (em relação as demais geometrias testadas) não pode ser utilizado neste caso devido à grande assimetria de forças geradas durante o processo de corte por cisalhamento.

4.2 ANÁLISE DAS FORÇAS

Este tópico apresentará os resultados referentes a força de corte obtidos em cada ensaio proposto nos objetivos específicos deste estudo. Os resultados serão apresentados em forma de gráficos e tabelas e serão posteriormente comparados entre si para que os parâmetros de análise possam ser avaliados.

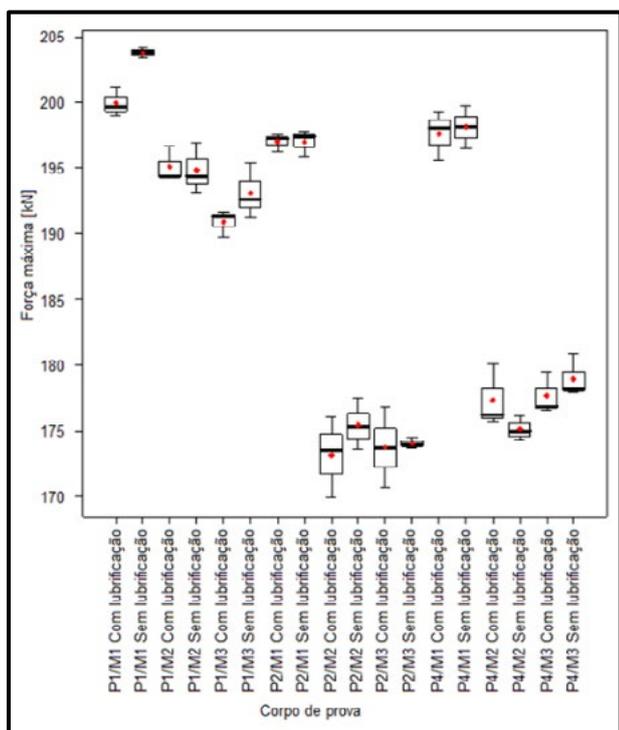
Como comentado na seção anterior, a operação de corte foi realizada em três corpos de prova para cada configuração de ferramentas e lubrificação propostas neste estudo. Como referência para comparação dos resultados, foi optado por utilizar a força de corte máxima em cada caso. Por este motivo, uma análise estatística dos valores de força foi realizada entre os valores obtidos nos ensaios dos três corpos de prova. A Tabela 6 apresenta os valores de força máxima obtidos nos três corpos de prova e que foram denominados de F₁, F₂ e F₃. A média entre estes três valores de força bem como o desvio padrão e o erro padrão para cada situação também estão sendo apresentados na Tabela 6.

Um gráfico do tipo *Boxplot* foi gerado para correlacionar os valores de força de corte máxima com os parâmetros variados neste estudo. Este gráfico está sendo apresentado na Figura 7. Como complemento foi feito um teste de Fisher de múltiplas comparações utilizando um grau de significância de 0,05 (confiabilidade de 95%). A partir da análise detalhada do gráfico da Figura 7, é possível realizar uma avaliação completa dos valores das forças de corte em cada situação.

Ao longo desta seção, Testes de múltiplas comparações de Fisher e os Gráficos do tipo *Boxplot* servirão de base na comparação estatística de como os valores de força máxima variam ao ter os parâmetros de corte variados.

Tabela 6 - Valores de F_{\max} dos ensaios.

Corpo de prova	F1 [kN]	F2 [kN]	F3 [kN]	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	ERRO PADRÃO
P1/M1/lubrificante	199,59	201,22	198,98	199,93	1,16	0,67
P1/M1/seco	203,37	203,74	204,09	203,73	0,36	0,21
P2/M1/lubrificante	197,58	196,26	197,24	197,02	0,69	0,40
P2/M1/seco	197,73	195,86	197,37	196,99	0,99	0,57
P4/M1/lubrificante	199,26	195,55	197,96	197,59	1,88	1,09
P4/M1/seco	196,45	199,73	198,09	198,09	1,64	0,95
P1/M2/lubrificante	194,34	196,69	194,25	195,09	1,38	0,80
P1/M2/seco	194,36	196,92	193,18	194,82	1,91	1,10
P2/M2/lubrificante	169,90	175,98	173,59	173,15	3,06	1,77
P2/M2/seco	177,49	175,29	173,58	175,45	1,96	1,13
P4/M2/lubrificante	175,63	180,11	176,23	177,32	2,43	1,41
P4/M2/seco	176,13	174,97	174,34	175,15	0,91	0,53
P1/M3/lubrificante	189,76	191,34	191,59	190,90	0,99	0,57
P1/M3/seco	195,37	192,61	191,32	193,10	2,07	1,20
P2/M3/lubrificante	176,78	173,69	170,76	173,74	3,01	1,74
P2/M3/seco	173,65	173,95	174,55	174,05	0,46	0,27
P4/M3/lubrificante	176,88	176,57	179,50	177,65	1,61	0,93
P4/M3/seco	180,87	178,17	177,88	178,97	1,65	0,95

Figura 7 - Gráfico *Boxplot* dos valores de F_{\max} em cada ensaio.

4.2.1 Influência da lubrificação no corte nos valores de força

Esta seção visa apresentar qual é a influência que a lubrificação possui nos valores de força máxima. O gráfico apresentado na Figura 8 apresenta os valores de força máxima e seus erros padrão para cada conjunto de ferramentas ao variar a lubrificação durante o processo de corte. Este gráfico auxilia no

entendimento de como as forças de corte máximas são influenciadas pelo uso de lubrificação.

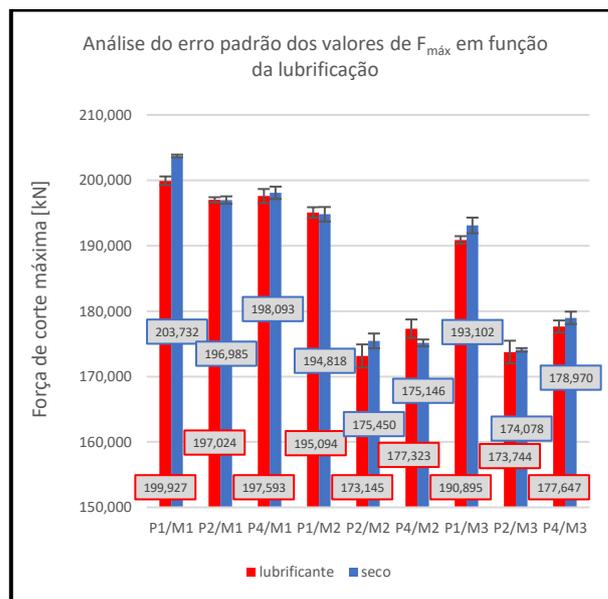


Figura 8 - Erros padrão dos valores de força em função da lubrificação.

A Figura 9 mostra um trecho da análise de comparações múltiplas de Fisher quando os mesmos elementos de corte são utilizados no processo de corte. Ao avaliar os valores do parâmetro de *P-Valor*, é possível verificar que na grande maioria dos casos este valor é maior do que 0,05 (5% de significância), com exceção do uso do punção com ângulo de afiação (α) em conjunto com a matriz com folga w de 3%.

Diferença entre Níveis	Média	LI	LS	P-Valor	Conclusão
P1/M1/lubrificante-P1/M1/seco	-3,805	-6,690	-0,920	0,011	DIFERENTES
P2/M1/lubrificante-P2/M1/seco	0,039	-2,840	2,920	0,848	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P4/M1/lubrificante-P4/M1/seco	-0,500	-3,380	2,380	0,129	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P1/M2/lubrificante-P1/M2/seco	0,275	-2,610	3,160	0,978	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P2/M2/lubrificante-P2/M2/seco	-2,305	-5,190	0,580	0,114	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P4/M2/lubrificante-P4/M2/seco	2,177	-0,710	5,060	0,831	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P1/M3/lubrificante-P1/M3/seco	-2,208	-5,090	0,670	0,727	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P2/M3/lubrificante-P2/M3/seco	-0,305	-3,190	2,580	0,134	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P4/M3/lubrificante-P4/M3/seco	-1,323	-4,210	1,560	0,358	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES

Figura 9 - Análise de Fisher dos valores de F_{\max} com a variação da lubrificação.

Ao analisar o *Boxplot* apresentado na Figura 7 em conjunto com o gráfico de colunas mostrado na Figura 8 e a análise de comparação múltipla de Fisher da Figura 9, é possível verificar que o uso de lubrificação não possui influência significativa nos valores de força máxima nas situações testadas. Outro aspecto que pode ser verificado é a aleatoriedade dos valores de força máxima ao variar a lubrificação onde, em alguns casos o uso de lubrificante tendeu a uma diminuição dos valores de força e em outros, o uso de lubrificante apresentou forças de corte maiores do que em comparação com o processo realizado a seco. A variação média dos valores de força entre os processos de corte realizados com lubrificação e a seco foi de 0,77%.

4.2.2 Influência da folga de corte nos valores de força

O presente tópico apresentará os resultados obtidos nos ensaios práticos que correlacionam a força de corte com a folga (w) dada nas matrizes. Os resultados serão apresentados em forma de gráficos e tabelas que estão separados pelo punção de corte utilizado. Desta forma, para cada ângulo de afiação do punção, os resultados da força em relação com as folgas de corte utilizadas serão dispostos no mesmo gráfico a fim de demonstrar a influência deste parâmetro no processo de corte.

A Figura 10 apresenta os gráficos que relacionam a força de corte com o deslocamento do punção em função da folga de corte (w) utilizada. Os gráficos agrupam os resultados obtidos pela alteração da folga ao utilizar os punções P_1 , P_2 e P_4 . O objetivo deste gráfico é apresentar o comportamento das forças com o movimento vertical dos punções para cada situação ensaiada.

Como foi visto na seção anterior, a influência da lubrificação nos processos de corte propostos neste estudo não apresentou uma influência significativa nos valores de força máxima. Desta forma, optou-se por remover esta variável do restante das análises para facilitar a compreensão dos resultados frente a alteração das folgas de corte. Entretanto, vale ressaltar que os valores nas duas situações foram mantidos para as análises estatísticas. A Figura 11 apresenta os valores médios da força máxima para cada matriz utilizada. Para facilitar o entendimento os punções foram agrupados para verificar a influência da folga para cada caso proposto. As barras de erros padrão para cada situação, também estão sendo apresentadas neste gráfico para a verificação da qualidade dos resultados apresentados.

A Figura 12 mostra o gráfico do tipo *Boxplot* apresentando os resultados da análise estatística dos valores de força máxima em cada situação ensaiada. Com este gráfico é possível analisar a influência que os elementos de corte possuem nos valores de força máxima nos testes realizados, analisando os erros padrões que cada situação apresenta. Como complemento do comportamento estatístico, foi utilizado o método de Fisher como teste de múltiplas comparações. Os resultados deste teste estão sendo apresentados na Figura 13 onde foi utilizado um grau de significância de 5% (ou seja, a confiabilidade dos resultados é de 95%). Desta forma, ao analisar os resultados da coluna de *P-Valor* da Figura 13 é possível verificar que os valores que superam o 0,05 tendem a ser estatisticamente semelhantes enquanto os valores que estão abaixo dos 5% de significância tendem a ser diferentes quando comparados.

Analisando as informações apresentadas nesta seção é possível verificar que a variação da folga de corte se mostrou efetiva para a redução das forças de

corte. É possível verificar que existe uma relação inversamente proporcional dos valores de força de corte máxima com o aumento das folgas utilizadas. De maneira geral, o uso de folgas de corte maiores auxilia na redução dos valores de força máxima nos testes realizados.

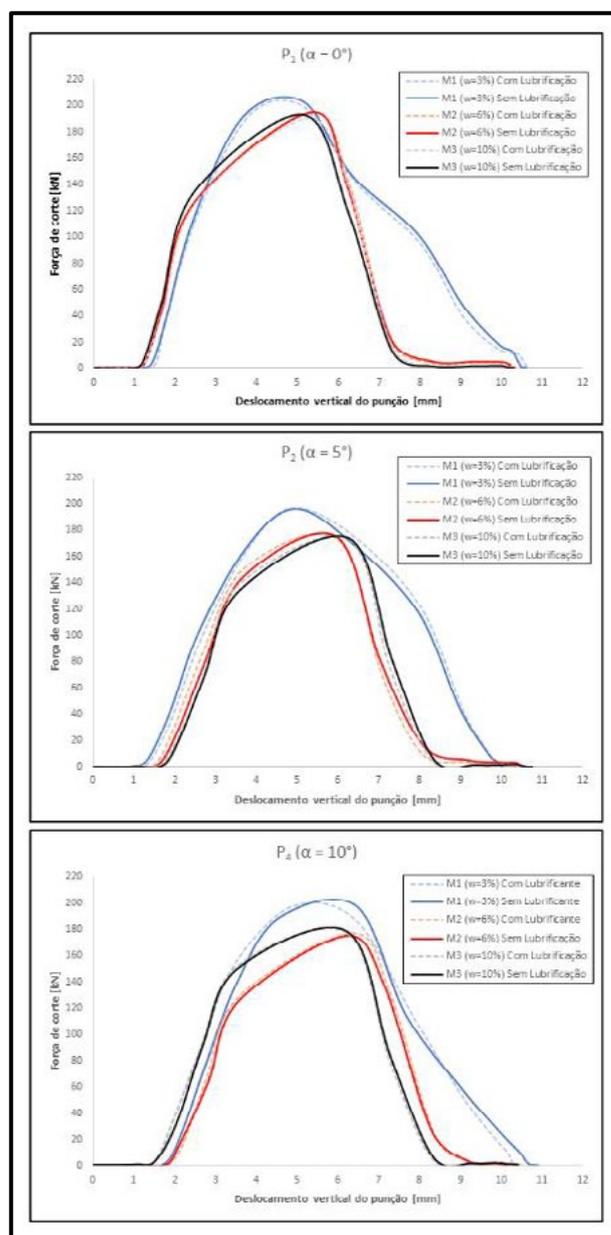


Figura 10 - Gráficos de força x deslocamento do punção em função da folga de corte (w) no processo.

Os resultados mostram que, ao utilizar os punções de corte com ângulo de afiação α de 5° (unilateral) e 10° (bilateral), as matrizes de corte M_2 e M_3 ($w = 6\%$ e 10% , respectivamente) não apresentaram diferença significativa entre elas. Entretanto ao comparar estas duas matrizes com M_1 ($w = 3\%$) ambas auxiliaram em uma redução significativa dos valores de força máxima.

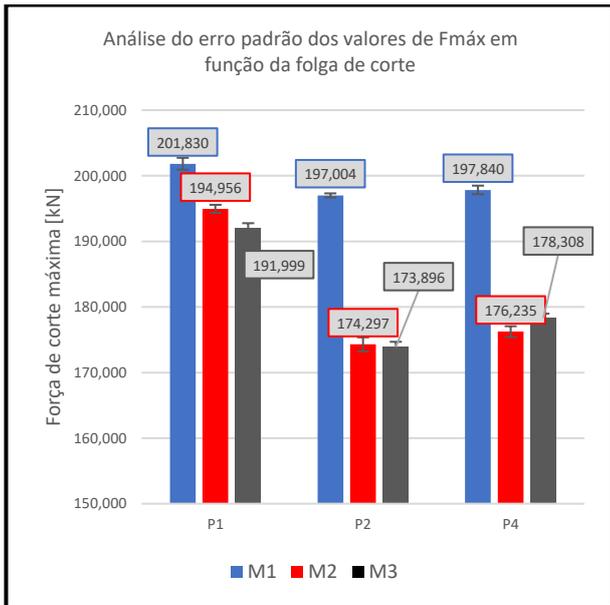


Figura 11 - Erros padrão dos valores de força em função da variação da folga de corte.

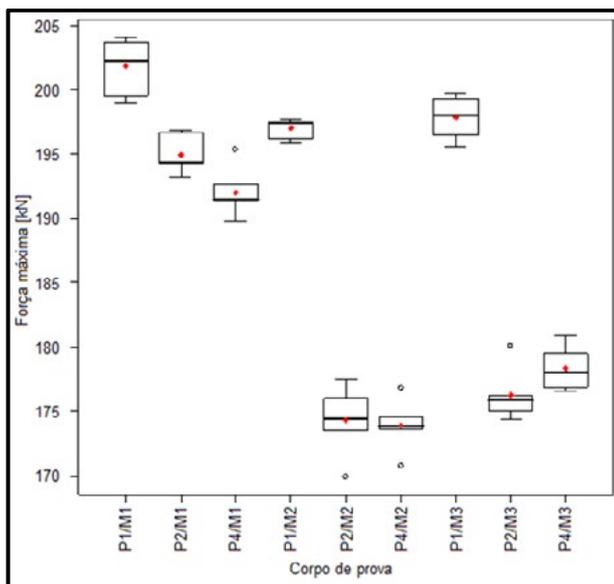


Figura 12 - Gráfico *Boxplot* dos valores de força máxima ao variar os elementos de corte.

Diferença entre Níveis	Média	LI	LS	P-Valor	Conclusão
P1/M1-P1/M2	6,874	4,710	9,040	0,000	DIFERENTES
P1/M1-P1/M3	9,831	7,660	12,000	0,001	DIFERENTES
P1/M2-P1/M3	2,957	0,790	5,130	0,441	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P2/M1-P2/M2	22,707	20,540	24,870	0,000	DIFERENTES
P2/M1-P2/M3	23,108	20,940	25,280	0,000	DIFERENTES
P2/M2-P2/M3	0,402	-1,770	2,570	0,079	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P4/M1-P4/M2	21,606	19,440	23,770	0,000	DIFERENTES
P4/M1-P4/M3	19,532	17,360	21,700	0,000	DIFERENTES
P4/M2-P4/M3	-2,074	-4,240	0,090	0,000	DIFERENTES

Figura 13 - Análise de Fisher dos valores de $F_{máx}$ com a variação da folga de corte (w).

Quando utilizada o punção P₄, cujo ângulo de afiação (α) é de 10° bilateral, a folga de corte que mais auxiliou na redução dos valores de força foi a de 6% em relação a espessura da chapa ensaiada. Em valores médios, a matriz de corte M₃ ($w = 10\%$) em

comparação com a matriz com folga de 3%, quando utilizadas em conjunto com o punção P₂ ($\alpha = 5^\circ$), foi onde a maior variação dos valores de força foi encontrada. A matriz com folga de 10% em relação como espessura do material, auxiliou na redução do valor de $F_{máx}$ em 13,29% em comparação com a M₁.

Os resultados que correlacionam a folga de corte com o valor de força máxima são semelhantes aos encontrados no estudo realizado por [45]. Resultados semelhantes foram obtidos por [31] e [32] onde, com o aumento dos valores das folgas de corte, o valor da força máxima na operação foi reduzido.

Outras fontes de pesquisa como [26] afirmam que a folga de corte só foi capaz de reduzir o valor de força máxima em níveis consideráveis, quando foi utilizado uma matriz com w igual a 15%. Neste último estudo, os autores variaram folgas de corte de 2%, 5%, 10% e 15% em relação a espessura da chapa utilizada e analisaram o comportamento das forças em diversos aços de alta e de ultra alta resistência mecânica. Para os demais valores de w , os autores indicam um decréscimo mínimo dos valores da força de corte no processo (em relação ao pior caso verificado pelos autores). Resultados semelhantes foram obtidos no trabalho realizado por [23].

4.2.3 Influência do ângulo de afiação do punção nos valores de força

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios práticos que correlacionam a força de corte e o ângulo de afiação (α) do punção. A Figura 14 apresenta os gráficos que relacionam a força de corte com o deslocamento do punção em função dos ângulos de afiação do punção utilizados. Os gráficos agrupam os resultados obtidos pela alteração de α ao utilizar as matrizes M₁, M₂ e M₃. O objetivo deste gráfico é apresentar o comportamento das forças com o movimento vertical dos punções.

A Figura 15 apresenta os valores médios da força máxima para cada punção de corte utilizado. Com o objetivo de simplificar o entendimento dos resultados, as matrizes de corte foram agrupadas para que seja possível verificar a influência que o ângulo de afiação (α) apresenta em cada caso proposto neste trabalho. As barras de erros padrão para cada situação, também estão sendo apresentadas neste gráfico para a verificação da qualidade dos resultados apresentados.

O gráfico do tipo *Boxplot* apresentado na Figura 12 da seção anterior, servirá para avaliação do comportamento dos valores de força de corte máxima quando a geometria de afiação do punção é alterada. A análise de Fisher foi feita para a realização do teste de múltiplas comparações e também foi utilizado um grau de significância de 0,05. Os resultados deste teste estão sendo apresentados na Figura 16.

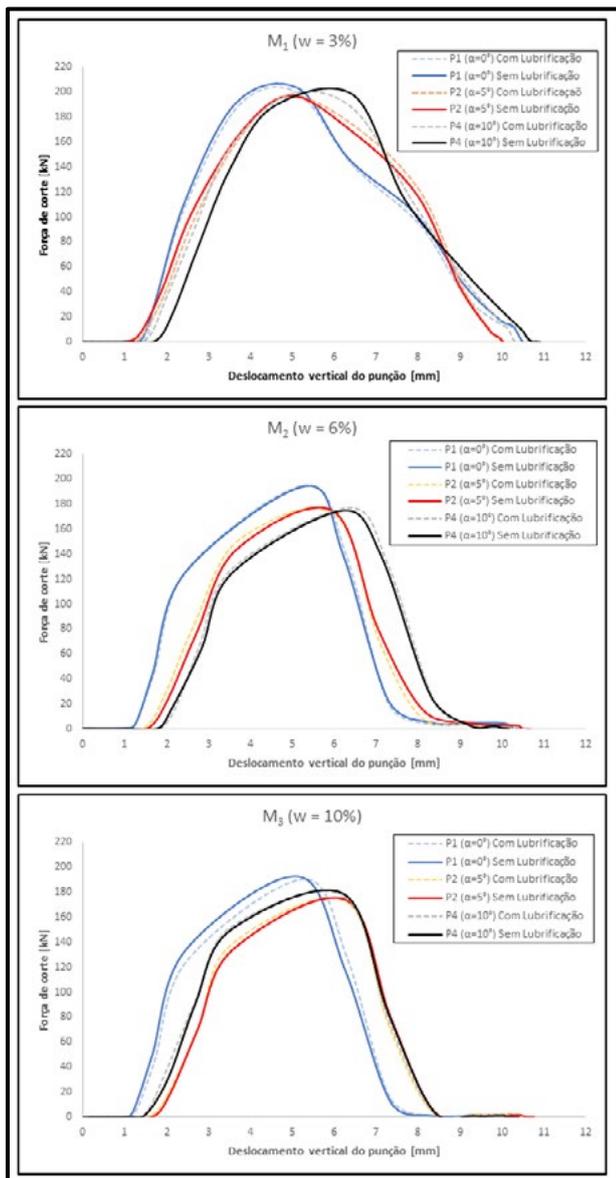


Figura 14 - Gráficos de força x deslocamento do punção em função do ângulo de afiação do punção.

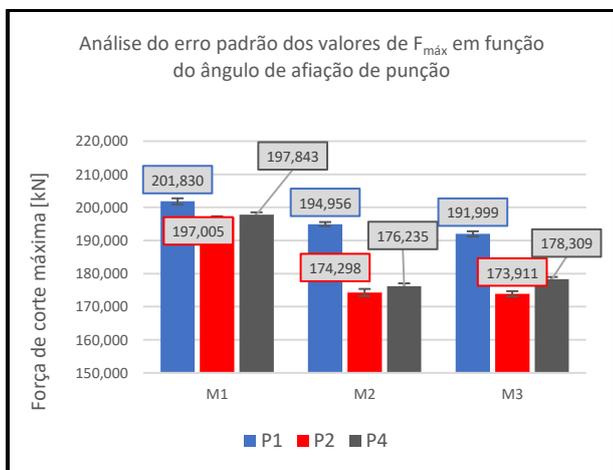


Figura 15 - Erros padrão dos valores de força em função da geometria de afiação do punção.

Diferença entre Níveis	Média	LI	LS	P-Valor	Conclusão
P1/M1-P2/M1	4,826	2,660	6,990	0,000	DIFERENTES
P1/M1-P4/M1	3,989	1,820	6,160	0,000	DIFERENTES
P2/M1-P4/M1	-0,836	-3,000	1,330	0,009	DIFERENTES
P1/M2-P2/M2	20,658	18,490	22,830	0,000	DIFERENTES
P1/M2-P4/M2	18,721	16,550	20,890	0,000	DIFERENTES
P2/M2-P4/M2	-1,937	-4,110	0,230	0,711	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES
P1/M3-P2/M3	18,103	15,930	20,270	0,000	DIFERENTES
P1/M3-P4/M3	13,690	11,520	15,860	0,000	DIFERENTES
P2/M3-P4/M3	-4,413	-6,580	-2,240	0,060	ESTATISTICAMENTE SEMELHANTES

Figura 16 - Análise de Fisher dos valores de F_{máx} com a variação do ângulo de afiação do punção (α).

Analisando a coluna de *P-Valor* da Figura 16, é possível verificar que os valores que superam o 0,05 tendem a ser estatisticamente semelhantes enquanto os valores que estão abaixo dos 5% de significância tendem a ser diferentes quando são comparados. Ao analisar as informações apresentadas no gráfico da Figura 12 e na tabela da Figura 16, é possível concluir que ângulos de afiação (α) diferentes de 0° são consideravelmente eficazes na redução dos valores de força. De maneira geral, nos processos de corte onde foi utilizado um punção com algum ângulo de afiação (punções com α igual a 5° unilateral e 10° bilateral), a força de corte máxima tendeu a uma diminuição considerável de seus valores.

Os resultados apresentados mostram que, quando é utilizado uma folga de corte maior, como é o caso de M₂ e M₃, os punções P2 e P4 não possuem uma diferença significativa na redução da força de corte quando comparados entre si. Entretanto, quando estes dois punções são comparados com P1, existe uma clara diminuição dos valores da força máxima. Em valores médios, o punção com ângulo α de 5° (unilateral) em comparação com o punção plano (P1), quando utilizados em conjunto com a matriz de corte com folga de 6%, foi onde a maior variação dos valores de força foi encontrada. O punção P2 auxiliou na redução do valor de F_{máx} em 11,85% em comparação com o punção com α igual a 0°.

Os resultados obtidos neste estudo referente ao uso de afiação nos punções estão de acordo com o estudo realizado por [5] e [1]. Em [5], os autores afirmam que a afiação do punção é mais eficiente do que o aumento da folga de corte para reduzir as forças de corte. Neste estudo, os pesquisadores ensaiaram quatro diferentes aços de alta e ultra alta resistência mecânica utilizando folgas de corte (w) de 6%, 12% e 20% em relação a espessura das chapas utilizadas. [5] concluíram que o uso de um punção com inclinação bilateral, semelhante ao punção P4 utilizado neste trabalho, foi a geometria mais eficiente para a redução das forças de corte.

Outra fonte que confirma os resultados alcançados neste estudo quanto ao uso de um ângulo de afiação do punção é o de [20]. Neste estudo, os autores demonstram que, quanto maior for o ângulo de afiação do punção, menores serão os valores da força de corte máxima do processo. Neste estudo, os autores utilizaram um AHSS com 1,2, 1,6 e 2,0 mm de espessura. O mesmo comportamento foi encontrado

no trabalho realizado por [31] realizando a operação de corte em uma chapa fina. No trabalho realizado por [33], os autores também afirmam que o punção com um ângulo de afiação reduz consideravelmente os valores de força durante o processo de corte, principalmente quando um punção com ângulo bilateral (como P₄) é utilizado.

5 CONCLUSÕES

Ao final do desenvolvimento deste trabalho conclui-se que o uso de lubrificação nos processos de corte realizados em uma chapa de aço HSLA com 6,3 mm de espessura não tiveram nenhuma influência nos valores da força máxima atingida nos testes.

O uso de um ângulo de afiação (α) unilateral de 5° foi a situação em que os valores de força de corte máxima foram os mais baixos, seguido do uso de um punção com ângulo α bilateral de 10° e por fim, o punção sem nenhum ângulo de afiação ($\alpha = 0^\circ$) foi o punção no qual os maiores valores de força foram encontrados. Estatisticamente, o uso de P₂ e P₄ se mostraram semelhantes quanto a redução dos valores de força.

O uso da matriz com folga de corte (w) igual a 3% da espessura do material foi o caso em que os maiores valores de força máxima foram atingidos. Já com a utilização das matrizes de corte com 6% e 10% de folga, a redução nos valores da força máxima foram semelhantes.

Como conclusão das análises da força de corte máxima, a combinação do uso do punção com ângulo de afiação bilateral de 10° em conjunto com a matriz de corte com folga (w) de 10% foi o que obteve os menores valores de força máxima, correspondendo ao valor de 173,9 kN. Em contrapartida, o uso do punção com α igual a 0° juntamente com a matriz com w igual a 3% apresentou um valor de força máxima de 201,8 kN, uma diferença de 13,84%.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SLAVIC, J. *et al.*: A novel laboratory blanking apparatus for the experimental identification of the blanking parameters. **Journal Of Materials Processing Technology**, Ljubljana, v. 214, p. 507-513. abr. 2014.
- [2] LAJARIN, S. F. *et al.*: A novel punch design approach with progressive clearance variation for the punching-broaching process. **Journal of Engineering Manufacture**, v. 225, p. 1 – 9, 2011.
- [3] SCHAEFFER, L.: **Manufatura por conformação mecânica**. Ed. Imprensa Livre, Porto Alegre, 2016.
- [4] SAMEK, L.; KRIZAN, D.: Steel – Material of choice for automotive lightweight applications. **Metal Review**. Brno, v. 23, p. 1-6. maio 2012.
- [5] PU, C. *et al.*: A Comprehensive study of hole punching force for AHSS. **SAE Technical Paper**. California, v. 0802, p. 1 - 6, abr. 2018.
- [6] ZEIDI, A. *et al.*: On the failure of punching process. **Engineering Failure Analysis**. Sfax, v. 120, p. 105035-1 -105035-34. out. 2020.
- [7] MARCONDES, P. V. P.: **Manufatura de chapas metálicas – Puncionamento. Ferramental**. Curitiba, n. 22, p. 25 – 28. mar./abr. 2009.
- [8] HILDITCH, T. B.; HODGSON, P. D.: Development of the sheared edge in the trimming of steel and light metal sheet: Part 1—Experimental observations. **Journal of Materials Processing Technology**. Geelong, v. 169, p. 184-191. jan. 2005.
- [9] GHOSH, A.; MALLIK, A. K.: **Manufacturing Science**. 2. ed. Mumbai: Pearson India, 2010. 406 p.
- [10] BLACK, J. T.; KOHSER, R. A.: **DeGarmo's: Materials and process in manufacturing**. 11. ed. Danvers: Wiley, 2012. 1251 p.
- [11] BOFF, U. *et al.*: Uma revisão dos processos de corte convencional e *fineblanking*. **Corte e conformação de metais**, v.84, n. 7, p.24 – 33, abr. 2012.
- [12] NISHAD, R. *et al.*: An overview of the methodologies used in the optimization process in sheet metal blanking. **International Journal of Mechanical Engineering and Robotic Research**. Mumbai, v. 2, p. 307-314. abr. 2013.
- [13] SCHAEFFER, L.; NUNES, R. M.; BRITO, A. M.: **Tecnologia da estampagem de chapas metálicas**. Porto Alegre: Editora da UFRGS, 2017. 126 p.
- [14] ARAVIND, U.; CHAKKINGAL, U.; VENUGOPAL, P.: A Review of fine blanking: Influence of die design and process parameters on edge quality. **Journal Of Materials Engineering And Performance**. Madras, v. 30, p. 1 - 32. nov. 2020.
- [15] SCHAEFFER, L.: **Conformação de chapas metálicas**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2005. 194 p.
- [16] LANGE, K.: **Handbook of metal forming**. Michigan: Mc Graw Hill, 1985. 1204 p.
- [17] EARY, D. F.; REED, E. A.: **Techniques of Pressworking Sheet Metal**. 2. ed. New Jersey: Prentice Hall, 1974. 596 p.
- [18] HOFFMANN, H.; NEUGEBAUER, R.; SPUR, G.: **Handbuch umformen**. München: Hanser, 753 p. 2012.
- [19] MUCHA, J.; JAWORSKI, J.: The quality issue of the parts blanked from thin silicon sheets. **Journal of materials engineering and performance**, Rzeszow, v. 26, p.1865-1877, mar. 2017.
- [20] CHOI, H.; KIM, B.; KO, D.: Effect of clearance and inclined angle on sheared edge and tool failure in trimming of DP980 sheet. **Journal Of Mechanical Science And Technology**, Busan, v. 28, p.2319-2328, jun. 2014.
- [21] RACHIK M.; ROELANDT, J. M.; MAILLARD, A.: Some phenomenological and computational aspects of sheet metal blanking simulation. **Journal of materials processing technology**. Compiègne, v. 128, p. 256-265. jun. 2002.
- [22] LEVY, B. S.; TYNE, C. J. V.: Review of the shearing process for sheet steels and its effect on sheared-edge stretching. **Journal of Materials Engineering And Performance**, Chicago, v. 21, p.1205-1213, jul. 2011.
- [23] SOARES, J. A. *et al.*: Study of the punch–die clearance influence on the sheared edge quality of thick sheets. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, Paraná, v. 65, p.451-457, 10 maio 2012.
- [24] LIEBIG, H. P.: **Fertigungstechnik: Umformen**. Universidade Técnica de Hamburg. (Apostila). Hamburg. 1993.
- [25] NIESSNER, S.; LIEWALD, M. Identification of methods for the in-situ measurement of cutting forces in a tool-bound punching machine. *In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. IOP Publishing, 2020. v. 967, p. 012025-1 - 012025-9.
- [26] CHUMRUM, P.; KOGA, N.; PREMANOND, V.: Experimental investigation of energy and punch wear in piercing of advanced high-strength steel sheet. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, Saitama, v. 79, p.1035-1042, 24 fev. 2015.
- [27] BALAKRISHNAN, M.; ISSAC, J. C.: Design of the multi-stage progressive tool for blanking a sheet metal component. **International Journal Of Precision Engineering And Manufacturing**, Kottayam, v. 15, p.875-881, maio 2014.
- [28] LANGE, K.: **Umformtechnik – Handbuch für Industrie and Wissenschaft – Band3: Blechbearbeitung**. Berlin, Colônia: Springer Verlag, 1990.
- [29] BRITO, O.: **Estampos de Corte: Técnicas e aplicações**. São Paulo: Hemus, 2004. 192 p.
- [30] BOFF, U.; SCHAEFFER, L.: Fundamentos do projeto de ferramentas para o processo de corte. **Corte e Conformação de Metais**, Porto Alegre, v. 78, p.82-92, out. 2011.
- [31] GÜRÜN, H.; GÖKTAŞ, M.; GÜLDAŞ, A.: Experimental examination of effects of punch angle and clearance on shearing force and estimation of shearing force using fuzzy logic. **Transactions Of Famena**, Ankara, v. 40, p.19-28, 22 nov. 2016.
- [32] MACKENSEN, A. *et al.*: Experimental investigation of the cutting force reduction during the blanking operation of AHSS sheet materials. **Cirp Annals**, Munich, v. 59, p.283-286, 2010.
- [33] TOTRE, A.; NISHAD, R.; BODKE, S.: An overview of factors affecting in blanking processes. **International Journal Of Emerging Technology And Advanced Engineering**. New Delhi, v. 3, p. 390-395. mar. 2013.
- [34] MUCHA, J.; JAWORSKI, J.: The tool surface wear during the silicon steel sheets blanking process. **Eksplotacja I Niezawodnosc - Maintenance And Reliability**, Rzeszow, v. 18, p.332-342, jun. 2016.
- [35] TAKAHSHI, M.: Sheet steel technology for the last 100 years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry. **ISIJ International**. Futtsu, v. 55, p. 79-88. ago. 2015.

- [36] QU, H.; MICHAL, G. M.; HEUER, A. H.: A 3rd generation advanced high-strength steel (AHSS) produced by dual stabilization heat treatment (DSHT). **Metallurgical and materials transactions A**. Cleveland, v. 44, p. 4450-4453. jul. 2013.
- [37] TAMARELLI, C. M.: AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. **SMDI - Steel Market Development Institute**. Michigan: AISI, 2011. 45p. Disponível em: <https://www.autosteel.org>. Acesso em: 27 jan. 2020.
- [38] TRĚKO, L. *et al.* Microstructure and residual stress analysis of Strenx 700 MC welded joint. **Production Engineering Archives**. Žilina, V. 26, p. 41-44. jun. 2020.
- [39] KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J.: **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0**. World Auto Steel, 2017. 314 p.
- [40] BRITISH PATENT: **Electric Resistance Devices**. UK nº 728,606, 28 ago. 1952, 20 abr. 1955.
- [41] GORITSKII, V. M.; SHNEIDEROV, G. R.; GUSEVA, I. A.: Study of impact toughness anisotropy and tendency towards lamination of Strenx 650 MC and 700 MC steels after thermomechanical rolling. **Metallurgist**. Moscow, v. 62, p. 753-765. nov. 2018.
- [42] SSAB: **Data sheet 2008br Strenx 700MC D/E**. 2017. Disponível em: <<https://www.ssab.com.br/api/sitecore/Datasheet/GetDocument?productId=961589BF607D44A6869FCC20CDC8D0D2&language=pt-BR>>. Acesso em: 18 out. 2021.
- [43] SUCHY, I.: **Handbook of die design**. 2. ed. New York: Mc Graw Hill, 1998.
- [44] SOARDI, Alexandro. **Análise do corte por cisalhamento de chapas grossas de alta resistência mecânica**. 2022. 167 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia, UFRGS, Caxias do Sul, 2022.
- [45] FANG, G.; ZENG, P.; LOU, L.: Finite element simulation of the effect of clearance on the forming quality in the blanking process. **Journal of Materials Processing Technology**. Beijing, v. 122, p. 249-254. fev. 2002.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Comparação entre Visioplaticidade e FEM para determinação das deformações na Estampagem Incremental em latão C-268

Comparison between Visioplaticity and FEM for determination of strains in Incremental Sheet Forming in brass sheet C-268 alloy

Régis Marcelo de Souza⁽¹⁾, Rafael Gustavo Schreiber⁽²⁾, Andrison Rodrigues Teixeira⁽³⁾
Dionatan de Souza Britto⁽⁴⁾, Jeferson Camilotti Gaio⁽⁵⁾, Lírio Schaeffer⁽⁶⁾

RESUMO

Este trabalho tem objetivo realizar a comparação entre o método de visioplaticidade e o método de elementos finitos para determinação das deformações aplicadas no processo de Estampagem Incremental. Neste trabalho foram realizados quatro experimentos de Estampagem Incremental em chapas de latão C268 com espessura inicial 0,81 mm. Os corpos de prova foram conformados em diferentes profundidades, a fim de se obter peças com diferentes níveis de deformação. Após a conformação as deformações foram medidas pelo método da visioplaticidade a partir de uma grade de círculos de 1 mm de diâmetro, gravada nas chapas por processo a laser. Em seguida foi realizada análise de elementos finitos a fim de avaliar as deformações nas chapas para as mesmas condições utilizadas nos experimentos. As chapas foram ainda cortadas ao meio para realização de medição direta de espessura com micrômetro. Os resultados das medições de visioplaticidade foram então comparadas com os resultados de elementos finitos e com os dados de espessura obtidos por medição direta nas chapas cortadas. Comparado com a medição direta, o método visioplaticidade apresentou erro percentual de 1,30 a 8,64%, enquanto que o método de elementos finitos apresentou erro percentual nas medições de 0,39 a 6,03 %.

Palavras chave: Estampagem Incremental, Deformação, Visioplaticidade, Método de Elementos Finitos.

⁽¹⁾ Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, regis.marcelo@ufrgs.br

⁽²⁾ Prof. Dr. Eng.; IFSC (Federal Institute of Santa Catarina), Brazil, rafael.schreiber@ifsc.edu.br

⁽³⁾ MSc. Eng.; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, andrison@g1equipamentos.com.br

⁽⁴⁾ Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, dinathansb@hotmail.com

⁽⁵⁾ Mechanical Engineer, Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil, engenheirogaio@hotmail.com

⁽⁶⁾ Prof. Dr. Ing.; UFRGS (Federal University of Rio Grande do Sul), Brazil, schaeffer@ufrgs.br

ABSTRACT

This work aims to compare the viscoplasticity method and the finite element method to determine the strains applied in the Incremental Sheet Forming process. In this work, four Incremental Sheet Forming experiments were carried out on C268 brass sheets with an initial thickness of 0.81 mm. The specimens were formed at different depths, in order to obtain pieces with different levels of strain. After conformation, the strains were measured by the viscoplasticity method from a grid of circles with a diameter of 1 mm, engraved on the sheets by laser process. Then finite element analysis was performed in order to evaluate the strains in the sheets for the same conditions used in the experiments. The sheets were further cut in half for direct thickness measurement with a micrometer. The results of the viscoplasticity measurements were then compared with the finite element results and with the thickness data obtained by direct measurement on the cut sheets. Compared with the direct measurement, the viscoplasticity method presented a percentage error of 1.30 to 8.64%, while the finite element method presented a percentage error in the measurements of 0.39 to 6.03%.

Key Words: *Incremental Sheet Forming, Strain, Viscoplasticity, Finite Element Method.*

1. INTRODUÇÃO

A diversificação recente do mercado no que diz respeito à conformação de chapas metálicas permitiu o desenvolvimento de novos métodos de fabricação flexíveis para pequenos lotes de produção com baixos custos de ferramental aplicado. Ceretti *et al.* [1] descreveram processos inovadores introduzidos neste campo, tais como conformação por estiramento flexível, conformação por molde de chapa e conformação por fluido de chapa. Jeswiet *et al.* [2] apresentam modificações que têm acontecido em processos convencionais de conformação em chapas tais como repuxamento, embutimento, corte e dobra. Nesta mesma via, Malwad e Nandedkar [3] destacam que na maioria das indústrias de manufatura, a fase de desenvolvimento é uma etapa importante na determinação ou aprimoramento de um produto antes de prosseguir para a produção regular.

Nesse contexto, o processo de Estampagem Incremental se coloca como um método inovador e de elevado ganho em custo e tempo em termos de prototipagem rápida, adaptabilidade e lotes pequenos [3], também se destaca pela elevada flexibilidade e viabilidade na customização de peças [4]. Entretanto, todo avanço tecnológico e inovação também possuem desvantagens, Langella *et al.* [4] afirmam a necessidade de estudos mais profundos sobre as variáveis que restringem a Estampagem Incremental, tal como o tempo maior de conformação em comparação a outros processos de conformação, que pode ser ainda maior para elevadas espessuras de material [5]. Oleksik *et al.* [6] citam a deficiência em alcançar algumas formas geométricas e a baixa precisão dimensional do processo como sendo um fator desfavorável.

A Estampagem Incremental consiste na conformação de uma chapa com uma espessura inicial conhecida (s_0) a qual é fixada por um prensa-chapas a uma base ou estrutura, que por sua vez é fixada à mesa de uma máquina operatriz. Uma ferramenta com ponta semiesférica e raio (r) é acoplada a um dos eixos da máquina e irá percorrer um trajeto que consiste na combinação de parâmetros que irão atuar em simultâneo até alcançar a geometria desejada da chapa, esses parâmetros são compostos por: incremento

vertical (Δ_z), incremento horizontal (Δ_{xy}), avanço da ferramenta (a), rotação da ferramenta (N) [7]. Sendo que a trajetória da ferramenta é geralmente definida por programação em software CAM, e este programa é posteriormente transferido para o comando CNC da máquina operatriz [8]. O processo de Estampagem Incremental pode ser facilmente realizado tanto em centros de usinagem CNC [9,10], quanto em tornos CNC [11] ou através de braços robóticos [12].

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para realização dos experimentos de Estampagem Incremental foi utilizado um centro de usinagem CNC ROMI Discovery 380. O lubrificante usado foi um óleo mineral HIBRAMAX VG100, largamente utilizado em sistemas com alta fricção e rotação. A ferramenta de conformação foi fabricada em aço rápido, temperado e revenido e com dureza de 53 HRC. A ferramenta foi fabricada com ponta semiesférica e raio de 5 mm, sendo sua superfície de ponta polida para maior controle da fricção e melhor acabamento superficial nos experimentos [13]. Para fixação dos corpos de prova, foi desenvolvido um dispositivo em aço SAE1045 constituído por uma base maciça e um prensa-chapas. O objetivo do dispositivo foi garantir a rigidez e estabilidade no processo, evitando vibrações excessivas e quaisquer outras influências nos resultados [14]. A Figura 1 apresenta o dispositivo utilizado nos experimentos com a ferramenta realizando a conformação de um canal na chapa até a profundidade (h).

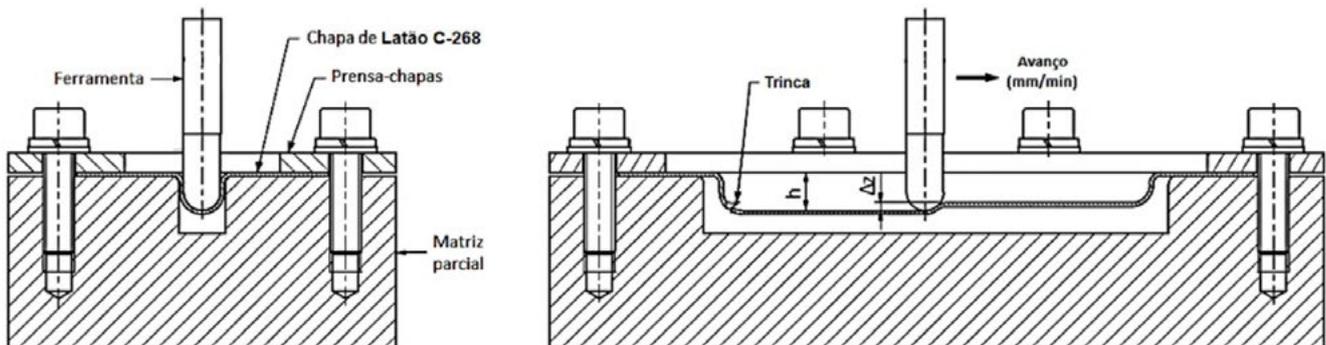


Figura 1- Dispositivo utilizado para conformação em Estampagem Incremental

Neste estudo foram utilizados corpos de prova em latão de liga C-268, em formato retangular com dimensões 0,81 x 60 x 160 mm para possibilitar a conformação do canal reto em diferentes incrementos.

As deformações foram verificadas através de dois métodos distintos: O primeiro método por viscoplasticidade (medição das elipses) e em medição direta (cortando cada um dos corpos de prova ao meio pelo comprimento). No segundo método, foi realizada a simulação pelo método de elementos finitos (FEM) para avaliar as deformações, aplicando as mesmas condições realizadas nos experimentos.

2.1 Experimentos de Estampagem Incremental

Para a realização dos experimentos por Estampagem Incremental, foram determinados trajetos individuais em software CAM e transferidos os programas para o comando CNC da máquina operatriz.

Os trajetos foram elaborados para fabricação de canais com incrementos verticais (Δz) de 1 mm, sem rotação da ferramenta e com velocidade de avanço de 250 mm/min. Conforme indicado na Figura 2, no primeiro experimento foi conformado um canal de profundidade de 1 mm de um lado e de 2 mm do outro lado. No segundo experimento as profundidades foram de 3 e 4 mm, enquanto que no terceiro experimento as profundidades máximas conformadas foram de 5 e 6 mm. Um quarto experimento foi realizado, mas neste caso ocorreu a ruptura do material ao atingir a profundidade de 7 mm.

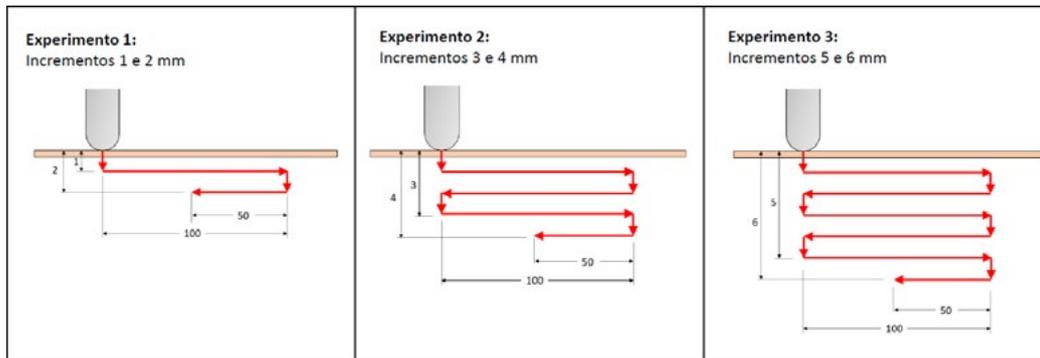


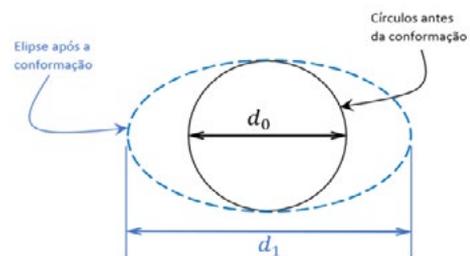
Figura 2- Trajeto dos experimentos realizado no estudo

2.2 Medição por Visioplaticidade

Para realização da medição das deformações nas chapas por visioplaticidade, os corpos de prova necessitaram receber uma gravação a laser de círculos de diâmetro inicial (d_0) de 1 mm justapostos em colunas e linhas, formando uma malha cobrindo a superfície oposta à superfície que recebeu a atuação da ferramenta (Figura 3a). A deformação obtida pela Estampagem Incremental no material é demonstrada pelo alongamento da grade de círculos, alternando este formato para uma forma elíptica após a deformação (Figura 3b) de dimensão (d_1), a qual variou conforme foram aplicadas as deformações com diferentes profundidades máximas nos experimentos.



(a)



(b)

Figura 3- Detalhe da malha de círculos sobre a superfície do corpo de provas (a), condição dos círculos antes e após a deformação da chapa (b)

Após a finalização das conformações de canal reto sobre os corpos de prova, foram realizadas as medições para obtenção dos resultados de visioplaticidade. A medição foi realizada sobre a região de maior deformação, a qual é demonstrada pela formação da elipse com maior dimensão d_1 a partir do círculo d_0 (Figura 4)

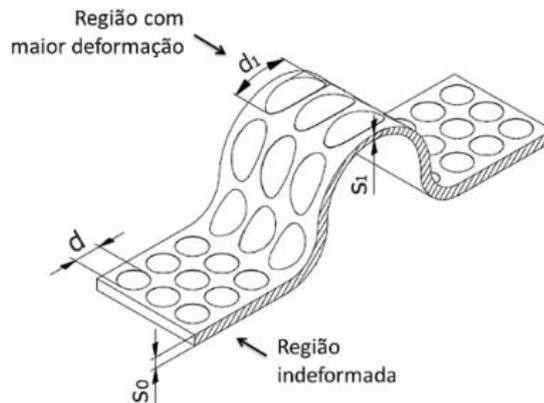


Figura 4- Maior deformação demonstrada pelo círculo conformado em elipse

A medição por visioplasticidade consiste em sobrepor uma escala flexível (Figura 5a), posicionando a sua faixa de medição que melhor se encaixar na elipse com a maior deformação (Figura 5b). O objetivo de a escala ser flexível é facilitar o manuseio, possibilitando a sobreposição na curvatura da superfície conformada do corpo de prova e garantir um posicionamento e visualização mais fácil.

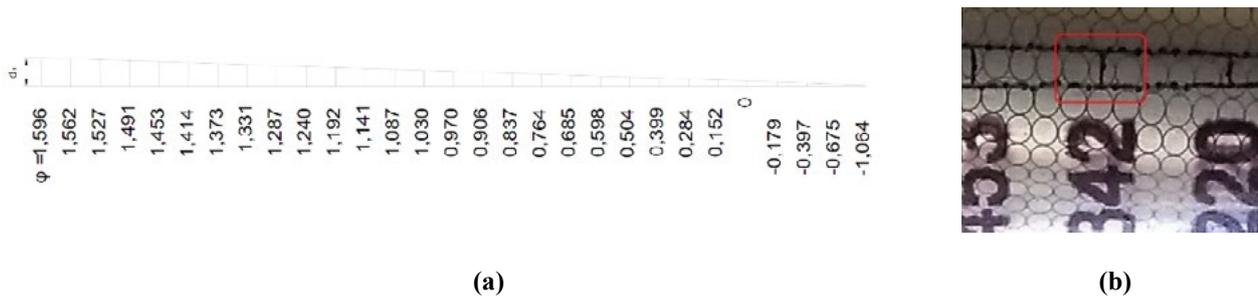


Figura 5- Escala flexível para medição por visioplasticidade (a), Detalhe da medição da escala sobreposta à elipse encontrada com maior deformação em d_1 (b)

Para interpretação da faixa de medição da escala, a maior deformação φ_1 (deformação verdadeira principal) é determinada pelo logaritmo natural da razão do comprimento da elipse (d_1) pelo diâmetro do círculo (d_0) gravado na chapa, conforme apresentado na Equação 1.

$$\varphi_1 = \ln \left(\frac{d_1}{d_0} \right) \quad \text{Eq. [1]}$$

Onde:

φ_1 = deformação verdadeira no comprimento (-);

d_1 = comprimento da elipse - obtida pela deformação do círculo gravado na chapa para análise das deformações (mm);

d_0 = diâmetro do círculo gravado na chapa antes das deformações (mm).

2.3 Medição Direta

Na medição direta, a menor espessura obtida na região de maior deformação (s_1) foi medida com o auxílio de um micrômetro convencional milesimal. Os resultados obtidos em mm , foram tabulados para posterior comparativo com a simulação por elementos finitos e viscoplasticidade.

Para possibilitar a medição direta, cada um dos corpos de prova foi cortado na seção transversal, cruzando a menor espessura obtida nas conformações (Figura 6).

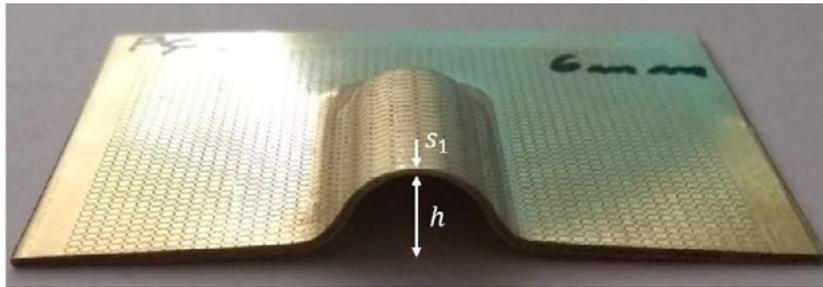


Figura 6- Corte transversal do corpo de prova para medição direta

2.4 Método de Elementos Finitos

Para estimativas de comportamentos de projeto, usam-se metodologias de elementos finitos, sendo que o papel de um elemento finito é interpolar um espaço de função de finita dimensão, formando o “elemento geométrico” [15]. Assim, tem-se a análise em funções (nodal, de borda, faceta e volume), com quais os espaços discretos são representados, ficam anexos à interpretação destas funções no intuito de discretizar o modelo. As propriedades dos espaços discretos permitem equivalentes vetoriais no domínio contínuo [15]. Nos estudos de [16], o método dos elementos finitos (FEM) é escolhido pelas características de convergência de uma solução para qualquer problema que tenha características de ser discretizado em uma faixa finita de derivadas (parciais/espaciais) e condições iniciais interpostas.

Foi realizada análise utilizando o Método de Elementos Finitos a fim de avaliar a espessura final e a consequente deformação após cada incremento de deformação no ensaio do canal. A simulação foi realizada usando o software *Simufact Forming*® no módulo *Sheet Metal Forming*®, com o tipo de simulação 3D elementos do tipo sólido. Todo o ferramental para o processo, constituído de ferramenta de conformação, prensa-chapas, base e chapa a ser conformada, foram modelados a fim de simular uma condição o mais próxima possível do ensaio dos realizados. A fim de diminuir o tempo total de simulação, o comprimento do canal foi reduzido no modelo de simulação para 30 mm.

As trajetórias de ferramenta foram definidas na simulação por meio de tabela de movimentos (*tabular motion*) usando o tempo de deslocamento da ferramenta calculado em função da velocidade de avanço de 250 mm/min, conduzida nos experimentos. A temperatura inicial do ferramental foi configurada para a simulação como 20°C, e o coeficiente de atrito foi configurado como 0,1 seguindo a lei de Coulomb.

O material foi configurado como latão C268 com curva de escoamento $k_f = 736 \cdot \varphi^{0,2618}$. Além disso, o material foi considerado isotrópico na simulação. A malha do material da chapa foi configurada com

comprimento de aresta de 1 mm e com três elementos sob a espessura da chapa. O primeiro nível de refinamento foi configurado para a caixa de refinamento posicionada no local de deformação do material, conforme indicado na Figura 7. Na caixa de refinamento a aresta de malha foi de 0,5 mm.

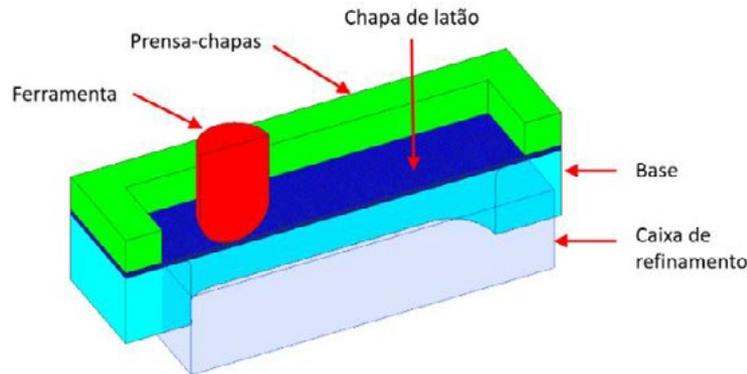


Figura 7: Configuração da simulação

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Em todos os experimentos a deformação obtida pelo incremento da ferramenta de Estampagem Incremental sobre a chapa, resultou na formação de um canal com mesmo raio da ferramenta. Os experimentos foram realizados aplicando gradualmente incrementos verticais de 1 em 1 mm até que ocorresse a fratura. Conforme indicado na Figura 8, no primeiro experimento foram obtidas as profundidades de 1 e 2 mm, no segundo experimento as profundidades de 3 e 4 mm, no terceiro experimento as profundidades de 5 e 6 mm, enquanto que no quarto experimento ocorreu a fratura do material na profundidade de 7 mm. Na profundidade de 7 mm a fratura ocorreu de forma catastrófica, acompanhando o movimento da ferramenta até a interrupção da execução do trajeto. Devido ao modo como a fratura ocorreu no último incremento, neste corpo de prova não foi realizada a medição direta de espessura. Sendo assim, a espessura crítica para este material, nestas condições de processo, foi considerada o $s_l = 0,398$ mm, determinada por medição direta com micrômetro na profundidade de 6 mm.

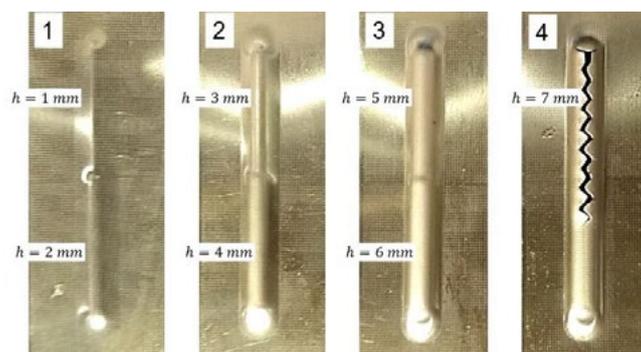


Figura 8- Sequência de conformação dos corpos de prova até a ruptura

A temperatura de trabalho foi desconsiderada uma vez que sua verificação medida ao fundo da formação do canal durante a deformação demonstrou uma pequena variação, mantendo ao longo de todos os incrementos a média de 26°C, tendo à temperatura ambiente verificada em 18°C.

O local utilizado para determinação da espessura final da chapa na simulação foi determinado sobre a região posicionada entre o centro e a extremidade do canal (Figura 9). Este ponto foi selecionado a fim de permitir melhor comparação entre os dados obtidos por cada método, já que este ponto é de fácil medição direta e de fácil medição por visioelasticidade.

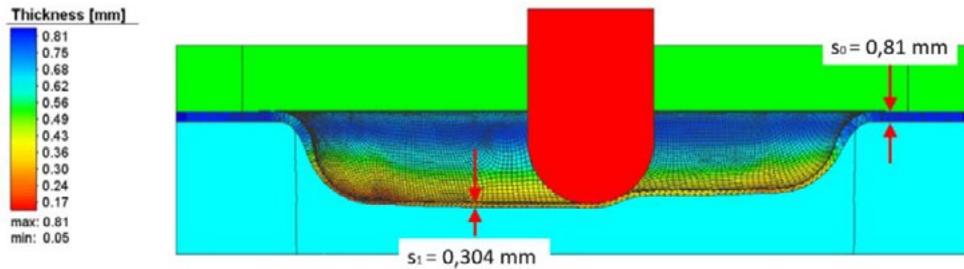


Figura 9- Ponto de referência para determinação da espessura final na simulação

A Tabela 1 relaciona as medições de espessura final em cada experimento, em função da profundidade do canal (h). Na tabela estão relacionadas as medições em função do método de visioelasticidade, FEM e medição direta da chapa seccionada.

Tabela 1- Resultados das medições de espessura por diferentes métodos

h (mm)	Visoplast.	FEM	Medição direta	h (mm)	Visoplast.	FEM	Medição direta
	s ₁ (mm)				φ ₁ (-)		
1	0,748	0,776	0,779	1	0,079	0,043	0,039
2	0,748	0,744	0,751	2	0,079	0,085	0,076
3	0,650	0,651	0,662	3	0,220	0,219	0,202
4	0,575	0,546	0,564	4	0,342	0,394	0,362
5	0,515	0,458	0,474	5	0,453	0,570	0,536
6	0,426	0,374	0,398	6	0,642	0,773	0,711

Já que, para o estado plano de deformações obtido no ensaio do canal, a deformação verdadeira principal (φ₁) obtida pela visioelasticidade se relaciona com a deformação em espessura (φ₃) pela relação φ₁ = - φ₃, conhecendo a deformação principal por visioelasticidade é possível determinar a espessura final da chapa (s₁) por meio da Equação 2.

$$s_1 = s_0 \cdot e^{\varphi_3} \quad \text{Eq. [2]}$$

No entanto, o cálculo de deformação em espessura, a partir dos dados de espessura final e inicial no FEM e na medição direta foram realizados por meio da Equação 3.

$$\varphi_3 = \ln \frac{s_1}{s_0} \quad \text{Eq. [3]}$$

Baseado na Tabela 1 foi elaborada a Figura 10, onde é possível observar a comparação entre os valores de medição de espessura obtidos pelos três métodos, com os resultados da espessura final s_f muito semelhantes, com um leve distanciamento para os resultados da visioelasticidade. Essa diferença mais acentuada obtida pela visioelasticidade já era esperada, em virtude de se tratar de um método manual e por ter influência direta pelo diâmetro do círculo gravado, já que quanto menor o diâmetro do círculo gravado mais localizada será a análise [17].

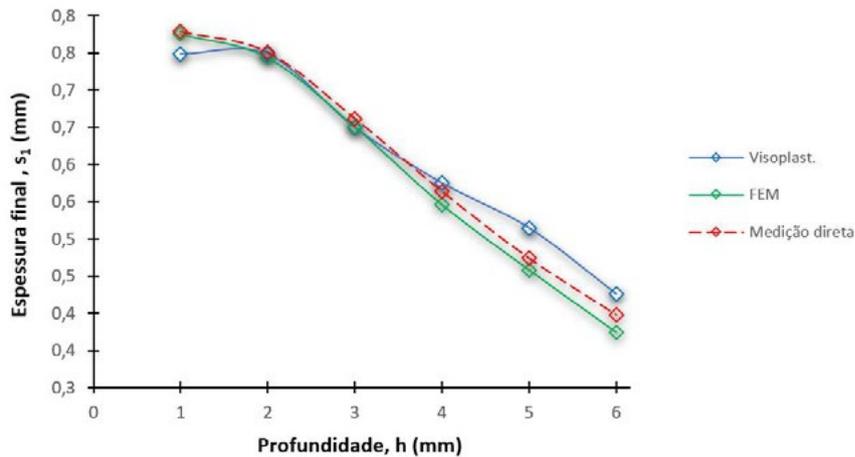


Figura 10- Comparação da espessura dos diferentes métodos de medição

Na Figura 11 é possível avaliar o erro percentual para visioelasticidade e FEM em relação a medição direta de espessura para cada profundidade deformada.

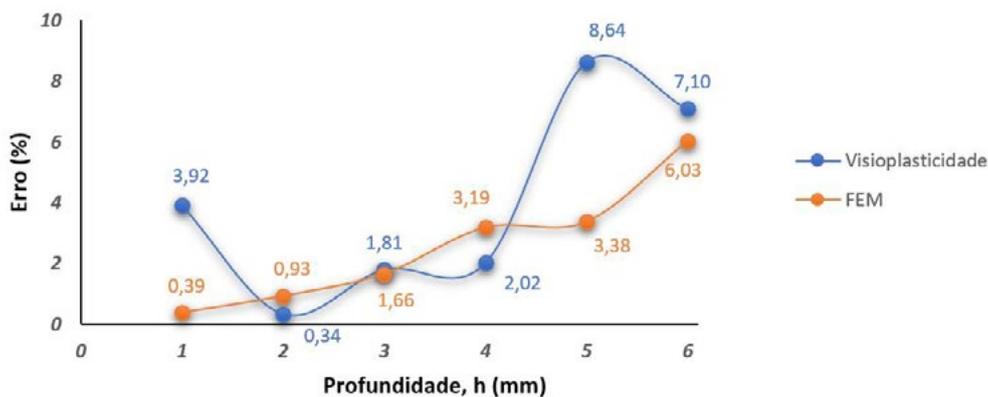


Figura 10- Variação de erro percentual para visioelasticidade e FEM em relação a medição direta de espessura para cada profundidade deformada

Conforme apresentado na Figura 11 o erro percentual para FEM, foi de modo geral inferior ao apresentado pela visioelasticidade. Além disso, na visioelasticidade o erro variou de 1,81 a 8,64 %, sendo o valor médio de erro 3,97%. Para FEM o erro variou de 0,39 a 6,03 %, sendo o valor médio de erro 2,60%. Em ambos os casos o erro médio pode ser considerado relativamente baixo. Na Figura 10 verifica-se uma tendência de aumento de erro percentual por FEM à medida que ocorrem maiores deformações no material, enquanto que para visioelasticidade essa tendência ocorre, apesar de não ser tão evidente.

4. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizados 4 experimentos de Estampagem Incremental em chapas de latão C-268 com espessura inicial 0,81 mm, para deformação de canais com diferentes profundidades até que ocorresse a fratura no material. Após a conformação das peças os valores de espessura final e deformação foram determinados por medição direta, visioelasticidade e pelo método de elementos finitos (FEM), obtendo-se as seguintes conclusões:

- Os três métodos de determinação das espessuras e das deformações apresentaram valores muito semelhantes;
- Comparada à medição direta a visioelasticidade apresentou erro percentual nas medições de 1,30 a 8,64%;
- Comparada à medição direta o FEM apresentou erro percentual nas medições de 0,39 a 6,03 %.
- Os valores obtidos por FEM são mais precisos que os obtidos pela visioelasticidade.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CERETTI, E., GIARDINI, C., ATTANASIO, A., 2004. **Experimental and simulative results in sheet incremental forming on CNC machines**. Journal of Materials Processing Technology 152, 176–184, Bergamo, Italy, 2004.
- [2] JESWIET, J., MICARI, F., HIRT, G., BRAMLEY, A., DUFLOU, J., ALLWOOD, J.: **Asymmetric single point incremental forming of sheet metal**. Annals of the CIRP 54/2, 628 – 650. 2005.
- [3] MALWAD, D. S., NANDEDKAR, V. S.: **Deformation Mechanism Analysis of Single Point Incremental Sheet Metal Forming**, International Conference on Materials Processing and Characterization, 3. 2014, p. 1505 – 1510, Nanded, India, 2014.
- [4] LANGELLA, A.; DURANTE, M.; FORMISANO, A.; MINUTOLO, F.M.C.: **The influence of tool rotation on an incremental forming process**, Department of Materials and Production Engineering, University of Naples Federico II, Naples, Italy, 2008.
- [5] REDDY, T. M., REDDY, A. C.: **Numerical investigation on the SPIF in 60-40 brass alloy to fabricate hyperbolic cups**, international journal for Advance Research in Science and Engineering, vol. 5, Ed. 11, 2016, p. 161 – 170, 2016, Hyderabad, India, 2016.
- [6] OLESIK, V.; PEPELNJAK, T.; NAJM, S. M.; PANITI, I.; MAJI, K.: **Emerging Trends in Single Point Incremental Sheet Forming of Lightweight Metals**, Metals 2021, 11, 1188.
- [7] SCHREIBER, R. G.; SOUSA, A. L. DE; SANTOS, E. M. DOS; FILHO, F. F.; NORBERTO, J. C.; MONDO, L. S. S.; CABRAL, T. H.; SCHAEFFER, L. **Incremental sheet forming parameters and applications: a review**, Brazilian Journal of Development, 58036–58060 (2022) 8 (8)

- [8] ZAVALA, J. M. D., ROMERO, O. M., ZUÑIGA, A. E., GUTIERREZ, H. M. L., TIJERINA, J. T.: **Investigation of tool wear in single point incremental sheet forming, Study of Friction and Wear Effects in Aluminum Parts Manufactured via Single Point Incremental Forming Process Using Petroleum and Vegetable Oil-Based Lubricants**, *Materials* 2021, 14, 3973.
- [9] SCHREIBER, R. G.; SCHAEFFER, L. **Manufacture of absorber fins for solar collector using incremental sheet forming**, *Journal of Materials Research and Technology*, 1132–1140 (2019) 8 (1)
- [10] SCHREIBER, R. G.; TEIXEIRA, A. R.; PEREIRA, R. S. F.; DA SILVA OSÓRIO, F.; SCHAEFFER, L. **Prototyping of absorber plate for solar collector by ISF and FSW processes**, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 1–12 (2021) 43 (7).
- [11] SCHREIBER, R. G.; ARALDI, A.; KINIZ JÚNIOR, M.; DALEFFE, A.; SCHAEFFER, L. **Failure criterion for SPIF based on mean stress**, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 1–11 (2022) 44 (5).
- [12] SCHREIBER, R. G.; JÚNIOR, M. K.; FILHO, F. F.; SCHAEFFER, L. **Influência dos parâmetros de estampagem incremental na estampabilidade de chapas de alumínio puro**, *Revista Materia*, (2022) 27 (1).
- [13] SILVA, P. J., ALVARES, A. J.: **Investigation of tool wear in single point incremental sheet forming**, *Journal of Engineering Manufacturing*, 234, p. 170-188, Brasília, Brasil, 2019.
- [14] SIDDIQI, M. U. R.; CONEY, J. R.; SIVASAWAMI, G.; AMIR, M.; BHATTACHARYA, R.: **Design and validation of a fixture for positive Incremental Sheet Forming**, *Journal of Engineering Manufacturing*, p. 1-15, UK, 2016.
- [15] BASTOS, J. P. A.; SADOWSKI, N.: **Electromagnetic Modeling by Finite Element Methods**, Florianópolis: Marcel Dekker, Inc., 497 p. 2003.
- [16] GAIO, J. C.; BACK, J. A.; SCHAEFFER, L.; ASSUNÇÃO, H.: **Finite Element Simulation of a Synchronous Wind Generator with Soft Magnetic Material Rotor**, *Journal Of Engineering Research*, [S.L.], v. 2, n. 16, p. 2-9, 27 jul. 2022.
- [17] DO, V.-C.; PHAM, Q.-T.; KIM, Y.-S. **Identification of forming limit curve at fracture in incremental sheet forming**, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 4445–4455 (2017) 92 (9–12).



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Aplicação de simulações computacionais ao desenvolvimento de processos de HotForming.

Eng. Leandro Guimarães Cardoso

Gerente Técnico – AutoForm do Brasil

leandro.cardoso@autoform.com.br

Resumo

Nos últimos anos a necessidade de redução do peso dos novos projetos de veículos, associada aos requisitos mais rigorosos de segurança e aos prazos cada vez menores de desenvolvimento, levaram à adoção de diversas novas tecnologias pelo setor automotivo. E entre estas estão a utilização de peças em aço de ultra-alta resistência produzidas através do processo de conformados e têmpera na ferramenta (Press Hardened Steel – PHS) e a simulação computacional dos processos de manufatura. Estas duas tecnologias estão ganhando hoje ainda maior importância com a ploriferação dos veículos elétricos, nos quais os requisitos de peso e resistência são ainda mais rigorosos.

Torna-se portanto muito importante que engenheiros, projetistas, processistas e outros profissionais do ramo automotivo e de seus fornecedores estejam atentos para este cenário e adquiram conhecimentos adequados sobre estas duas tecnologias, de forma a poderem identificar as oportunidades para seu emprego e estarem aptos a tomarem as decisões de projeto relativas a elas.

Neste trabalho serão apresentados o histórico de desenvolvimento e as vantagens da utilização de PHS em projetos automotivos, bem como a importância do uso das simulações no desenvolvimento dos processos de produção de peças produzidas com estes materiais e técnica de produção. Serão mostrados os diversos aspectos técnicos envolvidos na simulação deste tipo de processo, descrito o estado da arte nas simulações dos processos de conformação de peças nestes materiais e a forma como estas simulações podem ser aplicadas durante as diversas etapas do desenvolvimento de novos projetos de veículos e do ferramental de produção dos componentes.

Palavras-chave — Conceitos Básicos do PHS, Otimização de Peças, Desenvolvimento de Ferramentas, Resultados Obtidos.

1. MOTIVAÇÕES

Nas últimas décadas a evolução dos requisitos de conforto, desempenho, economia e segurança dos automóveis levou à necessidade do desenvolvimento de novas tecnologias que pudessem ao mesmo tempo reduzir o peso e aumentar a resistência das peças utilizadas nos veículos. E uma das inovações surgida já na década de 1980 e que vem avançando cada vez mais nos últimos anos é a tecnologia de produção de peças em aço martensítico de ultra-alta resistência, obtido através do processo de conformação à quente e têmpera na ferramenta (conhecido como PHS ou Press Hardening Steel).

Desenvolvida inicialmente na Suécia, esta tecnologia começou a ser utilizada de forma limitada em algumas peças, mas com o passar do tempo seu uso foi sendo expandido até compreender bem mais de um terço do peso da estrutura de alguns modelos atuais, como mostra a figura 1:

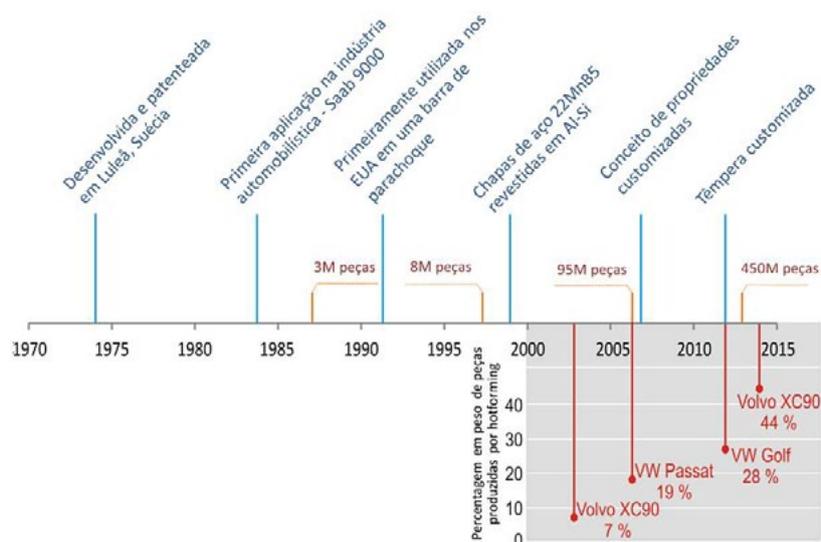


Figura-1: Histórico do desenvolvimento e da aplicação da tecnologia de hotforming na indústria automobilística mundial, desde a década de 1970 até hoje [1].

Contudo, devido às características próprias do processo de PHS, que é afetado por diversos fenômenos físicos específicos que não atuam no caso da tradicional conformação de chapas à frio, a produção de componentes estampados utilizando esta tecnologia exige a adequação de diversos detalhes que vão do projeto das peças ao processo de fabricação, passando pelo desenvolvimento de ferramentas com características bastante especiais. Isto torna bem mais complexo o desenvolvimento de componentes produzidos por esta tecnologia, demandando maior conhecimento e experiência dos especialistas envolvidos e a disponibilidade de recursos avançados que possam auxiliar na avaliação de potenciais dificuldades para a obtenção de peças que cumpram os requisitos esperados. E uma das principais ferramentas utilizadas neste caso é a simulação computacional, que torna possível identificar antecipadamente eventuais dificuldades durante a conformação ou a têmpera das peças produzidas com PHS permitindo a tomada de ações que possam resolver os potenciais problemas antes mesmo da definição final da geometria final da peça e do início do projeto detalhado das ferramentas.

Neste trabalho serão apresentados de forma geral os problemas que podem afetar o desenvolvimento de peças a serem produzidas pelo processo de PHS e como a aplicação da simulação numérica pode ajudar a resolvê-los.

2. CONCEITOS BÁSICOS DO PHS:

O processo de PHS objetiva basicamente a obtenção de peças em aço martensítico de ultra-alta resistência, na faixa de 1500 MPa na ruptura [2], o que permite a redução da espessura da chapa utilizada e conseqüentemente do peso final do componente. No entanto, em sua fase martensítica estes aços são demasiadamente duros e quebradiços para permitirem uma conformação significativa

e, portanto, o processo na verdade consiste na conformação de ligas especiais que originalmente tem sua micro-estrutura composta por alguma outra fase mais macia (ferrita/perlita ou austenita) e na posterior têmpera da peça ainda na ferramenta, de forma a se alcançar a micro-estrutura martensítica desejada. Os diagramas das figuras 2A e 2B mostram duas concepções que podem ser utilizadas neste tipo de processo:

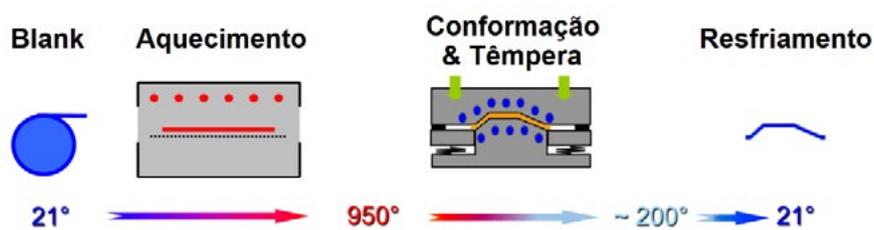


Figura-2A: Diagrama do processo de PHS direto.

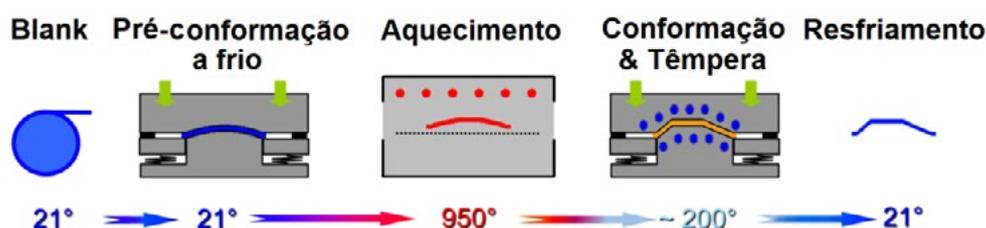


Figura-2B: Diagrama do processo de PHS indireto.

O material utilizado neste processo é a liga de aço 22MnB5, e a chapa inicialmente tem uma estrutura ferrítica/perlítica. Ela pode ser parcialmente conformada (processo indireto) ou não (processo direto), e depois é aquecida a temperaturas superiores a 800 graus de forma a que sua micro-estrutura é transformada para a fase de austenita. A chapa é então conformada a quente, enquanto ainda está austenitizada, e logo em seguida resfriada rapidamente para que a micro-estrutura seja convertida em martensita, gerando ao final uma peça de composta por uma material de resistência mais elevada que a dos aços tradicionais de estampagem que não poderia ser estampado à frio, de acordo com o diagrama mostrado na figura 3:

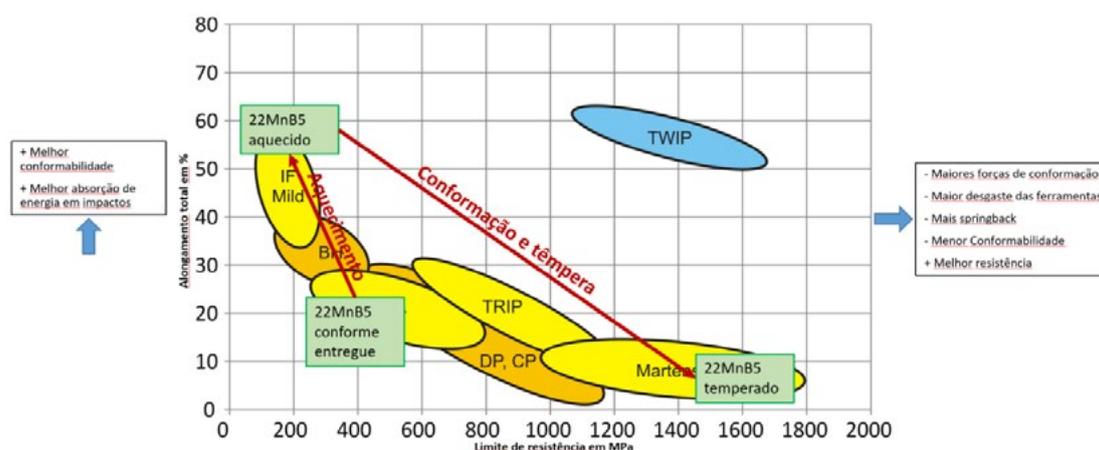


Figura-3: Diagrama de conformação por hotforming do aço 22MnB5.

A necessidade de se obter um resfriamento suficientemente rápido da chapa para garantir que ocorra a transformação total de sua micro-estrutura em martensita (processo conhecido como têmpera) exige que as ferramentas sejam refrigeradas por um fluxo de água fria e que um bom nível de pressão de contato entre as ferramentas e a chapa, para garantir um elevado coeficiente de troca de calor durante o resfriamento. Por isso a têmpera é efetuada com a prensa fechada com uma força razoável, o que implica em um ciclo de processo mais longo.

Após a têmpera da peça ser efetuada a baixa conformabilidade e a grande dureza da martensita resultante não mais permitem que as peças recebam modificações em sua forma (como flangeamento, calibração dimensional e etc...), então a forma final precisa ser obtida em um único estágio de conformação. Eventuais cortes e furos também só podem ser feitos mecanicamente com muita dificuldade e por isso em geral utiliza-se o corte a laser, que é bem mais lento e caro. Todos estes fatores implicam em uma série de restrições que devem ser consideradas durante o desenvolvimento de processos de hotforming. Além dos cuidados no projeto das peças em si, também os processos de estampagem e têmpera precisam ser definidos muito criteriosamente de forma a permitir que a peça seja conformada adequadamente apesar das limitações na restrição da corrida de chapa pois em geral os blanks são pré-recortados, o que impede o uso extensivo dos prensa-chapas e quebra-rugas comuns na conformação à frio. Também é preciso garantir que transformação martensítica seja completada dentro do tempo especificado para o processo, evitando ciclos de fabricação demasiadamente longos que encareceriam o produto final. Especial cuidado deve ser então tomado no projeto dos pisadores internos e insertos móveis que impedem o enrugamento da chapa, bem como no dos canais de refrigeração das ferramentas que garantem o seu rápido resfriamento.

Todos estes fatores tornam o processo de hotforming consideravelmente mais complexo que a conformação de chapas tradicional à frio, implicando na necessidade de ferramentas de simulação numérica para garantir o seu desenvolvimento bem sucedido. Os programas dedicados a este tipo de processo precisam considerar simultaneamente diversos fenômenos físicos diferentes, como a mudança dos coeficientes de troca de calor com o ambiente e as ferramentas em função da temperatura, as distâncias e pressões de contato, as mudanças nas propriedades do material com a temperatura, a taxa de deformação e o tipo de micro-estrutura, bem como as mudanças de fase do material em função da temperatura e do tempo. A figura 4 mostra, a título de exemplo, algumas das curvas que caracterizam a propriedade da chapa em função dos parâmetros mencionados acima:

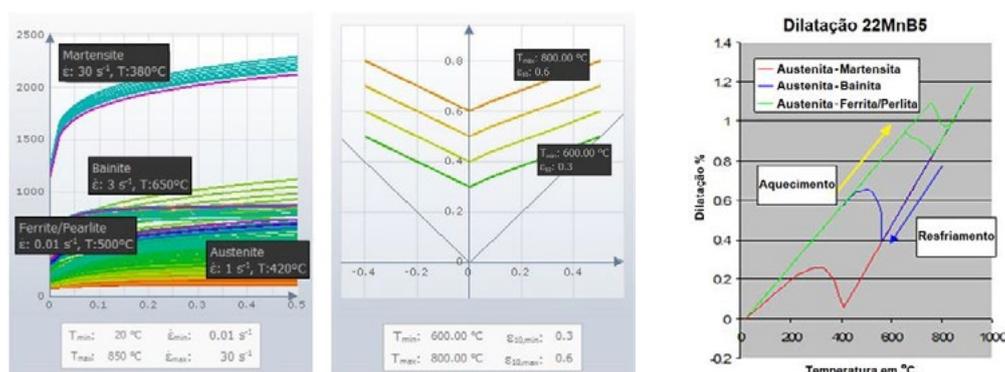


Figura-4: Curvas de caracterização de algumas das propriedades do material em função da temperatura, microestrutura e taxa de deformação.

Felizmente, os programas atuais utilizados nas simulações deste tipo de processo já estão bastante avançados e conseguem lidar com toda esta complexidade de forma adequada, efetuando todos os cálculos necessários para representar adequadamente estes fenômenos basicamente de forma transparente para o usuário. Este então não tem a necessidade de se preocupar com todos os detalhes dos modelos físicos e matemáticos envolvidos nas simulações, e pode se concentrar especificamente nos aspectos puramente tecnológicos do problema de desenvolver uma peça factível e um ferramental adequado para a sua produção, pensando apenas nos fatores que ele precisa considerar no mundo real, como a geometria da peça e os detalhes do processo.

3. PRIMEIRA ETAPA DA SIMULAÇÃO – ESTUDO DE VIABILIDADE DA PEÇA

O uso das simulações computacionais do processo de hotforming pode ser dividido em duas etapas, a serem aplicadas em etapas distintas do desenvolvimento da peça e do processo com diferentes objetivos. Em uma primeira etapa é necessário que a peça seja projetada de forma a tornar viável a sua produção por meio desta tecnologia de fabricação, com detalhes específicos que facilitem a

conformação nas condições esperadas. As figuras 6A e 6B mostram algumas das características desejadas de peças projetadas para o uso deste processo.

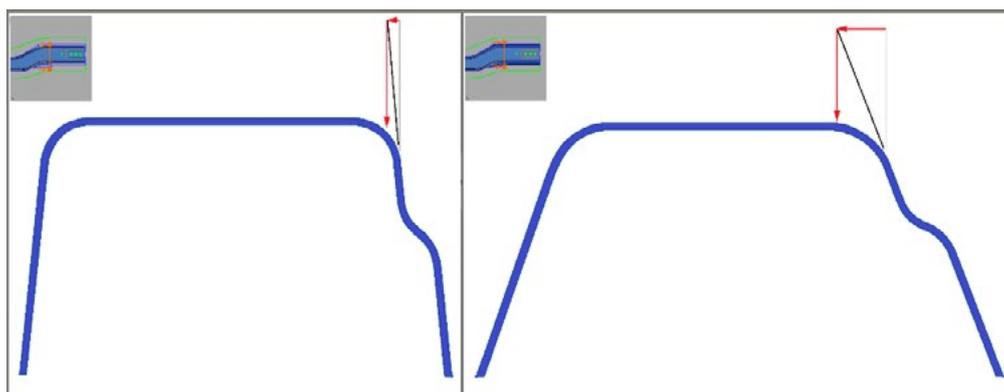


Figura-6A: Alteração dos ângulos de parede do produto.

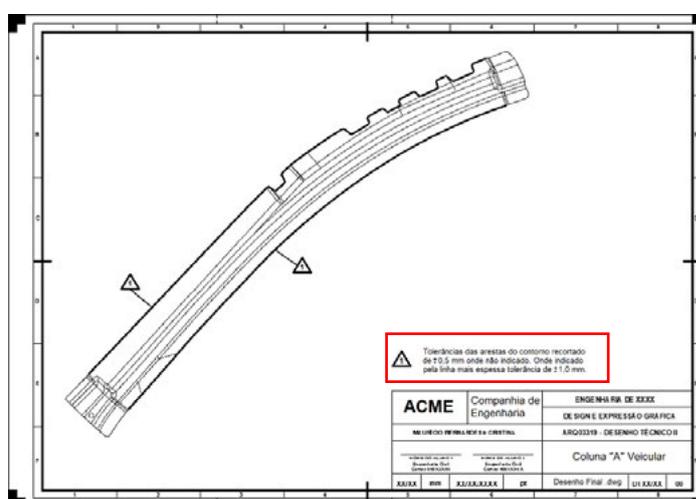


Figura-6B: Adaptação das tolerâncias do contorno da peça para permitir o uso de blank pré-cortado.

Uma vez o projeto da peça tendo sido adaptado a simulação numérica pode ser utilizada para identificar e resolver problemas potenciais através de modificações das geometrias tanto do produto quanto das ferramentas, além de se definir os ajustes mais adequados dos parâmetros do processo em si. Nesta primeira etapa o modelo de simulação utilizado pode ser simplificado visando-se ganhar agilidade e economizar tempo de cálculo, permitindo a execução de uma maior quantidade de testes que são necessários para se desenvolver o melhor processo. A quantidade de verificações e consequentemente de simulações a serem realizadas nesta fase pode chegar às dezenas para cada projeto e, portanto, o tempo se torna um fator importante.

Entre as simplificações possíveis do modelo de simulação, além do uso de parâmetros do solver que permitam a realização mais rápida dos cálculos matemáticos mesmo abrindo mão de um certo grau de acurácia, estão o uso de ferramentas com temperatura constante pré-determinada, a realização da análise em ciclo único desconsiderando o aquecimento progressivo das ferramentas e modelos mais simples de troca de calor (por exemplo, desprezando-se as variações do coeficiente de troca de calor entre as ferramentas e a chapa em função da folga entre elas). O que se busca neste estágio é a identificação de problemas críticos de estampagem como rugas, rupturas, desvios dimensionais e etc., que devem ser identificados e corrigidos. As figuras 7A, 7B e 7C mostram alguns dos problemas que podem ser abordados nesta fase:

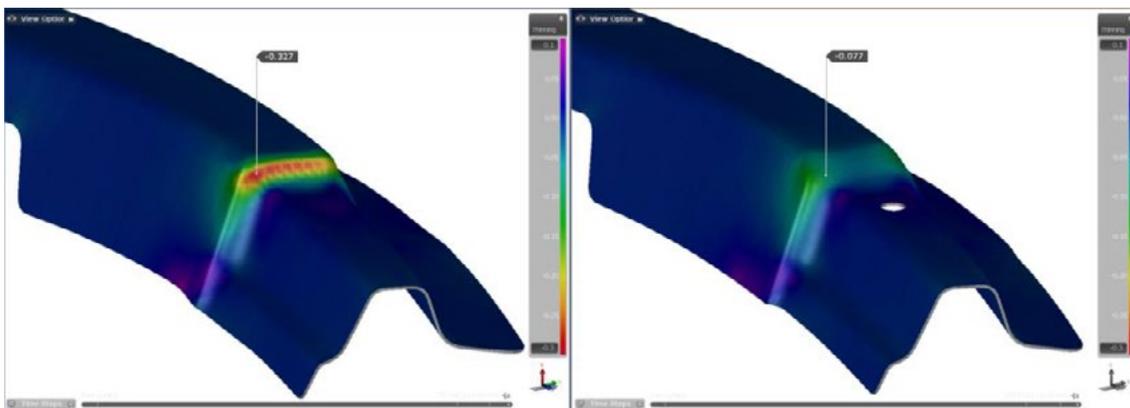


Figura-6A: Afinamento excessivo corrigido através de modificação da geometria do produto.

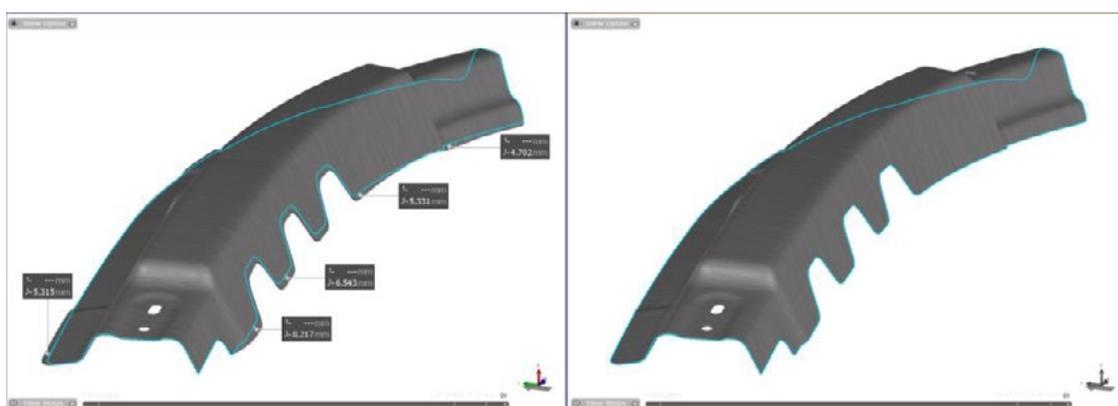


Figura-6B: Desvios dimensionais corrigidos com ajuste do contorno do blank pré-cortado.

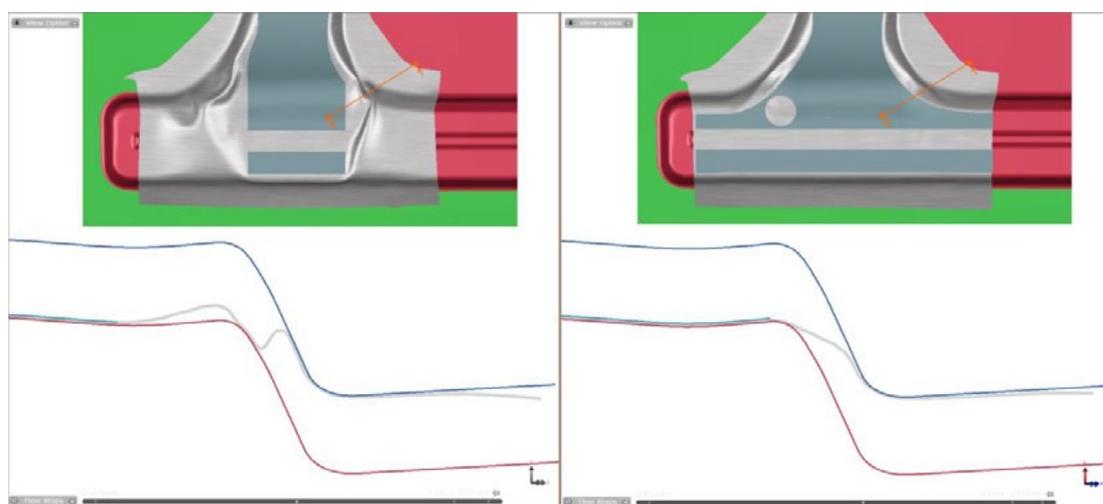


Figura-6C: Enrugamento da chapa corrigido através de modificação do pisador interno.

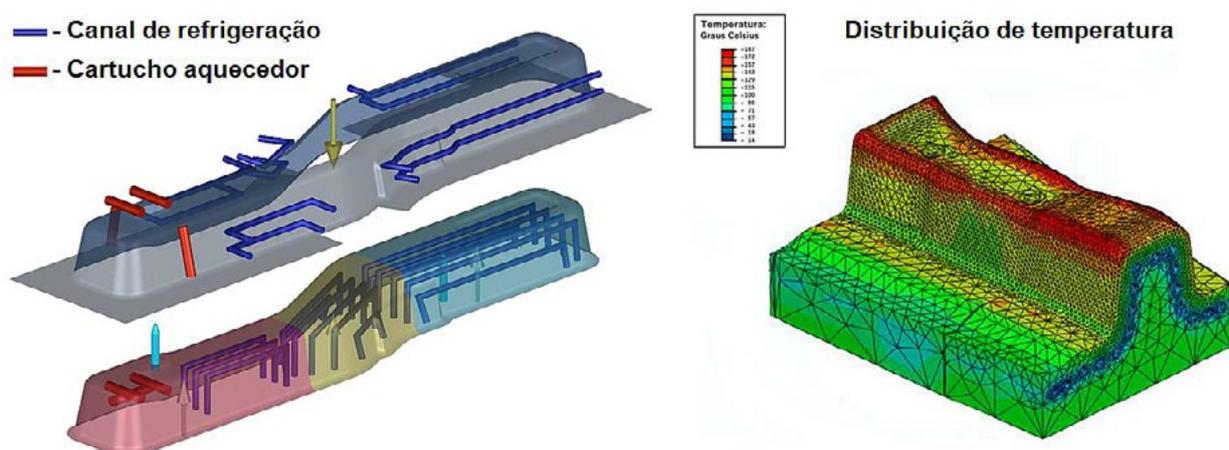
4. SEGUNDA ETAPA DA SIMULAÇÃO – DESENVOLVIMENTO DO FERRAMENTAL

Após terminada a primeira fase, com os detalhes da peça e do processo já bem definidos, é necessário desenvolver o projeto detalhado da ferramenta dando especial atenção à operação de têmpera. É preciso garantir o resfriamento rápido e homogêneo da chapa de forma a se obter a transformação completa da micro-estrutura em martensita enquanto a prensa ainda está fechada, o que não apenas permite que se obtenha a resistência adequada da peça como também evita eventuais distorções devidas à contração diferencial das outras fases do aço, como a perlita e a bainita, antes do resfriamento final. Para isso parâmetros de processo como a pressão de contato e a

duração do ciclo de têmpera precisam ser definidos com muito cuidado, assim como a distribui o mais adequada dos canais de refrigera o da ferramenta.

Nesta etapa, portanto, as simula es precisam ser efetuadas com o máximo de cuidado, utilizando os parâmetros de cáculo que garantam a maior acurácia possível do solver e considerando todos os detalhes relativos aos coeficientes de atrito, forças aplicadas pela prensa, ciclos de aquecimento, distribui o de temperaturas nas ferramentas, dimensões e posicionamento dos canais de refrigera o. Isso,   claro, implica em maiores tempos de cáculo para cada simula o, mas como o conceito do ferramental já foi definido na etapa anterior em geral a quantidade de simula es necessárias até o término do projeto será bem menor e o maior tempo de cáculo das simula es nesta etapa final não costuma ser um impedimento para seu uso.

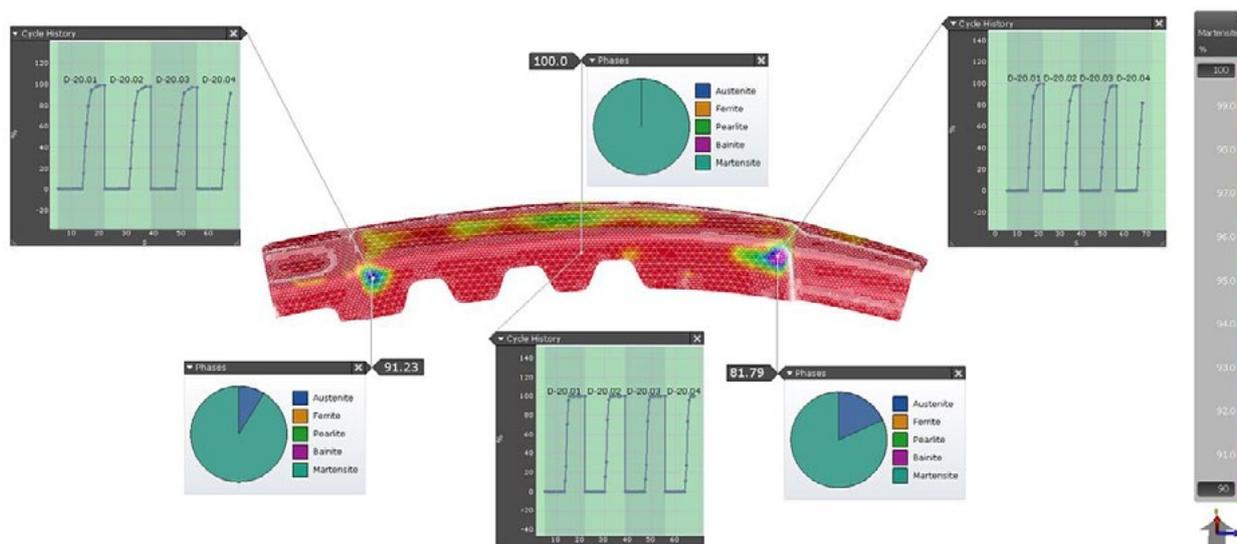
Os principais resultados que se procura nesta etapa são relativos   micro-estrutura da chapa após a têmpera, e para isso a distribui o dos canais de refrigera o deve ser definida de forma a garantir que esta micro-estrutura seja martensítica em todas as áreas desejadas da peça. Para se garantir a acurácia deste cáculo   fundamental a considera o da distribui o das temperaturas nas superfícies das ferramentas, que   um dos fatores a definir a taxa de troca de calor destas com a chapa e conseqüentemente a velocidade de resfriamento desta. Os ciclos de aquecimento e resfriamento também devem ser considerados, principalmente entre a ativa o inicial da linha e o ponto em que se atinge equilíbrio e as temperaturas passam a variar de forma estável. Tudo isso exige a utiliza o de uma malha de elementos finitos sólida para as ferramentas no modelo de simula o, em contraposi o   malha de elementos planos das ferramentas dos modelos mais simplificados em que a temperatura das superfícies   especificada ao invés de calculada (a malha da chapa   sempre plana). As imagens da figura 7 mostram exemplos de modelos com os canais de refrigera o e cartuchos aquecedores conforme definidos pelo usuário, bem como da malha sólida utilizada para representá-los e a distribui o de temperaturas obtida após o cáculo.



Figura–7: Modelos avançados de simula o do processo de hotforming, incluindo canais de refrigera o e cartuchos aquecedores, com o resultado do cáculo da distribui o de temperaturas das ferramentas.

Este tipo de modelo de elementos finitos tridimensional das ferramentas está disponível em diversos softwares de simula o, sendo que nos mais avançados sua gera o e o cáculo dos efeitos do escoamento do líquido refrigerante são transparentes para o usuário. Os resultados estas análises finais permitirão confirmar a adequa o do conceito do ferramental definido no projeto, incluindo a distribui o e diâmetro dos canais de refrigera o, a posi o mais adequada de cartuchos aquecedores e etc., fornecendo informa es fundamentais para a realiza o do projeto final detalhado das ferramentas.

Um exemplo do tipo de resultado final que pode ser obtido com estas simula es mais completas   apresentado na figura 8. Ela mostra a porcentagem de martensita obtida em cada região da peça ao longo de sucessivos ciclos de conforma o e têmpera, ainda na etapa de aquecimento das ferramentas.



Figura–8: Porcentagem de martensita na micro-estrutura da peça final após a têmpera, em sucessivos ciclos de conformação subsequentes à partida da linha.

5. CONCLUSÕES

Vimos então neste trabalho que o processo de PHS possui características que o tornam consideravelmente mais complexo do que a conformação tradicional à frio. Isto é devido às influências da temperatura e das diferentes fases pelas quais o material passa durante sua conformação, das limitações com relação à aplicação de cortes e da necessidade de se garantir um resfriamento rápido na etapa de têmpera. Por isso o desenvolvimento de ferramentas para este tipo de processo pode ser bastante complexo e o uso de simulações computacionais passa a ter importância fundamental.

A aplicação das simulações de forma adequada, dividindo o trabalho em duas fases sucessivas e complementares com diferentes abordagens, permite uma aplicação mais prática e objetiva dos recursos disponíveis nos softwares de simulação facilitando a obtenção dos resultados mais importantes em cada etapa do desenvolvimento do ferramental de forma ao mesmo tempo rápida e eficaz. Esta forma de trabalho possibilita a otimização das ferramentas para o processo de PHS de forma sistemática, enfrentando os potenciais problemas na sequência em que eles precisam ser resolvidos com o mínimo dispêndio de tempo e recursos de engenharia.

6. REFERÊNCIAS

- [1] Dados de acordo com: Lund (2009), Holzkamp (2011), Hund (2011), Lindh (2011), Bielz (2012), livro Warmumformung im Automobilbau, Verlag Moderne Industrie (2012).
- [2] <https://www.aquecimentoindustrial.com.br/phs-press-hardening-steel-a-realidade-da-tecnologia/>



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

Ferramentas de estampagem a quente com canais conformais: estudo de caso via simulação numérica

B.C.S. Silva ^(1, 2, 3)
L.F. Folle ^(1, 2)
L.F. Seixas ⁽¹⁾
F.A. Lora ⁽⁴⁾
R.S. Coelho ^(1,2)
G.F. Batalha ⁽³⁾

RESUMO

O uso de canais conformais em ferramentas para estampagem a quente tem como foco otimizar o ciclo térmico durante a etapa de têmpera do material estampado. A aplicação dessa tecnologia ainda apresenta alguns desafios, como rota de manufatura dos canais, relação entre desempenho térmico e parâmetros do processo, e propriedades finais das peças conformadas. Esse trabalho tem como objetivo utilizar a simulação numérica para avaliar o uso de canais conformais durante o processo de conformação e têmpera simultâneas (CTS). Foi utilizado o *software* Simufact Forming, a fim de avaliar a distribuição de temperatura na superfície das ferramentas e seu efeito na microestrutura da peça estampada. Os resultados das simulações confirmaram o potencial do uso dos canais conformais para extração de calor das matrizes, garantindo a formação de uma estrutura prioritariamente martensítica em um ciclo compatível com o praticado industrialmente. Investigações complementares necessitam ser realizadas para validação dos resultados experimentalmente.

Palavras-chave: Estampagem a quente, canais conformais, elementos finitos, manufatura aditiva.

⁽¹⁾ Centro Universitário SENAI CIMATEC, Salvador, Brasil.

⁽²⁾ SENAI CIMATEC - Instituto SENAI de Inovação (ISI) em Conformação e União de Materiais (CIMATEC ISI C&UM), Salvador, Brasil.

⁽³⁾ Universidade de São Paulo - Escola Politécnica, São Paulo, Brasil.

⁽⁴⁾ Departamento de Materiais, Universidade Federal do Recôncavo Baiano – UFRB, Feira de Santana, Brasil

ABSTRACT

The use of conformal channels in hot stamping tools aims to optimize the thermal cycle during the quenching stage of the formed material. The application of this technology still presents some challenges, such as the manufacturing method, the relationship between thermal performance and process parameters, and final properties of the formed parts. This work aims to use numerical simulation to evaluate the use of conformal channels during the simultaneous forming and quenching (SFQ) process. Simufact Forming software was used to evaluate the temperature distribution on tool surfaces and its effect on the microstructure of the stamped part. Simulation results confirmed the potential of using conformal channels to extract heat from the tools, ensuring the formation of a mostly martensitic structure in an industrially compatible cycle. Complementary investigations need to be carried out to validate the results experimentally.

Keywords: Hot stamping, conformal channels, finite elements, additive manufacturing.

1. INTRODUÇÃO

A estampagem a quente direta deriva da combinação dos processos de forjamento a quente e estampagem a frio. Nesse processo, a chapa metálica é previamente aquecida até apresentar uma microestrutura austenítica e subsequentemente submetida a um processo de conformação com resfriamento simultâneo, possibilitando a têmpera do material na própria matriz de estampagem. Por esse motivo, esse processo também é conhecido como CTS (Conformação e Têmpera Simultâneas), além de apresentar outros termos, como *Press hardening* (Endurecimento em prensa) ou *Hot press forming* (Conformação por prensagem a quente) [1]. Nos processos de estampagem a quente, a característica de maior atenção é o controle do resfriamento, pois afeta a qualidade da peça final, a eficiência energética do processo, a ocorrência de defeitos e o ciclo de processo [2]. Os canais de resfriamento são os componentes responsáveis por regular a transferência de calor na estampagem a quente, e geralmente são fabricados por usinagem, apresentando geometrias retas e simplificadas, por ser uma maneira tecnicamente mais acessível e econômica de fabricação. No entanto, os canais convencionais ou retos não são capazes de acompanhar a geometria da peça em matrizes para a produção de componentes complexos e, conseqüentemente, não garantem uma transferência de calor uniforme em toda a superfície da chapa, podendo levar a ciclos de processo mais longos, resfriamento desigual e possíveis problemas associados às deformações e ao não atendimento a requisitos mecânicos. Para contornar estes aspectos, canais conformais (CC) podem ser aplicados. Os CC são projetados com geometrias curvas, geralmente com distâncias constantes da superfície da cavidade que seguem a forma (ou contorno) da superfície mais próxima, conforme é demonstrado na Figura 1 [2].

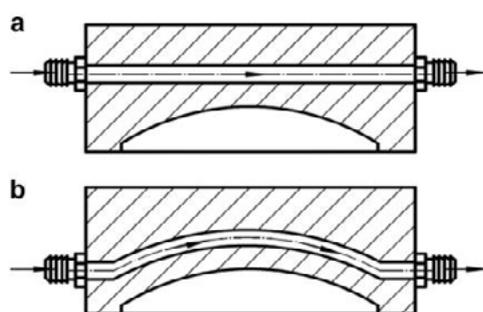


Figura 2. Exemplos de canais de resfriamento a) convencional (reto) e b) conformal. [2]

Sendo um conceito promissor, a aplicação de canais conformais em ferramentas de estampagem a quente ainda apresenta alguns desafios relativos ao desenvolvimento do projeto dos canais, de forma a se entender como otimizá-los, para uma melhor relação entre os parâmetros do processo, o desempenho térmico e as propriedades finais das peças estampadas. Dentre as diferentes rotas de fabricação de ferramentas com canais conformais, a que se destaca pela maior liberdade de projeto é a manufatura aditiva (MA). Dentro deste contexto, esse trabalho teve como objetivo mapear as tendências e o estado da arte acerca da utilização de canais conformais em ferramentas de estampagem a quente e aplicar a simulação numérica para investigar a aplicação de canais conformais em uma ferramenta de CTS para uma geometria complexa.

2. MATERIAIS E METODOLOGIA

2.1. Mapeamento do estado da arte

Para o levantamento bibliográfico, os dados anuais das publicações relacionadas aos canais conformais foram coletados da base de dados da plataforma Web of Science (WoS), considerada uma base muito relevante para análise bibliométrica, pois abrange periódicos indexados em diversas áreas do conhecimento, além de ser a mais utilizada e estabelecida, abrangendo mais de 70 milhões de documentos [3]. A busca foi realizada no dia 16 de maio de 2022, utilizando o termo de busca “(*conformal cooling*” OR “*conforming cooling systems*” OR “*conformal channels*” OR “*conformal ducts*”) AND (“*hot stamping*” OR “*press hardening*”)”. A busca foi configurada para considerar apenas artigos e anais na categoria “tópico”, que explora termos no título, resumo e palavras-chave dos tipos de documentos selecionados. O gráfico de número de publicações por ano foi gerado com base nos dados extraídos diretamente dos resultados da pesquisa.

2.2. Materiais

Como material das ferramentas, considerou-se o EOS MaragingSteel MS1 Powder, material com propriedades adequadas para ferramentas para trabalho a quente, utilizado no processo de manufatura aditiva via fusão em leito de pó a laser (PBF-L). Esse material possui composição química em conformidade com as classificações 18%Ni Maraging 300 (Estados Unidos), 1.2709 (Europa) e X3NiCoMoTi 18-9-5 (Alemanha). Esse tipo de aço pode ser facilmente tratado termicamente por um processo de endurecimento por envelhecimento, o que proporciona excelentes valores de dureza e resistência mecânica. Os dados do material foram obtidos da biblioteca do Simufact Forming. O processo de estampagem a quente foi simulado numericamente utilizando propriedades de chapas de aço 22MnB5 (PHS1500) como material da geratriz, com espessura de 1,8 mm. As propriedades do material também foram obtidas da biblioteca do *software*.

2.3. Projeto conceitual das matrizes

O projeto da matriz de CTS levou em consideração uma geometria relativamente complexa que justificasse o uso de canais conformais, conforme apresentado na Figura 2(a). A Figura 2(b) mostra uma versão da matriz para essa mesma geometria, porém, utilizando canais convencionais (retos). Essa infraestrutura está disponível no SENAI CIMATEC e será utilizada em estudo futuro para análise comparativa via simulação física do desempenho da CTS com a matriz com canais conformais.

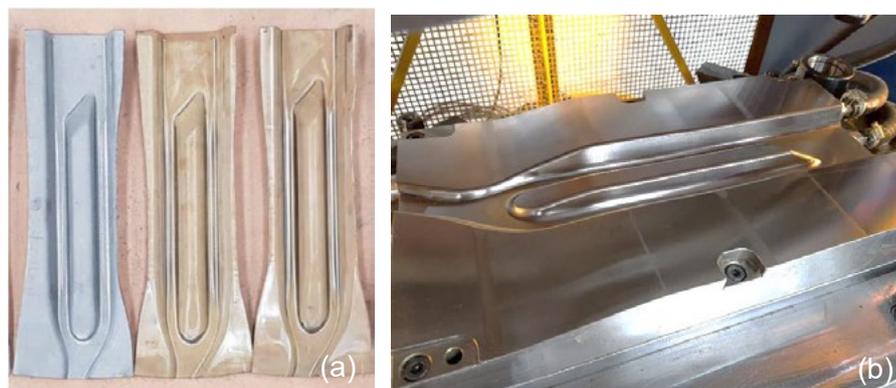


Figura 2. Geometria selecionada para projeto da matriz de CTS com canais conformais: (a) Geometria da peça; (b) Versão da ferramenta com canais convencionais para posterior comparação.

O projeto da matriz com canais conformais prevê, futuramente, sua fabricação por manufatura aditiva utilizando tecnologia de fusão em leito de pó a laser (PBF-L), a qual permite maior liberdade de fabricação. O dimensionamento da quantidade e diâmetro dos canais levou em consideração as equações de modelagem estudadas e validadas por Muvunzi *et al.* [4], as quais têm o intuito de otimizar a distribuição dos canais uniformemente ao longo do comprimento da ferramenta e melhorar a troca térmica. Adequações foram realizadas para atender as características da matriz em questão. A Tabela 1 indica os principais parâmetros utilizados para o projeto dos canais de resfriamento da matriz.

Tabela 1. Configuração utilizada para o projeto dos canais conformais.

Parâmetro	Valor
Diâmetro dos canais (d)	10 mm
Distância do centro dos canais até a superfície da matriz (Z)	14 mm
Distância mínima entre os centros dos canais (Y)	43 mm

2.4. Simulação numérica do processo de estampagem a quente

Foi utilizado o *software* Simufact Forming para a realização das simulações numéricas do processo de estampagem a quente. O programa permite uma análise pelo método de elementos finitos (FE) configurada para simulação 3D com elementos sólidos e casca, no módulo de “*sheet metal forming*”, tipo de processo como estampagem com transferência térmica nas matrizes superior e inferior. O objetivo da simulação consistiu em analisar os efeitos dos canais conformais e do material MS1 durante o processo de CTS. A simulação considerou as etapas de conformação e de resfriamento, com temperatura ambiente de 25°C e temperatura inicial de chapa de 800°C, em conformidade com o processo de estampagem a quente em escala industrial. Foi configurado o modelo de Coulomb para representação das condições de atrito com valor do coeficiente igual a 0,4.

Na chapa, com 1,8 mm de espessura, a malha aplicada foi a de “Sheetmesh”, com dimensão de 3 mm com cinco pontos de integração na espessura. Para a simulação da transferência de calor durante a CTS, foram considerados dutos rígidos nas matrizes que atuam como elementos extratores de calor a uma taxa de 1000 W/m²K, compatível com a pressão de contato atuante no processo [6]. Para fins de simplificação, a temperatura da matriz foi considerada a mesma temperatura do fluido. A Tabela 2 ilustra os parâmetros de processo utilizados para a realização das simulações, selecionados com base em resultados da literatura e em valores utilizados industrialmente.

Tabela 2. Parâmetros de processo utilizados para a realização das simulações.

Parâmetro	Valor
Temperatura da chapa no início da conformação	800°C
Temperatura inicial da matriz	25°C
Velocidade de estampagem	25 mm/s
Coefficiente de troca de calor com a peça a ser estampada	1000 W/m ² K

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Mapeamento do estado da arte

A Figura 3 evidencia a quantidade de publicações para os termos de busca considerando trabalhos que correlacionam canais conformais com o processo de estampagem a quente. Apesar do número ainda reduzido de trabalhos publicados, as pesquisas relacionando canais conformais à estampagem a quente tem apresentado um crescimento significativo nos últimos anos. Dentre as pesquisas mapeadas, destacam-se, a seguir, três trabalhos que possuem complementaridades ao estudo deste artigo.

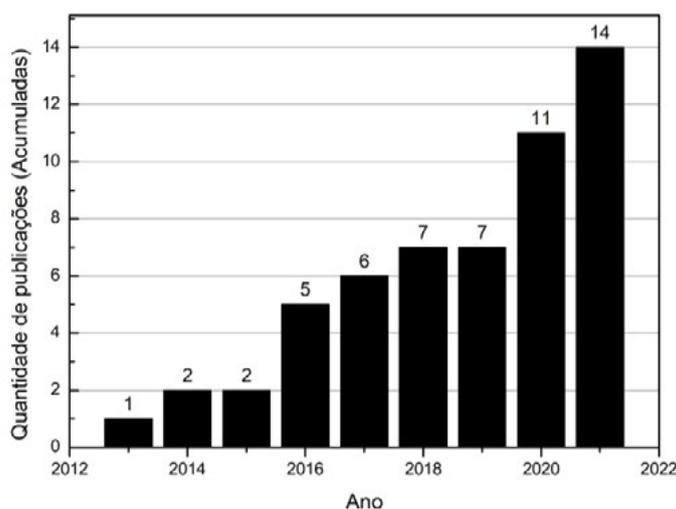


Figura 3. Quantidade de publicações acumuladas relacionando Canais Conformais (CC) e Estampagem a quente.

Danielczyk e Wróbel [7] desenvolveram uma ferramenta para estampagem a quente de barras de reforço laterais de portas automotivas de aço 22MnB5. Para a análise do sistema de resfriamento, eles utilizaram primeiramente o *software* Autoform. O resultado dessa análise serviu como base para o desenvolvimento do projeto da ferramenta. Em um segundo estágio, com um modelo tridimensional da ferramenta, simulações computacionais de dinâmica de fluido (*Computational Fluid Dynamics – CFD*) para o resfriamento foram conduzidas no *software* Siemens Simcenter. Alterações no posicionamento e no diâmetro dos canais eram realizadas caso houvesse áreas na superfície da ferramenta com temperaturas acima de 200°C durante a simulação. A configuração otimizada foi, então, projetada em modelos tridimensionais das matrizes de estampagem, os quais foram discretizados para a análise mais robusta, utilizando-se malhas com elementos do tipo TETRA4 de 8 mm, com refinamento para 1 mm em regiões mais críticas, como as camadas superficiais dos canais de resfriamento e regiões de aderência entre a chapa metálica e a matriz. A malha do fluido foi definida com tamanho de 1 mm.

Para validação experimental, ferramentas foram fabricadas por manufatura aditiva. Porém, não há detalhes sobre o processo de fabricação. Por fim, peças de aço 22MnB5 foram estampadas, e as temperaturas foram medidas durante o processo real. Comparando-se a distribuição de temperaturas simuladas pelo Autoform e por CFD, houve pontos com discrepâncias tão altas quanto 40°C, o que foi explicado pelas aproximações adotadas pelo Autoform. Porém, a simulação preliminar continua sendo essencial para definir parâmetros iniciais de projeto, que podem ser refinados na simulação posterior e mais precisa. As temperaturas reais do processo ficaram muito próximas às simuladas por CFD. A Figura mostra a comparação entre os resultados da simulação e as temperaturas reais medidas na matriz durante o processamento.

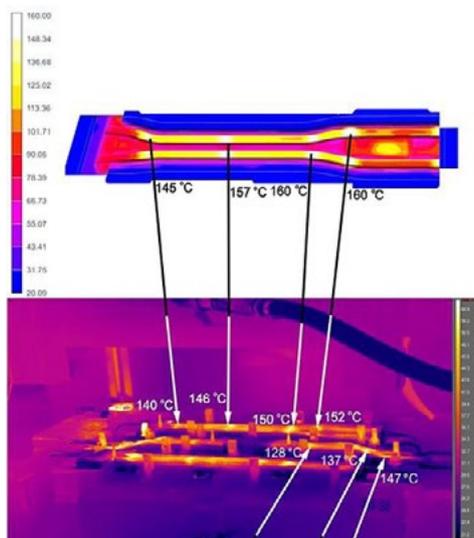


Figura 4. Comparação entre as temperaturas medidas durante o processo e as simuladas computacionalmente [7].

Pujante, González e Garcia-Llamas [8] compararam o desempenho de modelos de matrizes para estampagem a quente de um aço Usibor® 1500 recoberto com Al-Si fabricadas pelo método convencional (aço ferramenta QRO90 com dureza de 50-52 HRC) e por manufatura aditiva (aço maraging MS1 com dureza de 52-54 HRC). As ferramentas simplificadas foram utilizadas para estampar uma chapa em formato de chapéu. Em termos de desgaste, ambas as ferramentas apresentaram desempenhos comparáveis no mecanismo de desgaste adesivo, com uma ligeira vantagem da ferramenta convencional no mecanismo de desgaste abrasivo. Cortina *et al.* [9] estudaram a fabricação de canais de resfriamento por deposição de metal fundido. Como substrato, foi utilizado um aço CR7V-L usinado para a inserção de um canal reto e para a preparação do segundo canal, que foi consolidado pela deposição de uma camada intermediária de aço 316L e demais camadas de aço AISI H13. A estratégia de deposição do aço H13 foi em zigue-zague com rotação de 90° entre camadas. Testes de ciclagem térmica mostraram que a capacidade de resfriamento do canal fabricado por MA é ligeiramente inferior à do usinado. Esta diferença, porém, é praticamente desprezível, correspondendo a uma diferença de 5°C entre os perfis térmicos em ambos os canais. Tal diferença foi atribuída à presença da camada intermediária de aço 316L, a qual foi inserida para diminuir a suscetibilidade ao trincamento da peça durante a deposição pela ocorrência de tensões residuais.

3.2. Projeto das matrizes

A Figura 5 ilustra a vista isométrica da matriz CTS, com destaque para os canais conformais. Para este projeto, foi utilizado como base um modelo de ferramenta onde os canais conformais foram ajustados, visando a acompanhar sua geometria, de forma que todos os canais permanecessem igualmente distanciados entre si e da superfície de contato da ferramenta.

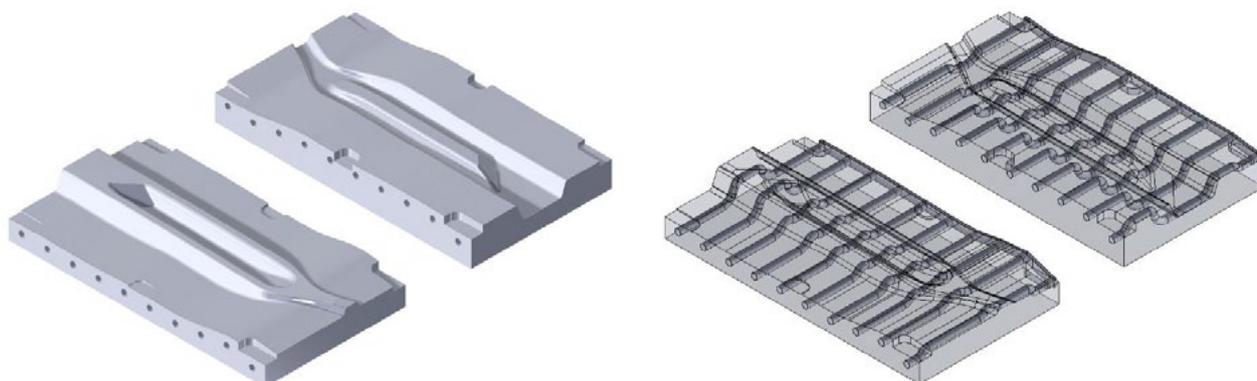


Figura 5. Projeto da matriz de CTS com canais conformais.

3.3. Análise da simulação

Através do modelo numérico simulado, o processo de estampagem a quente com transformação martensítica completa ocorreu em um tempo de 11 segundos, resultado compatível com outras constatações obtidas em diferentes estudos com aplicações de canais conformais [7, 8, 9]. A Figura 6 apresenta a distribuição de temperatura em quatro pontos da matriz superior no tempo de 11 segundos, demonstrando que a ferramenta apresentava uma temperatura máxima de 155°C neste momento, resultado próximo ao obtido por Danielczyk e Wróbel [7]. A distribuição de temperatura ao longo da matriz e o tempo de resfriamento demonstraram ser compatíveis com resultados obtidos na estampagem a quente em matrizes com canais convencionais, comportamento também já observado em outros estudos [7, 8, 9]. A otimização do modelo e dos parâmetros da simulação, como a utilização de um maior valor de coeficiente de troca de calor interfacial, tende a aumentar a eficiência da troca térmica e reduzir o tempo de processo, o que indica que o modelo de canais conformais possui potencial para contribuir com o aumento da eficiência. Análises mais aprofundadas necessitam ser realizadas para otimizar o projeto dos canais, de forma que se obtenha uma redução no tempo de resfriamento e, conseqüentemente, dos ciclos térmicos.

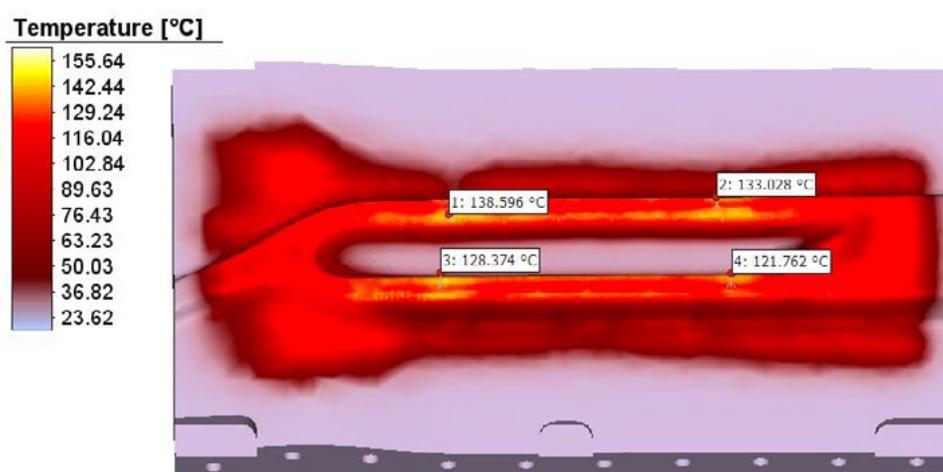


Figura 6. Distribuição de temperatura na matriz superior no tempo de 11 s da simulação, no qual o processo de têmpera é alcançado.

A Figura 7 apresenta a composição, em porcentagem da fase martensítica, no tempo de 11 s na peça estampada. Os resultados indicam que a peça alcançou uma microestrutura praticamente totalmente martensítica, com um valor mínimo de martensita de 97,68% em uma região na qual foi identificado um possível mau contato entre a ferramenta e a chapa, podendo afetar a transferência de calor no resfriamento, o que requer maiores análises quanto ao projeto da ferramenta e da peça para

melhorar o contato nesta região.

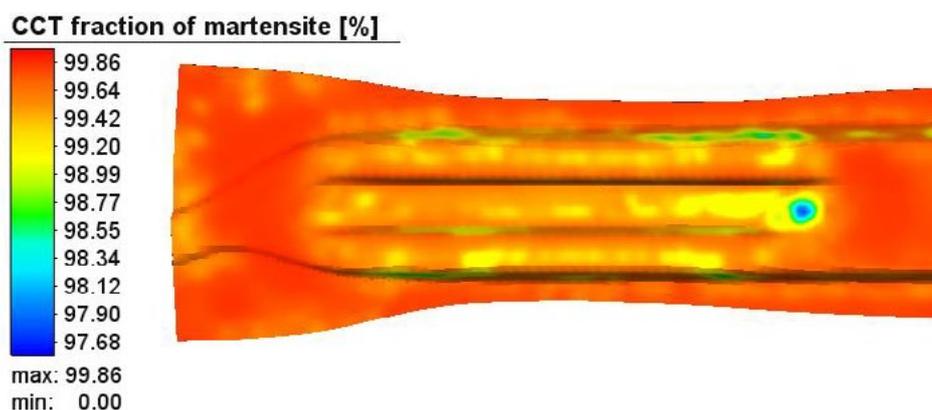


Figura 7. Percentual de martensita na chapa de 22MnB5 previsto pela simulação, indicando uma microestrutura majoritariamente martensítica a partir de 11 s durante o processo de resfriamento.

4. CONCLUSÕES

O levantamento bibliográfico realizado referente ao estado da arte sobre canais conformais em ferramentas de CTS indica um grande potencial para a aplicação deste conceito, principalmente visando à otimização dos ciclos do processo, pela redução do tempo de resfriamento, com aferições obtidas por meio de simulações e em ferramentas de teste reais.

A simulação aplicada em uma ferramenta de teste possibilitou identificar que canais conformais apresentam desempenho satisfatório para o processo de CTS. Maiores estudos precisam ser realizados para otimizar o projeto de ferramenta e dos canais conformais, visando a otimizar a transferência de calor. Etapas subsequentes necessitarão ser realizadas para validação dos resultados em nível experimental, utilizando matrizes de teste fabricadas por manufatura aditiva.

Referências

- [1] BILLUR, E. Ed., Hot stamping of ultra-high strength steels. Springer Nature Switzerland, 2019.
- [2] FENG, S. KAMAT, A.M. PEI, Y. Design and fabrication of conformal cooling channels in molds Review and progress updates. International Journal of Heat and Mass Transfer. 171. 2021.
- [3] SINGH, V.K. SINGH, P. KARMAKAR, M. LETA, J. MAYR, P. The journal coverage of Web of Science, Scopus and Dimensions: A comparative analysis. Scientometrics, V.126, P.5113–5142. 2021.
- [4] MUVUNZI, R. DIMITROV, D.M. MATOPE, S. HARMS, T. A case study on the design of a hot stamping tool with conformal cooling channels. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. V. 114, p.1833–1846. 2021.
- [5] HU, P. YING, L. LIAO, Z. Effect of oxide scale on temperature-dependent interfacial heat transfer in hot stamping process. Journal of Materials Processing Technology. V. 213. P. 1475-1483. 2013.
- [6] CHANG, Y. TANG, X. ZHAO, K. HU, P. WU, Y. Investigation of the factors influencing the interfacial heat transfer coefficient in hot stamping. Journal of Materials Processing Technology.
- [7] DANIELCZYK, P., & WRÓBEL, I. Analysis of hot stamping tool cooling system—a case study. Materials, V.14, 2759. 2021.
- [8] PUJANTE, J., GONZÁLEZ, B., & GARCIA-LLAMAS, E. Pilot demonstration of hot sheet metal forming using 3D printed dies. Materials, V.14, 5695. 2021.v. 228. P. 25-33. 2016.
- [9] CORTINA, M. ARRIZUBIETA, J.I. CALLEJA, A. UKAR, E. ALBERDI, A. Case study to illustrate the potential of conformal cooling channels for hot stamping dies manufactured using hybrid process of laser metal deposition (LMD) and milling. Metals, 8, 102. 2018.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

CORRELAÇÃO ENTRE DUREZA AO RISCO E DUREZA ESTÁTICA DE AÇOS FERRAMENTA PARA ESTAMPAGEM A QUENTE

Rogério Breganon ⁽¹⁾
Francisco Arieta ⁽²⁾
Giuseppe Pintaúde ⁽³⁾

RESUMO

A utilização de estampagem a quente é uma crescente na fabricação de peças automotivas, portanto a influência do processamento e o desenvolvimento de novos materiais que permitam maior produtividade e maior vida útil de ferramentas vem sendo estudados ao longo dos anos. Para isso, o presente trabalho apresenta como proposta o estudo voltado para a ferramenta, considerando aços ferramenta convencionais e aços especiais, e o tratamento térmico, utilizados em moldes para estampagem a quente de aços para indústria automobilística. As caracterizações dos aços ferramenta 1.2344 (H13, X40CrMnV5-1), 1.2367 (X38CrMoV5-3), WP7V e CP2M®, foram realizadas após os tratamentos térmicos de têmpera em banho de sais, com temperatura de austenitização em 1050°C e triplo revenimento de 2 horas cada, sendo as temperaturas de revenimento selecionadas em função das faixas de durezas de 50 a 53 HRC, 55 a 56 HRC e 58 HRC apresentadas no estudo. Serão apresentadas as metalografias, por microscopia eletrônica de varredura, a difração de Raios-X, a composição química dos aços ferramenta e por fim verificar a correlação das medidas de dureza (HRC), microdureza Vickers (HV₃₀₀) e dureza ao risco (Hs), além dos valores de coeficiente de atrito (COF). Para o ensaio de riscamento foi utilizado um tribômetro com indentador de diamante tipo Rockwell, com raio de 200 µm, sem lubrificação, com velocidade de deslocamento de 0,17 mm/s e carga constante de 8 N. Todos os riscos foram avaliados usando interferometria, para obter as medidas das larguras das trilhas. O estudo mostrou que existe a correlação significativa ($R^2=0,85$) entre as durezas e uma razão de $Hs=1,94HV$ para os materiais e as condições do estudo.

Palavras chave — Aços ferramenta; estampagem a quente; dureza ao risco; dureza estática.

- ⁽¹⁾ Doutorando. Laboratório de superfícies e contato (LASC), UTFPR – Universidade Tecnológica Federal do Paraná / IFPR – Instituto Federal do Paraná.
⁽²⁾ Doutor. Technical Services Manager, Special Steels. Brazil, Dörrenberg Edelstahl, Germany.
⁽³⁾ Prof. Titular Doutor. Laboratório de superfícies e contato (LASC), UTFPR – Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

ABSTRACT

The use of hot stamping is increasing in the manufacture of automotive parts, so the influence of processing and the development of new materials that allow greater productivity and longer tool life has been studied over the years. For this, the present work presents as a proposal the study focused on the tool, considering conventional tool steels and special steels, and the heat treatment, used in molds for hot stamping of steels for the automotive industry. The characterizations of tool steels 1.2344 (H13, X40CrMnV5-1), 1.2367 (X38CrMoV5-3), WP7V and CP2M®, were carried out after the heat treatments of quenching in a salt bath, with austenitization temperature at 1050°C and triple tempering. of 2 hours each, being the tempering temperatures selected according to the hardness ranges from 50 to 53 HRC, 55 to 56 HRC and 58 HRC presented in the study. The metallographies, by scanning electron microscopy, the X-rays diffraction, the chemical composition of the tool steels will be presented and finally, to verify the correlation of the measures of hardness (HRC), Vickers microhardness (HV₃₀₀) and scratch hardness (Hs), in addition to the coefficient of friction (COF) values. For the scratch test, a Rockwell-type diamond indenter tribometer was used, with a radius of 200 µm, without lubrication, with a displacement speed of 0.17 mm/s and a constant load of 8 N. All scratches were evaluated using interferometry, to get the measurements of the track widths. The study showed that there is a significant correlation ($R^2=0.85$) between hardness and a ratio of $Hs=1.94HV$ for the materials and conditions of the study.

Key words — Tool steels; hot stamping; scratch hardness; static hardness.

1. INTRODUÇÃO

A estampagem a quente é a tecnologia mais importante para a produção em série de peças estruturais da carroceria automotiva, *body-in-white*, com perspectiva de um crescente aumento. [1]

Há cerca de uma década, seguindo a tendência de crescente importância da estampagem a quente, os aços ferramenta ganharam significativo interesse científico, consequentemente diferentes aços ferramentas para trabalho a quente foram desenvolvidos visando uma combinação otimizada de propriedades voltada para o equilíbrio das propriedades físicas e mecânicas. Esses aços são caracterizados por apresentarem elevadas dureza e resistência, normalmente aliadas à boa tenacidade e manutenção das propriedades de resistência mecânica, em temperaturas elevadas. [2]

Atualmente os estudos publicados usando diferentes materiais de ferramentas com diferentes valores de dureza em relação à influência no comportamento do atrito e desgaste ainda não foram totalmente investigados experimentalmente, portanto a comparabilidade dos resultados publicados é limitada. [2]

Wei et. al. [3] classificou a resistência ao desgaste como dependente da dureza e a resistência à fratura dos aços ferramenta. A alta resistência ao desgaste dos aços ferramenta tratados termicamente é atribuída à dureza da fase da matriz, principalmente martensita, e à quantidade e tipo de carbonetos, como o cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio que permanecem não dissolvidos na matriz. [4]

Estudos anteriores investigaram essas correlações entre dureza ao risco e dureza estática sendo essas correlações, na escala nano ou micro para diversos materiais e condições, demonstrando discrepância nos valores apresentados. Adler et. al. [5] correlacionaram a dureza ao risco medida com indentador esférico de 200 µm de raio e a dureza Vickers do aço inoxidável 304 obtendo uma relação linear de $Hs=1,28HV$. Ichimura e Rodrigo [6,7] em seus estudos, utilizando indentador esférico de 200 µm de raio para dureza ao risco, obtiveram uma correlação de $Hs=0,7HV$. Hanna et. al. [8] concluiu para os 5 diferentes materiais do seu estudo que a razão entre nanoindentação e dureza a risco HI/Hs aproximam-se de um valor constante abaixo de 1. Outras correlações também foram estudadas utilizando o ensaio de riscamento linear e as medidas de dureza, conforme Kusakabe et. al. [9] analisando a relação para adesão de filmes finos, obtendo uma correlação de $R^2=0,31$. Beegan et.al. [10] comparando as medidas de nanoindentação e dureza ao risco, concluíram uma boa correlação, sendo $Hs=1,13Hnht$.

Neste estudo, será apresentado a caracterização dos quatro aços ferramenta para trabalho a quente, considerando a composição química, difratograma e microestrutura, afim de verificar os resultados do tratamento térmico em cada material e condição de estudo. Também serão analisados

como propriedade mecânica dos aços ferramenta, os valores de dureza, microdureza e dureza ao risco, estabelecendo uma correlação entre a dureza ao risco e a dureza estática. E por fim, serão apresentados os valores e o comportamento do coeficiente de atrito.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Aços ferramenta

Neste trabalho foram utilizados os aços ferramenta para trabalho a quente, 1.2344, 1.2367, WP7V e CP2M®, usinados nas dimensões 19x18x8mm. Na tabela 1 são apresentados os resultados de composição química dos aços, através do ensaio de espectrometria de emissão óptica realizado conforme IT21 – Ensaio de Espectrometria BRUKER – Rev 03 – Padrão: NIST 1763 com condições ambientais durante o ensaio de 21°C de temperatura e 64% de umidade e norma de referência ASTM E415-2017.

Tabela 1: Composição química dos aços ferramentas.

Material	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	S	P
1.2344	0,365	0,933	0,354	4,888	0,999	0,898	0,057	0,014	0,012
1.2367	0,338	0,430	0,383	4,829	2,943	0,510	0,140	0,011	0,018
WP7V	0,466	0,869	0,373	7,361	1,110	1,215	0,119	0,012	0,020
CP2M®	0,600	0,156	0,228	1,664	3,177	0,858	0,974	0,014	0,015

As amostras dos aços ferramenta foram processadas termicamente, por meio dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, utilizando temperatura de 1050°C para austenitização dos materiais durante 20 minutos. Após a têmpera foram realizados 3 revenimentos por 2 horas. As temperaturas dos revenimentos foram selecionadas em função das definições dos valores de durezas do estudo. Para efeitos de estudo definiu-se as condições de faixas de dureza entre 50-53, 54-56 e 57-58 HRC. Para efeito comparativo, estão apresentados como 50, 55 e 58 HRC, respectivamente.

2.2. Difração por Raios-X

As fases presentes no material foram identificadas através de difração por Raios-X (DRX). O equipamento utilizado foi o Shimadzu, modelo XRD-7000, com radiação de Cobre ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$) utilizando corrente de 30 mA, tensão de 30 kV, com velocidade de varredura de 1°/min, de 30 a 120° pelo método $\theta - 2\theta$.

2.3. Análise metalográfica

A análise metalográfica foi realizada nos próprios corpos de prova, os quais foram, lixados e polidos com suspensão de alumina 0,5 μm para análise metalográfica. No ataque químico utilizou-se uma solução de Nital 4% por aproximadamente 2 minutos. As microestruturas foram reveladas em microscopia eletrônica de varredura utilizando o Microscópio (Zeiss, modelo EVO MA 15).

2.4. Ensaio de microdureza e dureza

Foram realizados os ensaios de microdureza Vickers, conduzido em um equipamento Mitutoyo HM100, utilizando carga de 300 gf e tempo de espera de 15 segundos e ensaio de dureza HRC, conduzido em um equipamento Mitutoyo HR-300. Cada valor médio de dureza corresponde a uma série de 3 medições.

2.5. Ensaio de riscamento

Para o ensaio de riscamento foi utilizado o tribômetro UMT Multi-Specimen Test System, modelo CETR, do fabricante Bruker, com identador de diamante tipo Rockwell, raio de 200 μm , sem lubrificação, sendo, portanto, do tipo à seco, com velocidade de deslocamento de 0,17 mm/s e carga constante de 8 N na superfície das amostras, produzindo trilhas de 5 mm de comprimento. Todas as amostras foram ensaiadas com teste de riscamento simples, ou seja, apenas um passe em um único sentido foi aplicado para efeito do presente estudo. Para cada condição, as amostras de estudo foram submetidas a 3 riscos, com espaçamento de 2 mm entre eles. A superfícies utilizadas para o ensaio de riscamento foram lixadas com Sa de 0,047 μm .

A geometria dos riscos foi analisada por meio de um interferômetro óptico - Talysurf CCI Lite. As profundidades e larguras dos riscos foram calculados a partir das seções transversais, conforme figura 1. Para analisar a geometria dos riscos foram seguidos os procedimentos sugeridos pela norma ASTM G171 [11]. Além disso, a técnica de microscopia eletrônica de varredura foi usada para observar as superfícies em estudo.

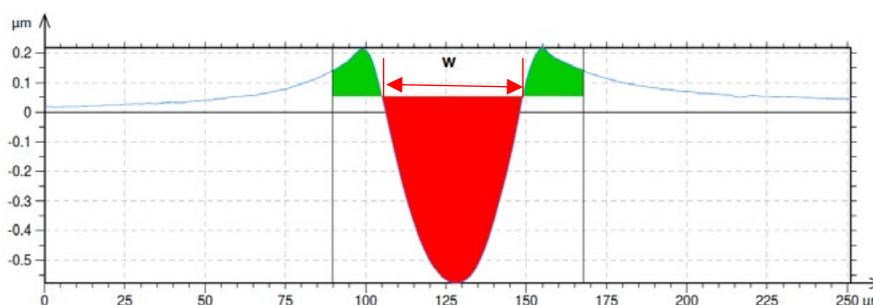


Figura 1: Ilustração da seção transversal de uma amostra riscada, indicando a medida da largura.

A determinação da dureza ao risco, envolve a produção de um risco em uma superfície sólida movendo uma ponta do identador de diamante ao longo de um caminho especificado sob uma força normal constante e com uma velocidade constante. A largura média do risco é medida e esse valor é usado para calcular a dureza do risco em unidades de pressão. A equação 1 abaixo é utilizada para determinar a dureza ao risco.

$$H_s = \frac{8P}{\pi w^2} \quad (1)$$

Onde H_s é a dureza ao risco do material (Pa), P é a carga normal de riscamento (N) e w é a largura do risco em (m).

Para obtenção dos valores do coeficiente de atrito, foram considerados a média dos valores dos 3 riscos, analisados de 5 a 25 segundos, desconsiderando o atrito estático, a aceleração e a desaceleração no sistema.

3. RESULTADOS

A figura 2 mostra os difratogramas dos quatro materiais em estudo, nas condições sem tratamento, 50, 55 e 58 HRC.

Observa-se a manutenção das características principais dos picos de difração em todas as condições. Também não houve identificação de novos picos quando comparados, o que indica a não formação de outras fases nos materiais.

Os picos de difração mostram a presença da fase Fe- α , martensita revenida (Ficha JCPDS 03-065-4899).

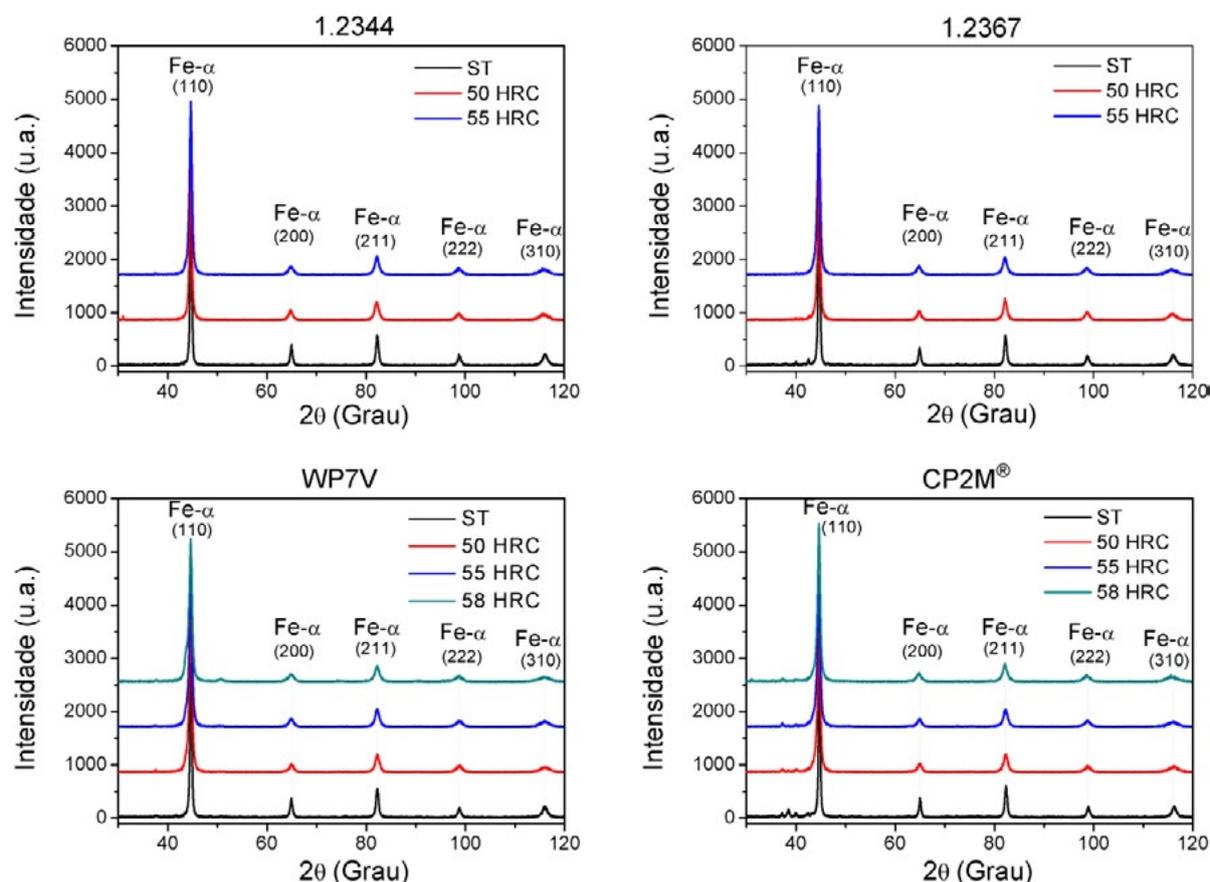


Figura 2: Difratogramas dos materiais nas condições de estudo.

Observando as microestruturas, figura 3, observa-se para a condição no estado fornecido, (a) uma microestrutura esferoidizada, constituída com predominância de uma matriz ferrítica com carbonetos de $M_{23}C_6$ e M_7C_3 dispersos na matriz. [12]

Mesma característica apresentada nos trabalhos de Moraes et. al. [13] para os aços AISI H13 e DIN 1.2367 e Neves et. al. [14] para o aço AISI H13.

Para as três condições tratadas termicamente, (b), (c) e (d) observa-se a microestrutura com a presença essencialmente de martensita revenida, com pequenas quantidades de carbonetos, indicando a solubilização dos mesmos. Fato também observado por Moraes et. al. [13] e Schwingenschlogl et. al. [2] nos estudos dos aços AISI H13 e 1.2367. Gabardo et. al. [15] estudando o aço AISI H13 atribui o escurecimento da microestrutura a precipitação acentuada de carbonetos.

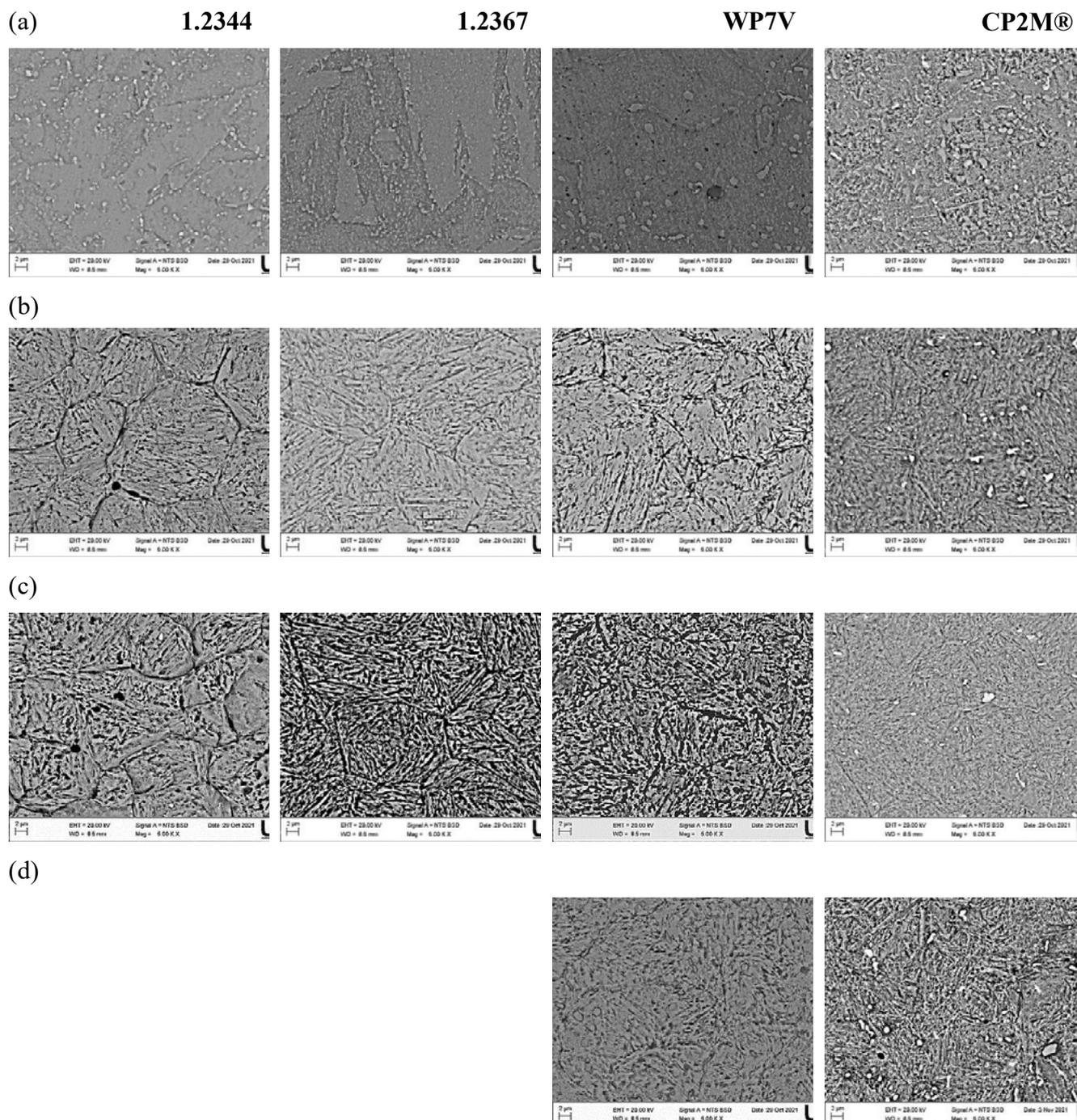


Figura 3: Metalografias dos aços ferramenta: (a) sem tratamento; (b) 50HRC; (c) 55HRC e (d) 58HRC. Aumento 5000x. Nital 4%.

Após a caracterização, utilizando as técnicas de DRX e metalografia, os aços foram analisados quanto à sua dureza. Nas tabelas 2 e 3 são mostrados os resultados dos ensaios de microdureza (HV) e dureza (HRC), respectivamente.

Tabela 2: Valores de microdureza (HV – 300gf).

Material	ST	50	55	58
1.2344	235,6 ±1,5	525,6 ±4	608±0	-
1.2367	252 ±0,5	517,3±1,1	601 ±2,5	-
WP7V	253,6 ±2	534,3 ±12	596 ±2,5	691 ±3,6
CP2M®	238,3 ±1,5	570,3 ±7,6	610 ±2	695 ±4,3

Tabela 3: Valores de dureza (HRC).

Material	50	55	58
1.2344	51 ±0,15	55 ±0,05	-
1.2367	53 ±0,25	55 ±0,32	-
WP7V	52 ±0,15	55 ±0,05	58 ±0,2
CP2M®	50 ±0,15	56 ±0,17	58 ±0,15

Nota-se que os valores de microdureza variaram entre 235,6 a 695 HV, e os valores de dureza para as amostras tratadas termicamente, variando de 50 a 53 HRC para a primeira condição, de 55 a 56 HRC para a segunda condição e 58HRC para terceira condição em apenas dois materiais de estudo.

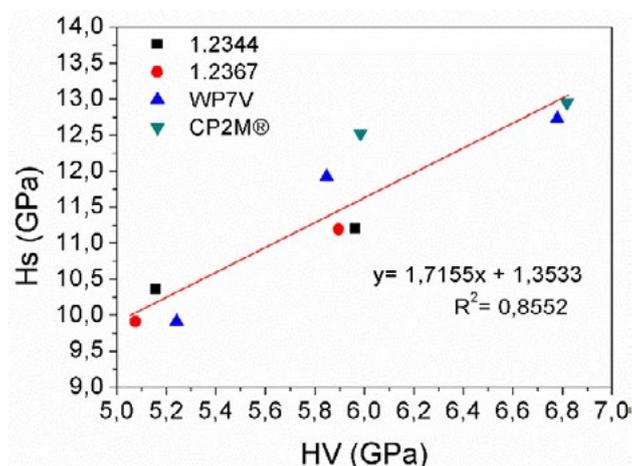
Schwingschlogl et. al. [2] em seus estudos no aço 1.2367 tratado termicamente e triplo revenimentos, obteve valores de dureza da ordem 54 HRC, 52 HRC e 48 HRC, respectivamente, atribuindo a precipitação de carbonetos ricos em molibdênio e cromo do tipo M_2C and $M_{23}C_6$. Mesquita et. al. [16] estudando aços ferramenta de alta resistência a quente, tratado termicamente e duplo revenimento, obteve os valores de dureza variando entre 55 HRC e 36 HRC para o aço AISI H13. Morais et. al. [13] em seu estudo, também obteve valores de dureza na ordem de 55 HRC para o aço AISI H13 e 54 HRC para o aço DIN 1.2367, após o tratamento térmico, atribuindo a solubilização dos carbonetos e a estrutura martensítica. Para ambos os estudos se observa valores de dureza similares aos apresentados no presente trabalho.

Um aspecto importante em relação ao ensaio de riscamento é a estimativa da largura da trilha, medidas através do interferômetro, esses valores foram utilizados para avaliar o comportamento dos materiais em relação a dureza ao risco Hs e estão apresentados na tabela 4.

Tabela 4: Valores de dureza ao risco (Hs - GPa).

Material	ST	50	55	58
1.2344	4,36±0,07	10,36±0,26	11,20±0,59	-
1.2367	5,35±0,10	9,91±0,24	11,19±0,30	-
WP7V	6,34±0,13	9,91±0,24	11,92±0,32	12,73±0,00
CP2M®	5,53±0,10	-	12,52±0,35	12,95±0,38

Uma correlação pode ser estabelecida entre a dureza ao risco e a dureza estática, apresentada na figura 4, desconsiderando para análise o material CP2M® na condição de 50 HRC.

**Figura 4:** Correlação de dureza ao risco (Hs) e dureza estática (HV) para os aços ferramenta estudados.

O estudo mostrou que existe a correlação significativa ($R^2=0,85$) entre as durezas e uma razão de $H_s=1,94HV$ para os materiais e as condições do estudo analisadas.

Através do ensaio de riscamento, também foram determinados os valores de coeficiente de atrito (COF), apresentados na tabela 5 e as superfícies ensaiadas, apresentados na figura 5. Verifica que com o aumento da dureza, ocorreu uma redução nos valores de COF para os materiais 1.2367, WP7V e CP2M®. O material 1.2344 apresentou aumento no COF com o aumento da dureza, fato que pode estar atribuído a presença de carbonetos de Mo e V não dissolvidos na matriz, conforme apresentado na figura 3 (c). Escher et. al. [17], em seus estudos mostraram que o material CP2M® apresentou melhor comportamento ao desgaste em relação aos materiais 1.2344, 1.2367 e WP7V.

Tabela 5: Valores de coeficiente de atrito (COF).

Material	ST	50	55	58
1.2344	0,125±0,005	0,072±0,001	0,079±0,0001	-
1.2367	0,113±0,0002	0,075±0,0005	0,071±0,0007	-
WP7V	0,107±0,0002	0,075±0,0008	0,072±0,0008	0,057 ±0,002
CP2M®	0,115±0,0001	0,078±0,0003	0,073±0,001	0,059 ±0,001

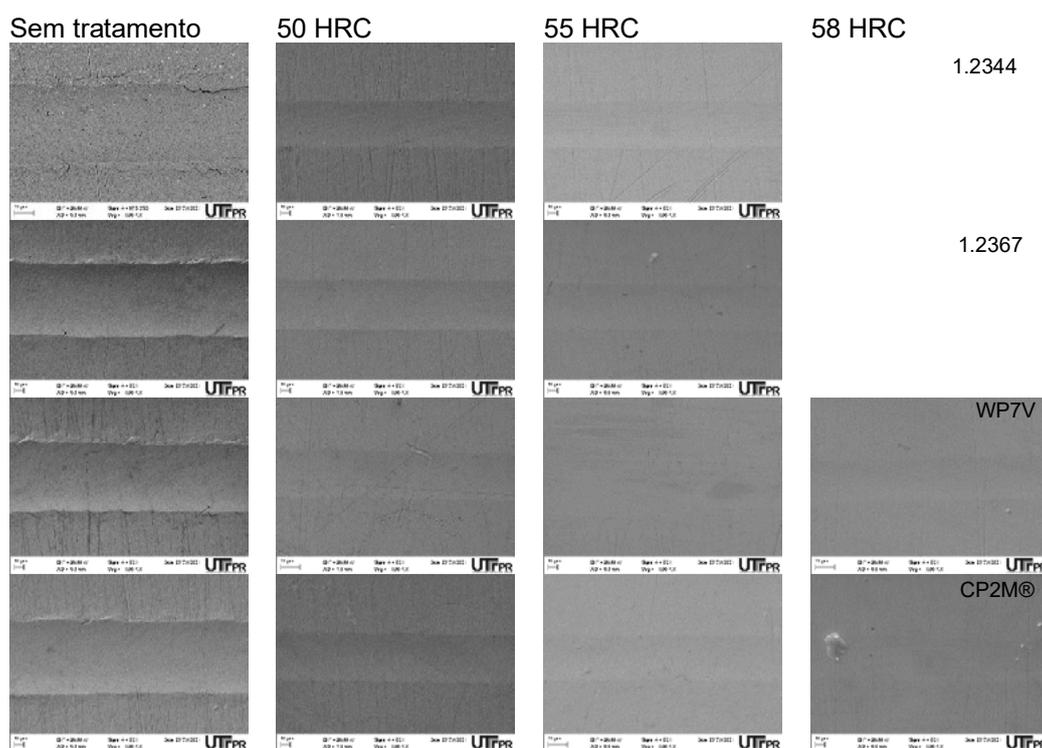


Figura 5: Imagens dos perfis das trilhas com carga constante de 8 N.

É possível verificar na figura 5 a redução da largura das trilhas em relação a condição inicial, sem tratamento dos materiais em estudo. Também se verifica a dificuldade de visualização das trilhas para os dois materiais com durezas de 58 HRC

Os gráficos de COF, figura 6, indicam que todos os materiais tiveram redução dos valores em relação aos materiais sem tratamento. Também mostram uma tendência entre cada material da redução dos valores de COF com o aumento da dureza, exceto para o material 1.2344, conforme já apresentado anteriormente.

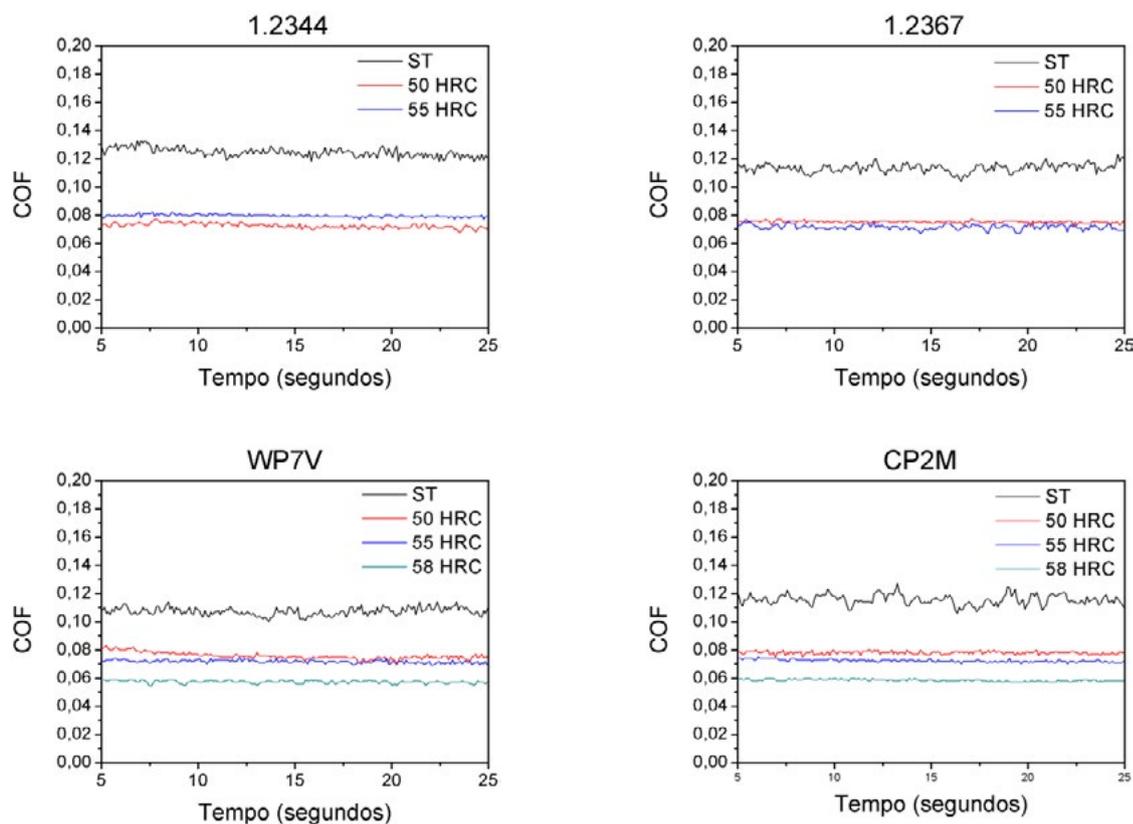


Figura 6: Evolução do COF em ensaios com carga constante de 8 N.

4. CONCLUSÕES

As seguintes conclusões foram tiradas com base nos resultados do estudo:

- O estudo mostrou que existe a correlação significativa ($R^2=0,85$) entre a dureza ao risco Hs e a dureza estática Hv e uma razão de $H_s=1,94H_v$ para os aços ferramenta e as condições do estudo.
- Quanto maior a dureza, menor os valores de COF para os materiais 1.2367, WP7V e CP2M®. O material 1.2344 apresentou aumento no COF com o aumento da dureza, fato que pode estar atribuído a presença de carbonetos de Mo e V não dissolvidos na matriz para a condição de dureza 55 HRC.

AGRADECIMENTO

Os autores agradecem a METALLI aços especiais pela doação dos materiais em estudo; a ANGRA Tecnologia em Materiais, pela realização dos tratamentos térmicos; ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais – CMCM da UTFPR-CT, pelas análises de microscopia eletrônica de varredura, perfilometria e difração de Raios-X; ao Instituto Federal do Paraná – IFPR, Campus Campo Largo.

REFERÊNCIAS

- [1] GHIOTTI, A.; BRUSCHI, S.; MEDEA, F.; HAMASAIID, A. Tribological behavior of high thermal conductivity steels for hot stamping tools. *Tribology International*, 2016, p 412-422.
- [2] SCHWINGENSCHLOGL, P.; NIEDERHOFER, P.; MERKLEIN, M. Investigation on basic friction and wear mechanisms within hot stamping considering the influence of tool steel and hardness. *Wear*, 2019, p 378-389.
- [3] WEI, M. X.; WANG, S. Q.; WANG, L.; CUI, X. H.; CHEN, K. M. Effect of tempering conditions on wear resistance in various wear mechanisms of H13 steel, *Tribology International* 44, 2011, pg 898-905.
- [4] ASM Metals Handbook – **Desk Edition** – Segunda Edição, 1998.

- [5] ADLER, T.A.; WALTERS, R.P. Wear and scratch hardness of 304 stainless steel investigated with a single scratch test. *Wear* 1993, 162–164:713–720.
- [6] ICHIMURA, H.; RODRIGO, A. The correlation of scratch adhesion with composite hardness for TiN coatings. *Surface and Coating Technology* 126, 2000, p 152–158.
- [7] RODRIGO, A.; ICHIMURA, H. Analytical correlation of hardness and scratch adhesion for hard films. *Surface and Coating Technology* 148, 2001, p8-17.
- [8] HANNA, T.; FARNAZ, F.; GERHARD, D.; STEFFEN, B. Scratch hardness at a small scale: Experimental methods and correlation to nanoindentation hardness. *Tribology International* 163, 2021.
- [9] KUSAKABE, S.; RAWLS, H. R.; HOTTA, M. Relationship between thin-film bond strength as measured by a scratch test, and indentation hardness for bonding agents. *Dental Materials* 32, 2016, p 55-62.
- [10] BEEGAN, D.; CHOWDHURY, S.; LAUGIER, M.T. Comparison between nanoindentation and scratch test hardness (scratch hardness) values of copper thin films on oxidized silicon substrates. *Surface and Coating Technology* 201, 2007, p 5804-5808.
- [11] ASTM International, Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus 1, 2009.
- [12] CHIANG, K.A.; CHEN, Y.C. Laser surface hardening of H13 steel in the melt case. *Materials Letters* 59, 2005, 1919–1923.
- [13] MORAIS, N. N.; CORRÊA, E. C. S.; LOPES, W.; PIMENTA, A.A.S.; SILVA, C.F. Influência da composição química e da temperatura de austenitização na microestrutura e no comportamento mecânica de aços ferramenta para trabalho a quente. 74^o Congresso Anual da ABM. 2019.
- [14] NEVES, E. M.; ALBANI, J.; VUROBI, JR. S.; CINTHO, O.M. Caracterização Metalográfica de um aço AISI H13 por meio de metalografia convencional e contraste por interferência diferencial (DIC). 17^o CBECIMat. 2006:4808 – 4818.
- [15] GABARDO J.F.; OKIMOTO, P.C. Estudo de tratamentos térmicos aplicados às ferramentas fabricados com o aço AISI H13 visando o aumento de sua vida útil. 6^o COBEF. 2011.
- [16] MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C.A. Novo aço ferramenta de alta resistência a quente Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2007, p 63-68.
- [17] ESCHER, Ch.; WILZER, J.J. Tool steel for hot stamping of high strength automotive body parts. Dörrenber Edelstahl GmbH, Qualitätszentrale, 51766 Engelskirchen, p 219-228.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDR

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDR Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

DETERMINAÇÃO DAS CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 304 E AISI 430 PARA DIFERENTES CONDIÇÕES SUPERFICIAIS DE LUBRIFICAÇÃO

DETERMINATION OF THE FORMING LIMIT CURVES OF AISI 304 AND AISI 430 STAINLESS STEELS FOR DIFFERENT SURFACE LUBRICATION CONDITIONS

Rafael Pandolfo da Rocha ⁽¹⁾

Matheus Henrique Riffel ⁽²⁾

André Rosiak ⁽³⁾

Thomas Gomes dos Santos ⁽⁴⁾

Lirio Schaeffer ⁽⁵⁾

RESUMO

Os padrões atuais de qualidade exigem que, para empregabilidade de chapas metálicas em processos de embutimento profundo, sejam realizados ensaios normalizados para aferir o seu grau de estampabilidade, com o objetivo de assegurar que esses materiais possam ser conformados sem que ocorram quaisquer tipos de defeitos, como enrugamento, orelhamento ou, até mesmo, alguma ruptura localizada. Para avaliar se uma peça pode ser estampada sem falhas, utiliza-se a curva limite de conformação (CLC), a qual fornece dados sobre as deformações que os materiais podem resistir a determinados modos de deformação plástica durante os processos de estampagem. Em síntese, o comportamento das deformações principais máximas e mínimas de um componente estampado é comparado com a CLC do material: qualquer combinação situada abaixo da curva significa deformações que o material pode suportar e, conseqüentemente, as localizadas acima indicam a sua ruptura. O objetivo deste artigo visa a determinação experimental das CLCs dos aços inoxidáveis austenítico AISI 304 e ferrítico AISI 430, fazendo-se uso de três lubrificantes diferentes (Draw 58 GS, Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140), com o intuito de observar a influência dos lubrificantes e, conseqüentemente, do atrito no comportamento das curvas limite de conformação.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis. Curva limite de conformação. Ensaio Nakazima modificado. Deformações principais. Embutimento profundo.

⁽¹⁾ 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

⁽²⁾ 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

⁽³⁾ 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

⁽⁴⁾ 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: thomas.santos@ufrgs.br

⁽⁵⁾ 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

ABSTRACT

The current quality standards require that, in order to use metal sheets in deep drawing processes, standardized tests are conducted to evaluate their degree of stampability, with the objective of assuring that these materials can be formed without the occurrence of any kind of defects, such as wrinkling, crazing or even some localized rupture. To evaluate if a part can be stamped without failures, the forming limit curve (CLC) is used, which provides data about the deformations that the materials can resist to certain plastic deformation modes during the stamping processes. In summary, the behavior of the maximum and minimum principal strains of a stamped component is compared to the CLC of the material: any combination located below the curve means strains that the material can withstand and, consequently, those located above indicate its rupture. The objective of this paper is to experimentally determine the CLCs of austenitic AISI 304 and ferritic AISI 430 stainless steels, using three different lubricants (Draw 58 GS, Neutron Super Cut 1123-21S and Flash Stamp 140), in order to observe the influence of the lubricants and, consequently, of the friction in the behavior of the forming limit curves.

Keywords: stainless steels, formability limit curve, modified nakazima test, principal strains, deep drawing.

1. INTRODUÇÃO

A conformabilidade dos materiais metálicos reflete a sua capacidade de sofrer deformações plásticas até se atingir uma determinada forma sem defeitos. Os defeitos mais comuns que podem ocorrer durante os processos de conformação de chapas metálicas são afinamento excessivo localizado, fratura, enrugamento ou, até mesmo, uma degradação significativa da qualidade superficial. A existência de qualquer um desses defeitos pode ser considerado como um fator limitante da conformabilidade e, posteriormente, da comercialização dos produtos estampados. Atualmente, a Curva Limite de Conformação (CLC) é considerada um instrumento amplamente utilizado para a descrição quantitativa da conformabilidade de chapas metálicas ^[1].

Keeler [2] e Goodwin [3] propuseram uma metodologia para determinar uma curva limite expressa por pares de deformações principais associadas a diferentes modos de deformação plástica, desenvolvidos em condições de estados biaxiais de tensões do tipo “tração-tração”, “tração-compressão” e “compressão-compressão”. Posteriormente, a pesquisa se concentrou no aprimoramento das técnicas utilizadas para impressão de uma grade de círculos na superfície dos corpos-de-prova, medição das deformações principais e definição das deformações limites, bem como no desenvolvimento de equipamentos e metodologias adequadas para explorar toda a faixa de deformações das amostras ^[1, 4].

A CLC deve cobrir todo o domínio de deformação específicas para os processos de estampagem de chapas metálicas. Em geral, as combinações de deformação variam entre aquelas induzidas por cargas superficiais uniaxiais e biaxiais. Os procedimentos utilizados para a determinação experimental das CLCs são conduzidos com base no estiramento das amostras oferecido por punção. Keeler [2] foi o primeiro pesquisador a adotar tal método. Ele usou espécimes circulares e punções esféricos com diferentes raios para modificar a trajetória das deformações. Em geral, o teste de estiramento por punção desenvolvido por Keeler é capaz de investigar apenas o lado direito da CLC, caracterizada por tensões uniaxiais e/ou biaxiais do tipo “tração-tração”. Goodwin [3] conduziu seus experimentos simulando as condições de deformações típicas dos processos de embutimento (atuação simultânea de tensões trativas e compressivas), obtendo dados de deformações críticas referentes ao lado esquerdo da curva ^[4].

A aprimoração desse procedimento experimental deve-se a Nakazima [5]. Ele utilizou um punção hemisférico de raio constante, combinado a corpos-de-prova retangulares de diferentes larguras. Dessa maneira, Nakazima foi capaz de explorar tanto os domínios de tensão do tipo “compressão-compressão”, “tração-compressão” e “tração-tração” da CLC. Ao usar corpos-de-prova retangulares com entalhes laterais, Hasek [6] removeu a principal desvantagem do ensaio de Nakazima, ou seja, o enrugamento das amostras devido à concentração de tensões na região do prensa-chapa, concentrando, assim, as deformações e, conseqüentemente, a ruptura na sua região central ^[1].

2. CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

A curva limite de conformação (CLC) é considerada um critério de falha, indicando a fronteira entre as deformações permissíveis e catastróficas a que uma chapa metálica estará sujeita durante a estampagem. Por intermédio da curva CLC, é possível prever as deformações que levarão o material à ruptura para os modos de deformação plástica característicos dos processos de embutimento [7].

A CLC descreve o limite máximo de deformação em que uma chapa metálica pode ser conformada sem que haja a sua estricção ou ruptura, por intermédio da combinação entre as suas deformações principais máximas (φ_1) e mínimas (φ_2), formando, assim, um diagrama polinomial. A curva CLC correlaciona as maiores deformações no início da ruptura do material (localizadas no eixo das ordenadas), em função das menores deformações (localizada no eixo das abscissas), deformações essas oriundas de tensões trativas ou compressivas. Salienta-se que quaisquer combinações de deformações abaixo dessa curva representam condições seguras de estampagem, enquanto as deformações situadas acima viabilizam a estricção ou ruptura do material. Na figura 1, são representados os modos de deformação plástica constituintes da curva CLC (representados pela deformação dos círculos): estiramento, deformação plana, tração uniaxial, embutimento profundo e compressão uniaxial [8, 9].

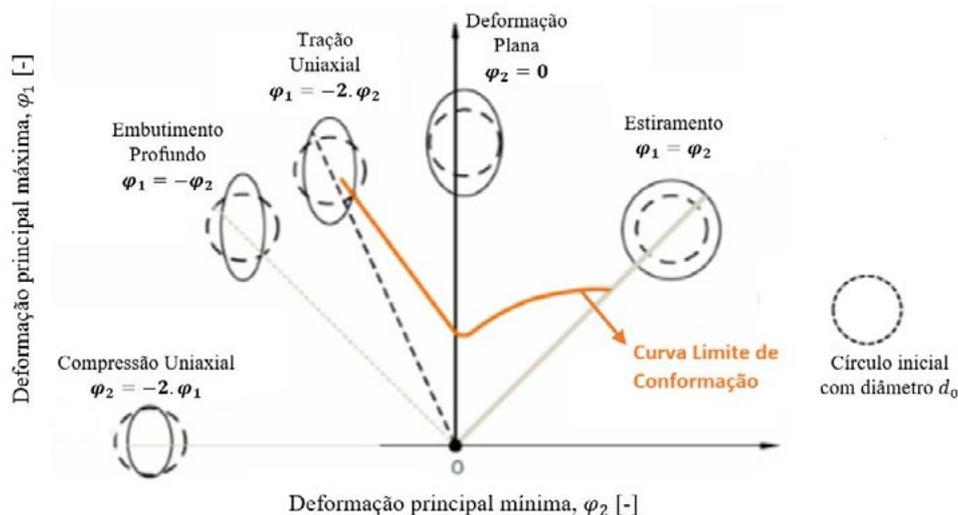


Figura 1 - Curva Limite de Conformação e os seus respectivos modos de deformação [10].

O ensaio proposto por Nakazima [5] é o mais adotado para investigar e determinar o limite de deformação de chapas metálicas, o qual compreende a análise das deformações de estiramento quanto de embutimento e, por conseguinte, descreve as deformações críticas para os dois lados da curva CLC. O ensaio consiste em esticar amostras com larguras distintas até a sua ruptura, através da atuação de um punção hemisférico de 100 mm de diâmetro, as quais, ainda, se mantêm presas entre a matriz e o prensa-chapa devido à aplicação de uma carga elevada e de um quebra-rugas (figura 2). Para construção da CLC, são medidos, em cada amostra, os pares de deformação máximas e mínimas próximos da região da estricção, com base na deformação de pequenos círculos ou quadrados que são impressos na superfície do material antes da realização do ensaio [11, 12].

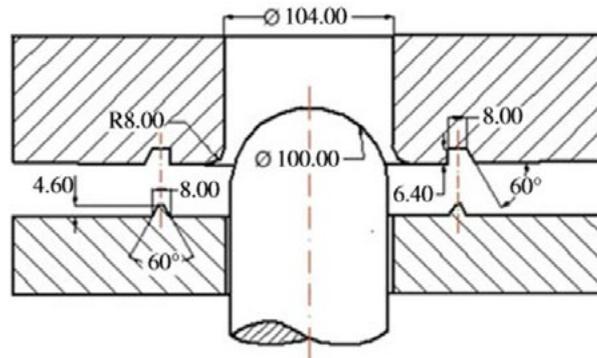
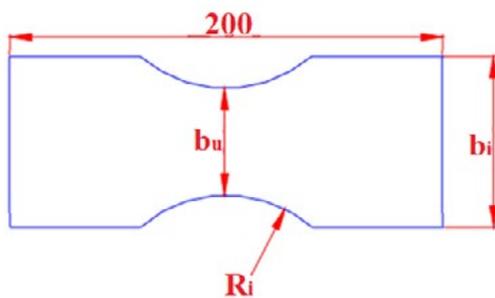


Figura 2 – Representação do Ensaio Nakazima [11].

Embora o ensaio proposto, inicialmente, por Nakazima [5] utilizasse tiras metálicas retangulares, aprimorações do ensaio consideraram a possibilidade de entalhar essas amostras (figura 3), o que, além de forçar a estricção na região central do corpo-de-prova, também aumenta a deformação no sentido da largura. O modo de deformação do corpo-de-prova é alterado com a variação da sua largura útil (b_u), em que, para amostras de b_u menor, desenvolve-se deformações de embutimento profundo, enquanto b_u maior corresponde a deformações de estiramento biaxial. À medida em que a largura útil vai aumentando, a deformação passa por embutimento profundo, tração uniaxial, deformação plana, estiramento e até estiramento biaxial [13].



CP	R_i [mm]	b_u [mm]	b_i [mm]
1	100	10	40
2	90	20	50
3	80	30	60
4	70	40	70
5	60	50	80
6	50	60	100
7	40	80	120
8	25	100	150

Figura 3 - Formato e dimensões das amostras para o ensaio Nakazima modificado [7].

Os principais fatores que podem influenciar no comportamento da curva CLC, deslocando-a para cima ou para baixo, ou seja, aumentando ou reduzindo o grau de estampabilidade do material, respectivamente, conforme discriminado a seguir [7, 13]:

- Espessura: quanto maior a espessura da chapa, maior é a sua capacidade de suportar deformações plásticas e, conseqüentemente, há o deslocamento para cima da curva CLC;
- Atrito: com a redução do coeficiente de atrito, maiores deformações plásticas serão suportadas pelo material sem que haja a sua ruptura e, portanto, mais acima se situará a curva CLC;
- Direção de laminação: corpos-de-prova cortados na direção de laminação apresentam maior capacidade de suportar deformações e, quando cortados de forma perpendicular à direção de laminação, suportam menos deformações;
- Anisotropia: quando $r_{90^\circ} > r_0 > r_{45^\circ}$, o material tem a sua capacidade de deformação aumentada no 2º quadrante e reduzida no 1º quadrante, fazendo com que a curva CLC se rotacione no sentido horário;
- Pré-deformação: amostras que tenham sofrido pré-deformações tratativas tendem a gerar uma CLC posicionada mais abaixo, ao passo que, quando submetidas a pré-deformações compressivas, gera-se uma curva CLC situada mais acima;
- Tamanho de grão: quanto menor o tamanho de grão, maior é a estampabilidade do material;
- Índice de encruamento: a curva CLC tende a se posicionar mais acima para materiais com índices de encruamento maiores;

- Velocidade do punção: quanto menor a velocidade, maiores deformações plásticas serão suportadas pelo material.

2.1. Comportamento das tensões e deformações durante o embutimento

Diferentes modos de deformação atuam concomitantemente durante o processo de estampagem de um copo, provocando, assim, diferentes estados de tensões e deformações que se orientam de forma radial, circunferencial e normal (figura 4). Normalmente, avaliam-se os estados de tensões em três regiões diferentes: no flange, na parede e no fundo da peça. A região do prensa-chapa é deformada radialmente para o interior da matriz, acompanhada pela redução da sua circunferência e pela atuação de tensões compressivas na direção circunferencial e de tensões trativas na direção radial. As laterais da peça estão sujeitas a tensões de tração na direção radial e tensões nulas na direção circunferencial (estado plano de deformação), provocando o seu estiramento e, conseqüentemente, a redução da sua espessura. Por sua vez, a região situada abaixo da cabeça do punção sofre redução de espessura à medida em que a chapa se desloca para o interior da matriz, em virtude do desenvolvimento de um estado biaxial de tensões trativas [14].

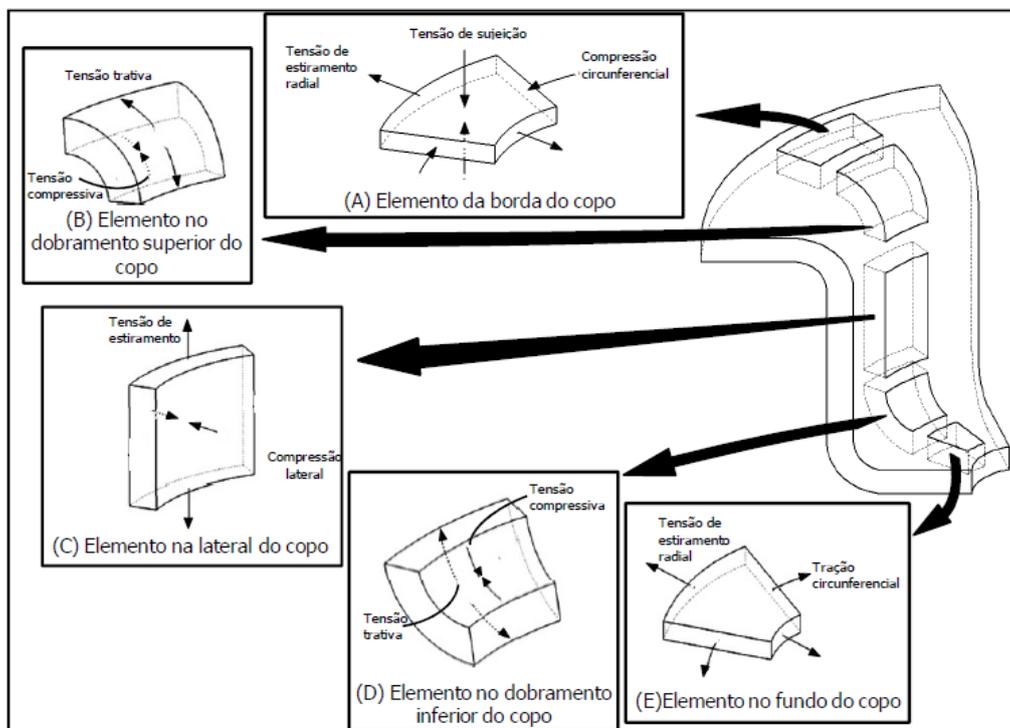


Figura 4 – Representação dos diferentes estados de tensões durante o embutimento [14].

À medida em que o punção avança e que se encosta na região central do *blank*, o material começa a se acomodar sobre a cabeça do punção (região do fundo do copo), desenvolvendo um estado de tensão biaxial de tração, característico do modo de deformação por estiramento biaxial. A atuação de tensões normais nessa zona é desconsiderada, pois o contato estabelecido entre o punção e o fundo da peça é concentrado, apenas, na região do raio da cabeça do punção. Como resultado, há uma pequena redução da espessura da chapa metálica. Para promover o escoamento do material para o interior da cavidade da matriz, o atrito deve ser alto na região do raio da cabeça do punção, devendo, em contrapartida, apresentar menor intensidade nas outras regiões de contato entre o metal e o ferramental, para evitar o surgimento de defeitos na peça final, a sobrecarga do equipamento e o desgaste precoce das ferramentas [15, 16].

O material situado na extremidade do copo (região do flange), sujeito ao modo de deformação por embutimento, desloca-se para o interior da cavidade da matriz, em função da atuação de tensões trativas na direção radial. Devido à redução progressiva da circunferência do flange, surgem, paralelamente, tensões compressivas na direção circunferencial, as quais, quando atingem um determinado limite dão origem às rugas que, se transferidas para a cavidade da matriz podem levar à concentração de tensões nas proximidades do raio da cabeça do punção e, conseqüentemente, à

ruptura precoce da peça. Para evitar esse tipo de defeito, o prensa-chapa desenvolve tensões compressivas na direção normal, o que atrelado às tensões trativas e compressivas nas direções radial e circunferencial, respectivamente, faz com que haja aumento da espessura do flange ^[14].

Com o deslizamento do material para o interior da matriz, o metal é dobrado e, posteriormente, desdobrado na região do raio de entrada, em virtude do estiramento causado pelas tensões trativas localizadas na parede interna do copo. A carga aplicada ao fundo do copo é transferida à sua parede interna originando um estado de deformação plana e, conseqüentemente, tensões trativas que além de homogeneizar a espessura, também acentuam a sua respectiva redução. Caso a folga entre o punção e a matriz for inferior a 10% ou 20% da espessura da geratriz, o fenômeno de redução da espessura será ainda mais agravado, ocasionando em ruptura na região lindeira ao topo do copo. Além de aumentar a folga entre a matriz e o punção, esse defeito pode ser sanado através do aumento do raio da cabeça do punção e da diminuição da carga aplicada durante o processo de estampagem ^[17, 18].

2.2. Principais modos de deformação nos processos de estampagem

A CLC identifica os possíveis modos de deformação plástica durante os processos de conformação de chapas: estiramento biaxial; deformação plana; tração uniaxial; embutimento ou cisalhamento puro; e compressão uniaxial ^[19, 20, 21].

O modo de deformação por estiramento biaxial é caracterizado pelo fato de que as tensões principais máximas (σ_1) e mínimas (σ_2) são iguais, ambas desenvolvendo-se sob caráter trativo, fazendo com que os círculos impressos na superfície da chapa se deformem por expansão. Essa configuração normalmente ocorre na parcela do chapa que se deforma na região lindeira à cabeça do punção (figura 5), estando atrelada ao afinamento da chapa metálica. A magnitude da deformação é sensível à força resistiva ao deslizamento da chapa para o interior da matriz (devido à atuação do prensa-chapa), bem como pelo raio da cabeça do punção e pelo raio de entrada da matriz ^[19, 20, 21].

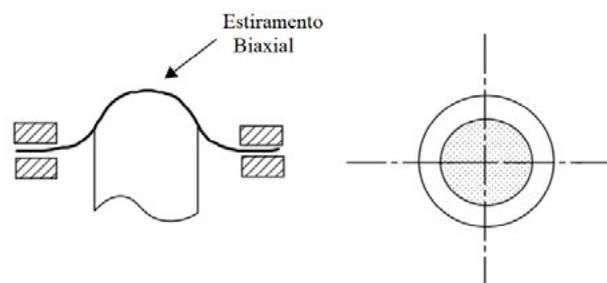


Figura 5 – Modo de deformação por estiramento biaxial ^[20].

O estágio de deformação plana ocorre geralmente nas paredes da peça durante a estampagem (figura 6), caracterizando-se pelo desenvolvimento de tensões trativas na direção radial e nulas na direção circunferencial. Os círculos impressos na superfície do material se tornam elipses após o processo de conformação, mantendo-se inalterada a sua largura (direção circunferencial). Essas tensões trativas são oriundas da restrição oferecida ao deslizamento do material para o interior do molde, em razão da atuação do atrito e/ou da força do prensa-chapa. Na Curva CLC, é possível observar que, dentre todos, o modo de deformação plana confere ao material o menor limite de estampabilidade ^[20, 21, 22].

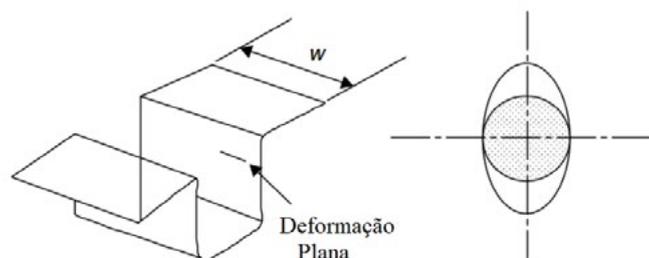


Figura 6 – Modo de deformação plana ^[20].

O modo de deformação por Tração Uniaxial corresponde à zona de transição entre o modo de deformação plana e de embutimento. Encontrado normalmente em corpos-de-prova submetidos a

ensaios de tração, esse modo de deformação caracteriza-se pela atuação de tensões trativas na direção longitudinal, enquanto que, nas demais direções, não é perceptível o desenvolvimento de outras tensões ($\sigma_2 = \sigma_3 = 0$). Ocorre, portanto, a alongação do comprimento do material, acompanhada da redução da sua área transversal. Ademais, pode ocorrer durante a expansão de furos em chapas metálicas, sempre que uma borda livre é esticada (figura 7) [19, 20, 21, 22].

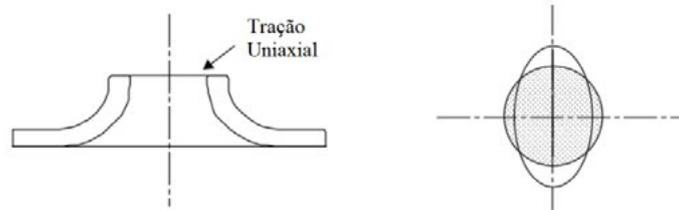


Figura 7 – Modo de deformação por tração uniaxial [20].

O Embutimento ou Cisalhamento Puro é considerado o modo de deformação plástica ideal, caracterizado por tensões trativas que agem na direção radial e por tensões compressivas na direção circunferencial (figura 8). Localiza-se, comumente, na região do flange (região do prensa-chapa), em que as tensões trativas são compensadas pela atuação das tensões compressivas, assegurando que a espessura do material se mantenha constante durante o seu deslizamento para o interior da matriz. Visto que não há deformações ao longo da espessura ($\varphi_3 = 0$) e que as tensões principais são baixas (representam cerca 58% da tensão de escoamento), não há quaisquer possibilidades de rompimento nessa zona [19, 20, 21, 22].

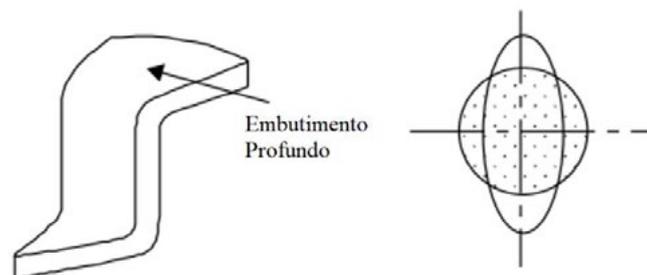


Figura 8 – Modo de deformação de embutimento profundo ou cisalhamento puro [20].

A configuração de deformação por Compressão Uniaxial ocorre na zona da borda externa do flange, com tensões compressivas na direção circunferencial (σ_2) que se sobrepõem às tensões trativas na direção radial (σ_1). Como resultado, a espessura do material tende a aumentar pontualmente na extremidade do flange (figura 9), reduzindo significativamente o contato do prensa-chapa com a área restante do flange. Podem surgir, inclusive, rugas nessa região do flange, decorrentes da intensidade dessas tensões compressivas circunferenciais. Assume-se que, para essa condição severa de deformação, as tensões principais máximas são inexistentes ($\sigma_1 = 0$), ao passo que as tensões principais mínimas assumem o valor da tensão de escoamento ($\sigma_2 = -\sigma_{eq} = -kf$) [20, 21, 22].

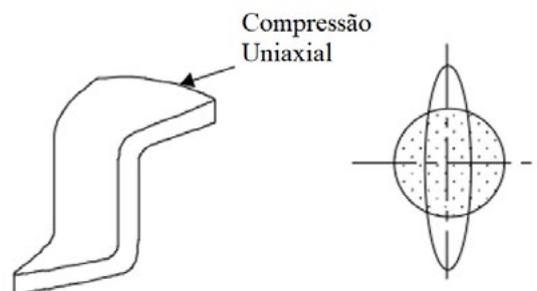


Figura 9 – Modo de deformação por compressão uniaxial [20].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a construção das Curvas Limite de Conformação (CLCs) dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430, foi adotado o ensaio de Nakazima modificado, fazendo-se uso de ferramentas e de amostras com geometrias normatizadas (figuras 2 e 3, respectivamente), conforme a norma ISO 12004:2008. Durante o ensaio, foram ensaiados oito tipos de corpos-de-prova com espessura de 1 mm, com variações da sua largura útil (b_u), objetivando promover diferentes modos de deformação plástica no material e, por conseguinte, determinar os seus respectivos limites de deformação.

As superfícies das amostras foram gravadas com uma malha de círculos de 2,5 mm de diâmetro, através de corrosão eletroquímica (técnica denominada de visicoplaticidade). A gravação por corrosão eletroquímica é executada através de uma fonte geradora de energia de 12 V, um cabeçote gravador de carbono, um pedaço de feltro, um eletrólito específico para aços inoxidáveis e uma tela de Nylon vazada no formato da grade de círculos a ser impressa. O cabeçote gravador é conectado ao polo positivo da fonte e, também, coberto pelo feltro encharcado com o eletrólito. A tela de Nylon é colocada sobre a amostra que, por sua vez, está conectada ao polo negativo da fonte de energia, fechando, assim, o circuito. Assim que o cabeçote gravador entra em contato com a tela de Nylon e a chapa metálica, a corrente elétrica passa pela tela vazada e pela chapa, promovendo a corrosão eletroquímica da superfície das amostras no formato de círculos, devido à atuação em conjunto do eletrólito (figura 10).

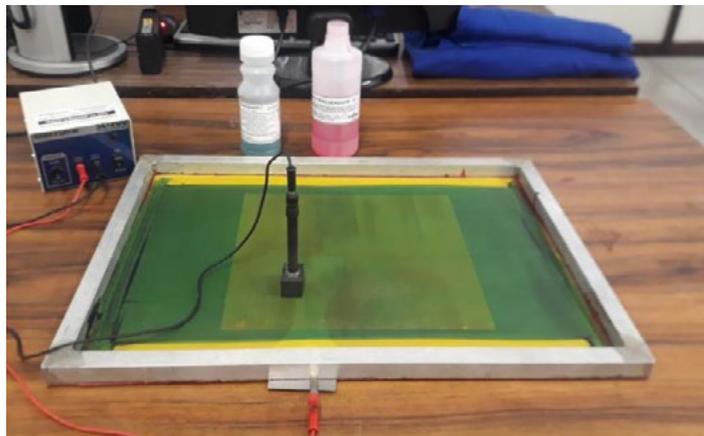


Figura 10 – Ilustração do processo de gravação por corrosão eletroquímica.

Após a gravação da malha de círculos, o ensaio Nakazima modificado é executado na máquina EMIC do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), com a fixação das amostras entre a matriz e o prensa-chapa através de uma força elevada o suficiente para impedir o deslizamento do material para a cavidade da matriz (figura 11). O punção se desloca em direção à amostra numa velocidade constante de 1,5 mm/s, provocando o seu estiramento, segundo a norma ISO 12004:2008. Para lubrificação do contato estabelecido entre as superfícies do material e das ferramentas, foram utilizados três tipos lubrificantes (Draw 58 GS, Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140). Em suma, foram realizados três ensaios para cada tipo de amostra, para cada material e para cada lubrificante utilizado, totalizando, assim, 144 ensaios.



Figura 11 – Representação do ensaio Nakazima modificado executado na EMIC.

As deformações principais são aferidas a partir da deformação plástica dos círculos gravados às superfícies dos corpos-de-prova que, posteriormente ao ensaio Nakazima, se tornam elipses (figura 12). Através da variação do seu diâmetro inicial (d_0), é possível determinar as deformações principais máxima (φ_1) e mínima (φ_2) nos pontos lindeiros à zona de estrição^[20].

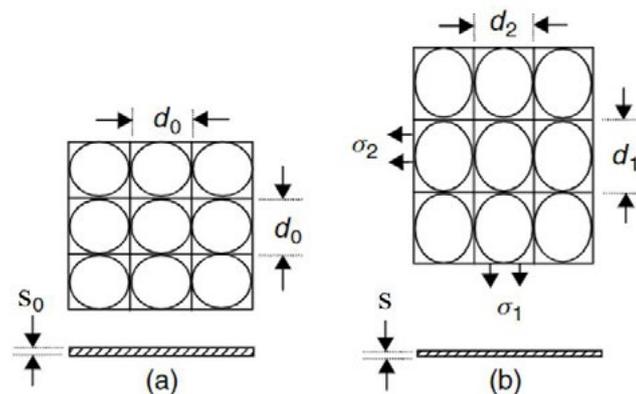


Figura 12 - Medição das deformações principais através da técnica de visioelasticidade^[20].

As deformações principais φ_1 e φ_2 são calculadas pelas equações 1 e 2^[13].

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d_0}\right) \quad (1)$$

$$\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d_0}\right) \quad (2)$$

Os ensaios foram finalizados assim que observada uma estrição localizada nas amostras (figura 13). Devem ser medidas duas elipses para cada tipo de amostra, uma de cada lado da estrição. A elipse medida deve ser a mais próxima da estrição, desde que esteja completa, ou seja, que tenha mantido a integridade da sua linha de contorno^[13].



Figura 13 – Representação das amostras após o ensaio Nakazima modificado.

Para medir a deformação das elipses, foi utilizada uma régua flexível e transparente, graduada com as deformações relativa (ε) e verdadeira (φ) para a grade de 2,5 mm de diâmetro (figura 14). A régua permite a leitura direta dessas deformações e, por ser flexível e transparente, acompanha o formato dos corpos-de-prova após o ensaio Nakazima e permite a medição das deformações dos círculos. A leitura das deformações principais é feita quando as linhas transversais da régua apresentam a mesma dimensão do comprimento e da largura da elipse, o que corresponde às deformações principais máxima (φ_1) e mínima (φ_2), respectivamente [13].

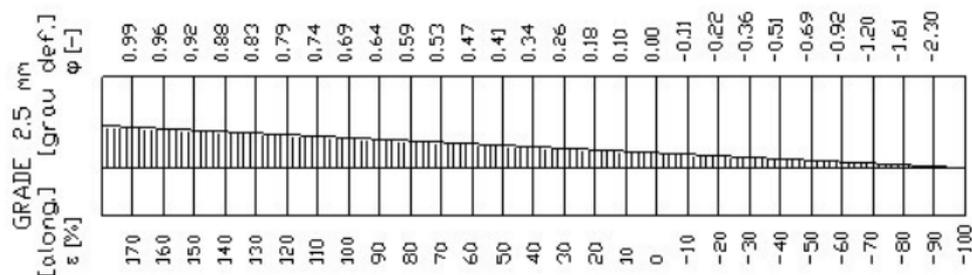


Figura 14 – Régua transparente e flexível utilizada para medir as deformações [7].

4. RESULTADOS

As figuras 15 e 16 apresentam as curvas CLCs dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430 para cada lubrificante utilizado durante o ensaio de Nakazima modificado, as quais correspondem às linhas de tendência dos pares de deformações principais máximas (φ_1) e mínimas (φ_2) aferidos e, posteriormente, plotados no software MS Excel.

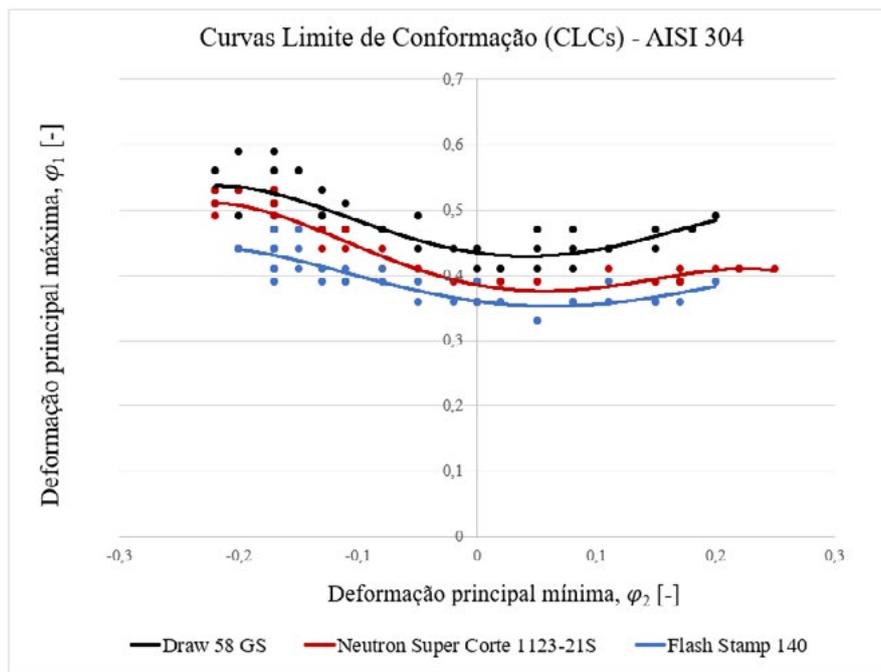


Figura 15 – Curvas CLCs do aço inoxidável AISI 304 para cada tipo de lubrificante.

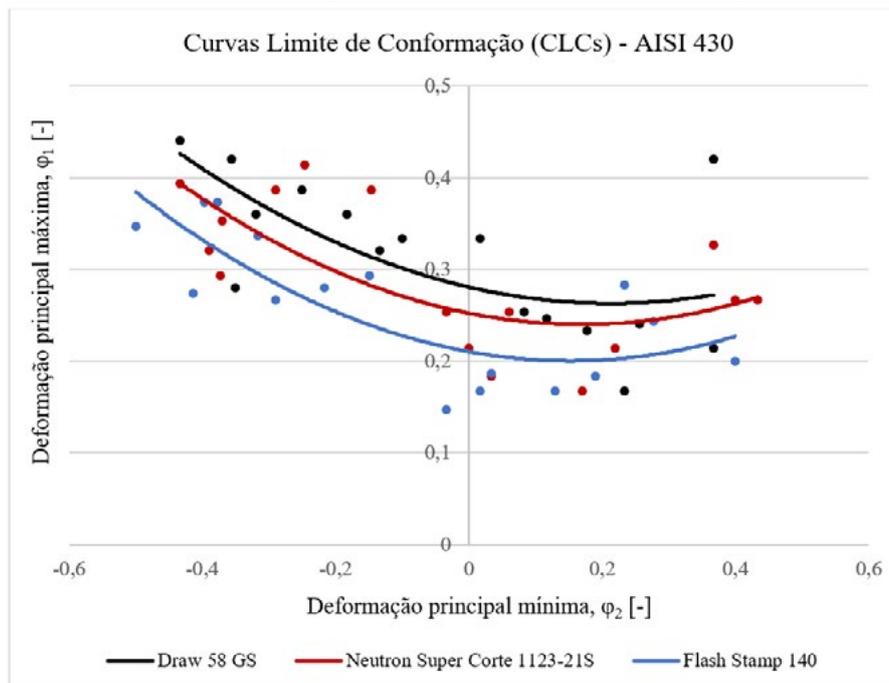


Figura 16 – Curvas CLCs do aço inoxidável AISI 430 para cada tipo de lubrificante.

Constata-se que o uso do lubrificante Draw 58 GS ofereceu o menor coeficiente de atrito em relação aos demais lubrificantes utilizados, garantindo um aumento do grau de estampabilidade em, aproximadamente, 20 e 30% em relação aos lubrificantes Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140, respectivamente.

Nota-se que as CLCs encontradas experimentalmente para o aço inox AISI 304 se aproximam dos resultados constantes dos trabalhos de Schino [25] (figura 17), de Cardoso *et al.* [26] (figura 18) e de Cavaler [27] (figura 19).

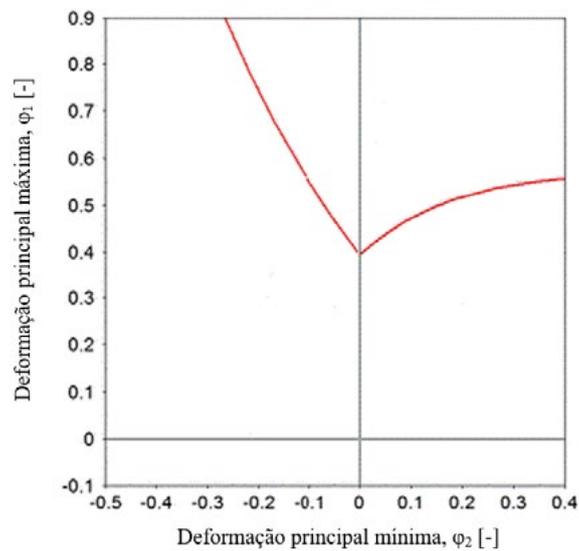


Figura 17 –CLCs do aço inoxidável AISI 304 para cada tipo de lubrificante [25].

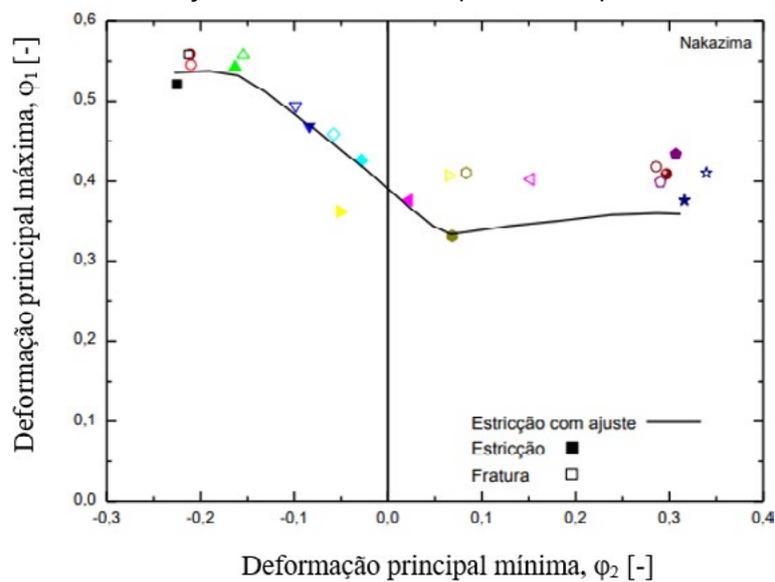


Figura 18 – Curva limite de conformação do aço inoxidável AISI 304 [25].

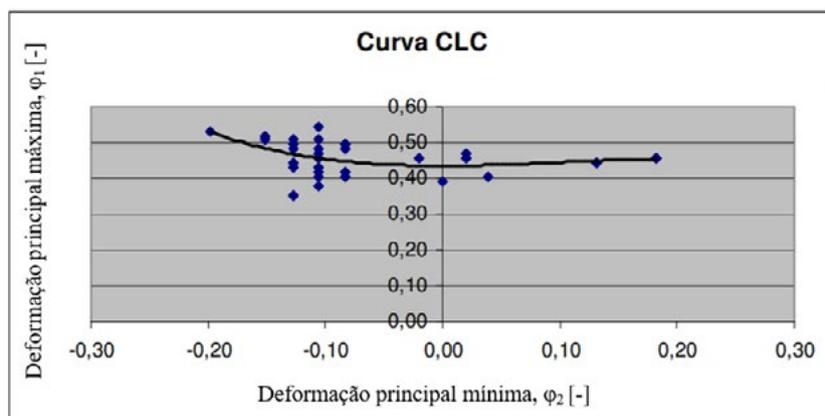


Figura 19 – Curva limite de conformação do aço inoxidável AISI 304 [26].

Por outro lado, as CLCs encontradas experimentalmente para o aço inox AISI 430 se aproximam dos resultados constantes dos trabalhos de Carneiro [28] (figura 20), de Luiz [29] (figura 21) e de Bong [30] (figura 22).

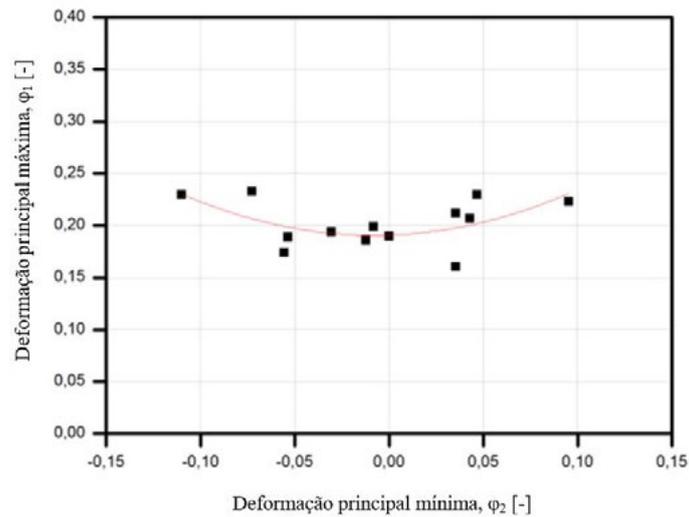


Figura 20 – Curva limite de conformação do aço inoxidável AISI 430 [27].

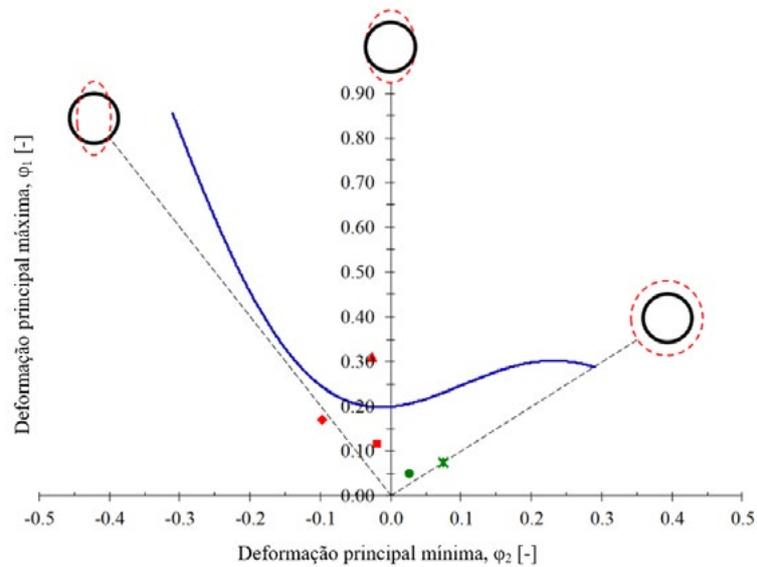


Figura 21 – Curva limite de conformação do aço inoxidável AISI 430 [28].

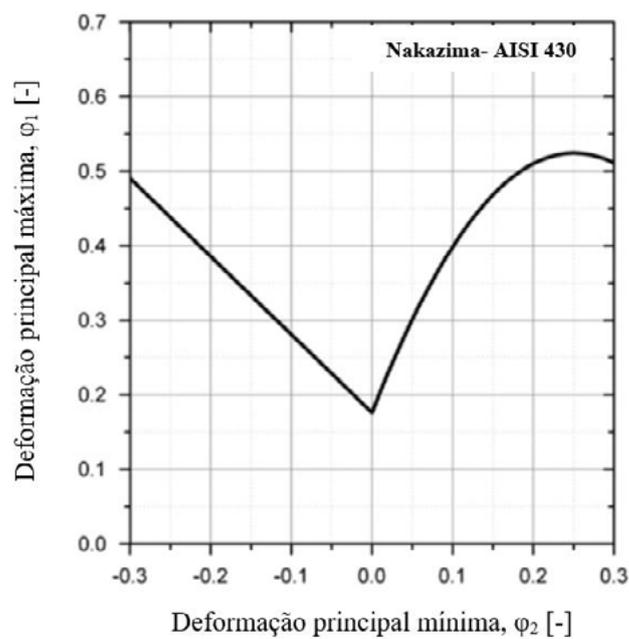


Figura 22 – Curva limite de conformação do aço inoxidável AISI 430 [29].

A diferença entre as curvas experimentais e as curvas fornecidas pela literatura para os aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430 é justificada pela viscosidade dos lubrificantes utilizados e,

consequentemente, do atrito em cada ensaio, dado que, tanto para os experimentos deste estudo quanto nos experimentos da literatura, os parâmetros do ensaio Nakazima modificado atenderam às especificações da norma ISO 12004:2008. Além disso, eventuais discrepâncias entre as propriedades mecânicas das amostras deste estudo e da literatura, como o índice de encruamento e os limites de Escoamento e de resistência, podem contribuir para diferenças significativas no formato das CLCs.

5. CONCLUSÃO

As curvas limite de conformação preveem o limite de deformações que os materiais podem suportar até atingir o seu rompimento. Normalmente, esses dados servem como parâmetro para o projeto de produtos estampados, considerando que, para qualquer região, os pares de deformação principais devem se situar abaixo da CLC, assegurando a integridade estrutural das peças frente à sua aplicação final. Cabe destacar que inúmeros softwares comerciais já conseguem prever a configuração das CLCs de chapas metálicas, necessitando, apenas, de informações relativas à espessura, ao índice de encruamento, aos limites de escoamento e de resistência do material. Não obstante, a influência dos lubrificantes e, consequentemente, do atrito na configuração final das CLCs torna-se difícil desses softwares descreverem com precisão, uma vez que a maioria considera o atrito como uma variável constante durante os processos de conformação, desprezando a influência exercida pela viscosidade dos lubrificantes, velocidade de deslizamento das ferramentas e pressão em cada região da peça durante a sua deformação permanente.

Observa-se que, através das figuras 15 e 16, as CLCs são muito suscetíveis à mudança do tipo de lubrificante utilizado e, por conseguinte, do atrito, assim como já era corroborado por meio dos estudos de Silveira Netto [7] e de Folle *et al.* [13]. À medida em que o lubrificante oferecia uma redução do coeficiente entre as ferramentas e as amostras durante os ensaios de Nakazima modificado, verificou-se um aumento do grau de estampabilidade das chapas de aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 430, deslocando, portanto, a curva limite para cima. Em suma, o uso do lubrificante Draw 58 GS ofereceu o menor coeficiente de atrito em relação aos demais lubrificantes utilizados, garantindo um aumento do grau de estampabilidade em, aproximadamente, 20 e 30% em relação aos lubrificantes Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140, respectivamente. Adicionalmente, verificou-se que o grau de estampabilidade do aço inoxidável AISI 304 é superior ao AISI 430, visto que as CLCs do AISI 304 se situavam bem mais acima do que as curvas do AISI 430.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela infraestrutura para realização dos ensaios experimentais, 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] BANABIC, D. et al. Development of a new procedure for the experimental determination of the Forming Limit Curves. **Cirp Annals: Manufacturing Technology**. Cluj-Napoca, p. 255-258, 2013.
- [2] GOODWIN, G. M. Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop. **SAE Transactions**. p. 380-387, 1968.
- [3] KEELER, S. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. **SAE Transactions**. p. 1-9, 1966.
- [4] ALLWOOD, J. M.; SHOULER, D. R. Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states. **International Journal of Plasticity**, v. 25, p. 1207-1230, 2009.
- [5] NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. Study on the Formability of Steel Sheets. **Yamata Technical Report**, v. 264, p. 8517-8530, 1968.

- [6] HASEK, V. Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflussgrößen auf das Grenzformaenderungschaubild. **Bleeh** **25** (v. 5, v. 6, v. 10, v.12), p. 213-220, p. 285-292, p. 493-499, p. 619-627, 1978.
- [7] SILVEIRA NETTO, S. E. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 90 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018.
- [8] UTHAISANGSUK, V. et al. Experimental and numerical failure criterion for formability prediction in sheet metal forming. **Computational Materials Science**, v. 43, p. 43-50, 2008.
- [9] BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. Springer Singapore, Singapore, 748 p., 2018.
- [10] NAJMEDDIN, A.; JAVADIMANESH, A. Theoretical and Experimental Analysis of deep drawing cylindrical cup. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, v. 1, p. 336-342, 2013.
- [11] LI, F.F. *et al.* Experimental and theoretical study on the hot forming limit of 22MnB5 steel. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 71, p. 297–306, 2014.
- [12] MA, B. *et al.* Prediction of forming limit in DP590 steel sheet forming: An extended fracture criterion. **Materials and Design**, v. 96, p. 401-408, 2016.
- [13] FOLLE, L. F. *et al.* Escolha do lubrificante correto torna mais precisa a curva-limite de conformação. **Corte e Conformação de Metais**, p. 64 – 76, abril, 2008.
- [14] FOLLE, L. F. **Estudo do coeficiente de atrito para processos de estampagem**. 131 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.
- [15] COLGAN, M.; MONAGHAN, J. Deep drawing process: analysis and experimente. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 132, p. 25-41, 2003.
- [16] DWIVEDI, R.; AGNIHOTRI, G. Study of Deep Drawing Process Parameters. **5th International Conference of Materials Processing and Characterization (ICMPC 2016)**, p. 820-826, 2017.
- [17] OLSSON, D.D.; BAY, N.; ANDREASEN, J.L. A quantitative lubricant test for deep drawing. **International Journal Of Surface Science And Engineering**. Mariager, p. 2-12, 2010.
- [18] ZAID, A. I. O. Effect of diferente lubricants on deep drawing of galvanized steel. **International Journal of Scientific & Engineering Research**, v. 8, 2017.
- [19] KARIMA, M.; CHANDRASEKARAN, N. ; TSE, W. Process Signatures in Metal Stamping: Basic Concepts. **J. Mater. Shaping Technol**, v. 7, p. 169-183, 1989.
- [20] HU, S. J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L. **Mechanics of Sheet Metal Forming**. Elsevier Science, Woburn, 2002.
- [21] ROCHA, M. R. **Estudos da conformabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 304N e 304H e suas correlações com as microestruturas obtidas**. 154 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinvile, 2006.
- [22] GILAPA, L. C. M. **Efeito do teor de cobre e dos caminhos de deformação na conformabilidade e na martensita induzida por deformação no aço inoxidável austenítico AISI 304**. 130 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinvile, 2011.

- [23] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 12004-1**: Measurement and application of forming limit diagrams in the press shop. Geneva, 16 p., 2008.
- [24] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 12004-2**: Determination of forming-limit curves in the laboratory. Geneva, 34 p., 2008.
- [25] SCHINO, A. di. Advances in materials science and engineering: prediction of AISI 304 stainless steel pipe deformation by FEM simulation. **Metallurgist**, Moscow, v. 63, p. 511-520, 2019.
- [26] CARDOSO, M. C. *et al.* Avaliação da curva limite de conformação de um aço inoxidável austenítico. **7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**. Itatiaia, p. 1-10, 2013.
- [27] CAVALER, L. C. C. **Parâmetros de Conformação para a Estampagem Incremental de Chapas de Aço Inoxidável AISI 304L**. 152 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.
- [28] CARNEIRO, J. P. S. *et al.* Comparative study of formability and mechanical properties of AISI 316 and AISI 430 stainless steel. **5Th International Conference On Integrity-Reliability-Failure**. Porto, p. 213-220, 2016.
- [29] LUIZ, V. D.; RODRIGUES, P. C. de M. Failure analysis of AISI 430 stainless steel sheet under stretching and bending conditions. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 121, p. 2759-2772, 2022.
- [30] BONG, H. J. *et al.* The forming limit diagram of ferritic stainless steel sheets: experiments and modeling. **International Journal Of Mechanical Sciences**, Gyeongbuk, v. 64, p. 1-10, 2012.

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS

LECTURES & TECHNICAL PAPERS

PALESTRA TÉCNICA DESTAQUE / TECHNICAL KEYNOTE LECTURE:

AVANÇOS DA ENERGIA SOLAR FV NA ARGENTINA NO CONTEXTO LATINOAMERICANO.

Prof. Dr. Luis Horacio Vera (Facultad de Ingenieria, Univ. Nacional del Nordeste / Secretaría de Energía de la provincia de Corrientes, Argentina)

RENOMAT 1

TENDÊNCIAS E TECNOLOGIAS DE CÉLULAS SOLARES E MÓDULOS FOTOVOLTAICOS

Trends and Technologies of Solar Cells and Photovoltaic Modules

Profª Drª Izete Zanesco e Adriano Moehlecke (Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS)

RENOMAT 2

NANOMATERIAIS APLICADOS À CONVERSÃO DE ENERGIA SOLAR

Nanomaterials Applied to Solar Energy Conversion

Prof. Dr. Marco Antônio SCHIAVON (Departamento de Ciências Naturais, Universidade Federal de São João del-Rei – UFSJ - São João del-Rei – MG)

RENOMAT 3

SÍNTESE CONTROLADA DE PARTÍCULAS

Prof. Dr. Marcos José Leite Santos (Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, PPGCIMAT/UFRGS RS)

RENOMAT 4

MATERIAIS CERÂMICOS NO CONTEXTO DAS ENERGIAS RENOVÁVEIS

Ceramic Materials in the Context of Renewable Energies

Dr. Dan Yushin Miyaji (Pesquisador - R&D) (participação online) Adalberto Teógenes Tavares Junior e Tales Gottlieb Jahn (Centro de Energias Renováveis, Parque Tecnológico Itaipu)

RENOMAT 5

ESTUDO DE VIABILIDADE ECONÔMICA DE GERAÇÃO FOTOVOLTAICA APLICADO EM SMART GREENHOUSE PARA CULTIVO DE MUDAS DE ALTO VALOR AGREGADO

Economic feasibility study of photovoltaic generation applied in smart greenhouse for growing seedlings hofh added value

Natalia da S.Tiscoski, Vilson Gruber, Roderval Marcelino e Giuliano Rampinelli (PPGTIC – UFSC)

RENOMAT 6

ESTUDO COMPARATIVO DE CONFIGURAÇÕES PARA UM COLETOR SOLAR EXPERIMENTAL

Comparative study of configurations for an experimental solar collector

Fabio Andre Lora, Nilmar de Souza e Figueiredo, E. G. de (UFRB)

RENOMAT 7

ANÁLISE DE NOVAS TECNOLOGIAS EM MATERIAIS E PROCESSOS DE PRODUÇÃO APLICADOS EM BATERIAS NÍQUEL-FERRO

Analysis of new technologies in materials and production processes for iron-nickel batteries
Clauber Andre Ferasso, Willian Delfim da Silva e Lirio Schaeffer (UFRGS)

RENOMAT 8

SISTEMA AUTOMÁTICO PARA MOVIMENTAÇÃO DE PLACAS FOTOVOLTAICAS ATRAVÉS DE RASTREAMENTO DO SOL.

Automatic system for movement of photovoltaic plates through sun tracking
Mathias Samuel Novak, Elio Barcelos, Josimar Souza Rosa e Ewerton Artur Cappelatti e (Universidade FEEVALE)

RENOMAT 9

ENERGIA EÓLICA E TRANSIÇÃO ENERGÉTICA OU ENERGIA EÓLICA: CAMINHOS PARA A ECONOMIA DE CARBONO ZERO....

Profa. Dra. Adriane Prisco (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS)

RENOMAT 10

ENERGIAS RENOVÁVEIS NA MATRIZ DE TRANSPORTES

Prof. Dr. Eng. Josimar Souza Rosa (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo - RS)

RENOMAT 11

GERENCIAMENTO DE PROJETOS EM FOTOVOLTAICO

Project Management in photovoltaics
Arthur Santini (ECORI Energia Solar, SC)

RENOMAT 12

ESTUDO PRELIMINAR DE PREVISÃO DE CURTO PRAZO DA GERAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA DE UM SISTEMA FOTOVOLTAICO CONECTADO À REDE NA REGIÃO SUL DE SANTA CATARINA

Preliminary Study of Short-Term Forecast of Electric Energy Generation of a Photovoltaic System Connected to the Grid in the South Region of Santa Catarina
André Possamai Rosso (UFRGS), Giuliano Arns Rampinelli (UFSC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

MESA-REDONDA: MERCADO E EMPREENDEDORISMO

Coordenação: Mara A. Schwengber (ABSOLAR)
Arthur Santini (ECORI Energia Solar, SC)

FORMALIZAÇÃO DE EMPRESAS DE INTEGRAÇÃO E REVENDA NO MERCADO FOTOVOLTAICO BRASILEIRO FORMALIZATION OF RESELLERS COMPANY IN BRAZILIAN MARKET PV

Mara A. Schwengber (ABSOLAR)

PROGRAMA DE CERTIFICAÇÃO VOLUNTÁRIA – QUALIDADE ABSOLAR.

RENOMAT 14

USINA SOLAR FOTOVOLTAICA NO CAMPUS LITORAL NORTE DA UFRGS

Prof. Dra. Aline Cristiane Pan (Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS)

RENOMAT 15

DESENVOLVIMENTO DE TECNOLOGIAS PARA A ELETROMOBILIDADE.

Profª Drª Engª Fernanda Cristina Corrêa (Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba – PR)

RENOMAT 16

MOBILIDADE ELÉTRICA: UM CAMINHO NECESSÁRIO PARA A TRANSIÇÃO ENERGÉTICA

Prof. Dr. Eng. André Abelardo Tavares (Coordenador do Curso de Engenharia Elétrica – Centro Universitário UNISATC, Criciúma – SC)

RENOMAT 17

DESEMPENHO DE UM GRUPO GERADOR EM MODO BICOMBUSTÍVEL DIESEL-BIOMETANO E BODIESEL-BIOMETANO

Renan Reidel e Josimar Souza Rosa (Universidade FEEVALE)

RENOMAT 18

MONTAGEM E PROGRAMAÇÃO DE UM INVERSOR TRIFÁSICO PARA APLICAÇÃO EM UM VEÍCULO ELÉTRICO HÍBRIDO.

Niklaus Veit Lauxen, Ronaldo Guisso e Josimar Souza Rosa (Universidade FEEVALE)

RENOMAT 19

O APROVEITAMENTO DA ENERGIA SOLAR PARA UM FORNECIMENTO DE ENERGIA DESCENTRALIZADO, ESPECIALMENTE PARA RESIDÊNCIAS, FAZENDAS, E USO DA ELETROMOBILIDADE .

Jéferson Ferronato, Klaus Dieter Lietzmann e Rodrigo Marques (EPI Energia)

RENOMAT 20

PAINÉIS FOTOVOLTAICOS PARA GERAÇÃO DE ENERGIA EM CARROS ELÉTRICOS – REVISÃO PRELIMINAR

Gustavo Storithont Mudr, Jorge Luiz Satler Coltro, Thomas Adriaan Topfstedt, Alex Lago de Oliveira e Alex Bueno (UFSC Campus Blumenau SC)

RENOMAT 21

AVALIAÇÃO DO POTENCIAL EÓLICO EM MICROESCALA: UMA ANÁLISE METODOLÓGICA DO EMPREGO DO PERFILADOR LIDAR

Dra. Jussara Maria Leite Mattuella (Mattuella Consultoria em Energia Eólica)

RENOMAT 22

DESENVOLVIMENTO DE UMA PLATAFORMA DE AQUISIÇÃO DE DADOS PARA MEDIÇÃO E ARMAZENAMENTO DA RADIAÇÃO SOLAR

Luis Filipi Garcia e Roderval Marcelino (UFSC)

RENOMAT 23

INOVAÇÃO NO USO DE SISTEMA FOTOVOLTAICO APLICADO ÀS SMART AND EFFICIENT GREENHOUSES: UMA REVISÃO NO ÂMBITO DA PROPRIEDADE INTELECTUAL

Innovation in the use of photovoltaic systems applied to Smart and Efficient Greenhouses: a review in the scope of intellectual property

Janini Cunha de Borba, Vilson Gruber, Roderval Marcelino e Giuliano Arns Rampinelli (UFSC)

RENOMAT 24

INOVAÇÃO E SUSTENTABILIDADE: A ENERGIA SOLAR NA CONSTRUÇÃO CIVIL

Júlia Hartmann Mozetic - EPCOR Energia (Porto Alegre – RS)

POSTER

RENOMAT POSTER 1

PROJETO DE DESENVOLVIMENTO DE FERRAMENTAS PARA COMPACTAÇÃO DE NANOPLACAS DE GRAFENO BALANCEADAS COM FE, NI E NB DESENVOLVIDAS PARA FABRICAÇÃO POR METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL PARA USO EM BATERIAS

Clayton André Oliveira da Motta (UFRGS), Dianelli Leite Cardoso (Escola Técnica Liberato Salzano Vieira da Cunha – FETLSVC), Sofia Mancuso Momberger (Escola Técnica Liberato Salzano Vieira da Cunha – FETLSVC), José de Souza (Escola Técnica Liberato Salzano Vieira da Cunha – FETLSVC), Elton Gimenez Rossini (Universidade Estadual do Rio Grande do Sul – UERGS), Alex Fabiano Bueno (Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

Nanomateriais Aplicados à Conversão de Energia Solar

Nanomaterials Applied to Solar Energy Conversion

Prof. Marco Antônio SCHIAVON

Professor Titular de Química Inorgânica

Full Professor of Inorganic Chemistry

Departamento de Ciências Naturais, Universidade Federal de São João del-Rei–

UFSJ - São João del-Rei – MG, Brasil.

schiavon@ufsj.edu.br

A inovação envolvendo nanomateriais é uma das áreas tecnológicas mais proeminentes do cenário científico atual, devido às particularidades das características físicas e químicas dos materiais que a compõe, sendo consideradas atualmente como a revolução tecnológica mais crescente da história humana. Por outro lado, nas últimas décadas houve um aumento pronunciado na demanda por energia elétrica devido à expansão tecnológica. Para manter a demanda por eletricidade aliada ao comprometimento ambiental, a humanidade precisa lançar mão de meios inovadores para a produção de energia. Neste sentido, diversos nanomateriais, de forte apelo na literatura científica recente, tem se destacado como promissores para suprir nossas demandas energéticas, quando aplicados em dispositivos de conversão de energia. Neste seminário, vamos apresentar o estado da arte da utilização de alguns nanomateriais, como pontos quânticos, pontos de carbono e nanocristais de perovskitas, em dispositivos de conversão de energia solar. Resultados com base no design e desempenho de células solares contendo essas nanopartículas serão apresentados e discutidos, correlacionando-se suas viabilidades ambientais.

Innovation involving nanomaterials is one of the most prominent technological areas in the current scientific scenario, due to the particularities of the physical and chemical features of the materials that compose it, currently being considered as the most growing technological revolution in human history. On the other hand, in recent decades there has been a pronounced increase in the demand for electricity due to technological expansion. To keep the demand for electricity allied to the environmental guarantee, humanity needs to make use of innovative means for the production of energy. In this sense, several nanomaterials, of strong appeal in recent scientific literature, have been highlighted as promising to meet our energy demands, when applied in energy conversion devices. In this seminar, we will present the state of the art of using some nanomaterials, such as quantum dots, carbon dots and perovskite nanocrystals, in solar energy conversion devices. Results based on the design and performance of solar cells containing these nanoparticles will be presented and discussed, correlating their environmental viability.



Avaliação do Potencial Eólico em Microescala: uma análise metodológica do emprego do perfilador LIDAR

Eng. Jussara M. Leite Mattuella, Dra¹
Prof Adriane Prisco Petry²

ABSTRACT

The assessment of wind potential is essential for the correct verification of the measurement in order to accurately represent the annual energy produced by the wind farm in direct microscale measurements. Many venues are not viable for the use of the anemometric tower. In these cases the Light Detection and Ranging (LiDAR) technology presents itself as a viable technology with possibilities of greater technical responses, that is, greater height measurement and the possibility of displacement by continent or sea. LiDAR performs indirect wind measurements through the Doppler effect of infrared radiation backscattered by aerosols and airborne particles, providing wind speed measurements at different vertical levels. This article describes the principle and methodology of LiDAR technology. This review demonstrates the potential of LiDAR technology to provide a reliable wind assessment for energy potential.

Keywords: LIDAR, parques eólicos, *micrositing*

1. INTRODUÇÃO

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 e para uma transição energética nos povos. O Plano Decenal de Energia 2031 mostra um Brasil voltado a prospectar a fonte eólica com 22 GW instalados “onshore”, 8 GW em construção e 169 GW em licenciamento offshore. Estima-se que, em regiões de até 50 m de lâmina d’água, para velocidades médias anuais maiores que 7 m/s, à altura de 200 m acima da superfície do mar, o potencial brasileiro seja da ordem de 679 GW ao longo da costa brasileira [3]. Um dos principais desafios para essa demanda posta é a correta medição do vento em microescala, a qual posteriormente deve ser correlacionada com dados de longo prazo em mesoescala (MERRA e ERA 5). Em tema de medição é apropriado uma revisão metodológica dos perfis do vento para a construção da camada limite

¹Diretora Técnica Mattuella Consultoria

² Professora Titular - Engenharia Mecânica - Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS

Coordenadora do NIEPIEE - Núcleo de Integração de Estudos, Pesquisa e Inovação em Energia Eólica

atmosférica. No tocante a primeira abordagem, o objetivo é determinar a magnitude do recurso disponível e fornecer uma avaliação técnica de possíveis locais e a análise de viabilidade econômica do empreendimento. Para tanto, existem locais em que a avaliação em microgeração com o emprego de torres convencionais, não tem acessibilidade. Esta revisão apresenta os esforços da pesquisa metodológica para apresentação do perfilador LIDAR, o qual se propõe a soluções amplas e para tais coberturas e outras tais como: medições da velocidade do vento, avaliação de esteiras.

2. O PERFIL DE VENTO [6]

A CLA terrestre pode ser definida pelo perfil de variabilidade da velocidade do vento, o qual é proporcional aos elementos físicos obstrutores ao escoamento, tais como o arrasto, evaporação, evapotranspiração, transferência de calor, emissão de poluentes e alterações, [4] gerados pela topografia ou por obstáculos na superfície. A estrutura do vento é principalmente determinada pela natureza da superfície subjacente e pelo gradiente vertical de temperatura do ar. Dentro da CLA, através de dispersões, ocorre intercâmbio de quantidade de movimento entre camadas horizontais do ar.

Duas principais leis explicam o comportamento do escoamento na Camada Limite Atmosférica: (i) são a Lei de Potência e (ii) Lei Logarítmica.

a) Lei de Potência (Coeficiente de Cisalhamento do Vento-“*Wind Shear*”)

A lei de potência descreve a relação funcional entre dois números em que um número é teoricamente expresso como uma potência do outro. Quando a estabilidade atmosférica é quase neutra, a distribuição vertical da velocidade do vento na qual a velocidade do vento constantemente aumenta de acordo com a altura mesmo na camada limite inferior da atmosfera [5]. O coeficiente de cisalhamento do vento (“ α ”) ou o expoente da lei de potência segue a Equação 1.

$$U(z_2) = U(z_1) \left(\frac{z_2}{z_1} \right)^\alpha \quad (1)$$

Onde:

α (ou “ p ”) - expoente de cisalhamento

z_1 e z_2 - alturas de medição da velocidade do vento

$U(z_1)$, $U(z_2)$ - velocidade do vento (conhecida e projetada, respectivamente)

b) Lei Logarítmica ou Lei da Parede

De acordo com diversos autores, a lei de Prandtl é acuradamente aplicável até cerca de 100 *m* de altura. A Lei Logarítmica representa um dos mais estabelecidos modelos do perfil da velocidade do vento, resultante da Teoria da Similaridade de Monin-Obukhov – MOST [7]. De acordo com a MOST, a estatística da turbulência e do escoamento médio turbulento pode ser expressa por uma função universal representada por um parâmetro adimensional (Ψ). Com essas considerações, o perfil de velocidade vertical do vento médio, sob condições de estabilidade atmosférica neutra, sobre um local

relativamente liso e aberto e em uma camada limite superficial horizontalmente homogênea, pode ser aproximado na forma da Equação 02.

$$U(z) = \frac{u_*}{k} \left[\ln \left(\frac{z}{z_0} \right) - \Psi_m \left(\frac{z}{L}, \frac{z_0}{L} \right) \right] \quad (2)$$

Onde:

u^* (m/s) é a velocidade de atrito;

“ k ” é a constante de Von Kármán, cujo valor adotado é geralmente de 0,40;

“ z_0 ” é o comprimento de rugosidade aerodinâmica (m);

“ z_2 ” e “ z_1 ” correspondem às alturas de medições; e

“ ΔU ” é a mudança na velocidade do vento horizontal

“ Ψ_m ” é a função de correção de estabilidade;

(“ z/L ”) onde “ L ” é o Monin-Comprimento de Obukhov, uma parametrização da estabilidade atmosférica.

Onde:

“ ψ_m ” - é uma função de correção de estabilidade que depende da razão ($\zeta_m = (z - d) / L$), onde “ L ” é o comprimento de Obukhov.

“ u^* ” - coeficiente de fricção e é definida nos termos da equação 3.

$$u^* = k\Delta U / \phi_m \ln (z_2/z_1) \quad (3),$$

“ ϕ_m ” é uma função de correção de estabilidade Monin-Obukhov também conhecida como cisalhamento adimensional do vento;

A correção de estabilidade, “ Ψ_m ”, é calculada a partir de uma integral sobre a dimensão vertical entre as duas alturas consideradas (z_1) e (z_2) nos termos da Equação 04.

:

$$\Psi_m \left(\frac{z_2}{L}, \frac{z_1}{L} \right) = \int_{z_1/L}^{z_2/L} \frac{1 - \phi_m(\xi)}{\xi} d\xi \quad (4)$$

Onde a função de estabilidade “ ϕ_m ” para condições estáveis, de acordo com a proposta de Beljaars e Holtslag [8] uma das mais utilizadas na comunidade eólica [9], segue a Equação 05:

$$\phi_{m, \text{estável}}(\xi) = 1 + a\xi + b\xi + (1 + c - d\xi)\exp[-d\xi] \quad (5)$$

Onde:

($a=1$; $b=2/3$; $c=5$; $d=0,35$)

Para condições instáveis, usamos a formulação 06 amplamente aceita por Dyer e Hicks [10]:

$$\phi_{m, \text{unstable}}(\xi) = (1 - 16\xi)^{-1/4} \quad (6)$$

O comprimento de rugosidade, (“ z_0 ”) é proporcional ao tipo de cobertura vegetal. Geralmente é definido com base em valores da literatura. Como exemplo, o valor de (“ z_0 ”) para regiões de mar aberto e calmo é da ordem de $10^{-4} m$, para regiões litorâneas é da ordem de $10^{-3} m$, em regiões com muitas árvores e poucas construções ao redor, situa-se entre 0,1 à 0,3 m e para locais de subúrbios e centros urbanos

(cidades pequenas) situa-se entre 0,4 e 0,6 m.

3. TECNOLOGIA LIDAR (“*LIGHT DETECTION AND RANGING*”)

Os sistemas Wind LIDAR foram demonstrados pela primeira vez na década de 1970 [11] e desde então tem sido aplicados a uma ampla variedade de soluções, incluindo aviação e meteorologia. Aplicações para a energia eólica foram exploradas na década de 1980 [12][13]. Em 2002 a *Coherent Technologies*, introduziu o “*Windtracer*” o primeiro modelo comercial de LIDAR coerente, seguro para os olhos, com varredura de longo alcance. Uma aceitação mais ampla de LIDARs Doppler coerentes em energia eólica ocorreu após a introdução dos LIDARs ZephIR, em 2006, e o Windcube, em 2007 [14]. Na última década, os instrumentos de sensoriamento remoto fizeram avanços significativos na recuperação de dados e avaliação do escoamento turbulento na Camada Limite Atmosférica (ABL) [15][16][17]. A capacidade de alcance e varredura do Doppler LIDAR permitem a exploração da atmosfera em grandes áreas e em toda a profundidade da camada limite [17].

A pesquisa de sistemas flutuantes LIDAR (“*floating lidar systems – FLS*”) aumentou durante últimos anos com a geração do sistema bóia-LIDAR que permite medições no mar, a qual data de 2009. Os mesmos têm se confirmado como a principal alternativa aos mastros de metal para áreas de difícil acesso com maiores alturas de medição [18][19]. O perfilador de ventos LIDAR é um equipamento capaz de medir a velocidade e direção do vento com precisão em diferentes níveis verticais da atmosfera. Simulações LIDAR também foram aplicadas na pesquisa de esteiras de turbinas eólicas [20]. Investigações de Menke et al [21] indicaram diferenças de até 20% na expectativa de geração, as quais são supridos pelo emprego do sensoriamento remoto. Outras aplicações definem o LIDAR um equipamento técnico de alto alcance:

- Medições anemométricas para diferentes aplicações em terrenos de maior complexidade [23];
- Flexibilidade em relação transporte e instalação. Isso pode ser particularmente importante para locais offshore, onde a instalação de uma torre meteorológica com plataforma fixa ou flutuante pode ser proibitivamente cara [24];
- Redução de incerteza da extrapolação vertical das medições, a partir da medição em altura de hub [23];
- Análise da direcionalidade do “*shear*” e seu impacto na geração das turbinas eólicas [25];
- Aplicação do LIDAR em controles avançados de turbinas em tempo real (“*wake steering control*”), mudando o “*yaw*” de “*nacelles*” em barlavento para otimização da geração de turbinas à sotavento, através do mapeamento e otimização do efeito esteira global do parque [26];
- Análise de esteiras aerodinâmicas, déficit de produção de energia da fazenda e cargas geradas em turbinas eólicas, ou seja, menor vida útil das turbinas eólicas. No estudo de Ishihara e Qian [26] foi demonstrado investigação de um sistema coerente para medições de

velocidade radial do escoamento turbulento e modelagem de uma esteira à sotavento de um aerogerador;

- Detecção de altura de camada mista marinha (“*mixed layer height-MLH*”) empregando um Doppler coerente embarcado e tendo como base a taxa de dissipação de energia cinética turbulenta constante [27].

Os sistemas Doppler wind LIDAR são instrumentos de sensoriamento remoto que usam a luz emitida por um laser infravermelho para a atmosfera para estimar a velocidade do vento. As primeiras aplicações tratavam de medições da velocidade do vento no ar [28] ou estudos meteorológicos em aeroportos [29]. Os LIDARs de vento funcionam transmitindo radiação eletromagnética (luz) de um laser com um comprimento de onda bem definido no infravermelho próximo banda em torno de $1,5 \mu\text{m}$. Os sistemas Lidar são amplamente empregados em estudos científicos de meteorologia da camada limite atmosférica [30][31] e em avaliações de recursos eólicos [21], comportamento da esteira da turbina [32] qualidade do ar e meteorologia [33].

O LIDAR não mede a velocidade real do vento U , mas a velocidade radial $V_r(u, v, w)$. O sinal emitido pelo LIDAR é um feixe de luz coerente, com uma frequência bem definida e conhecida, o qual atende as seguintes premissas:

a) Princípio do LIDAR COERENTE

A qualidade de uma medição da velocidade do vento pode ser julgada pela coerência entre a estimativa da componente “u” da detecção de luz na linha de visão, o sistema de medição LIDAR e o componente “u” verdadeiro que atinge o plano do rotor, conforme Figura 01.

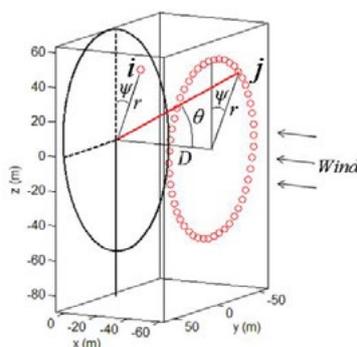


Figura 1: Sistema de coordenadas e variáveis de medição usadas. O LIDAR é assumido montado em um cubo de uma turbina eólica $(x_h, y_h, z_h) = (0, 0, 0)$.

A variável D representa a distância a favor do vento, ou na direção longitudinal entre o LIDAR e o ponto de medição. O ponto j indica onde uma medição da velocidade do vento é feita para estimar o vento que atinge o ponto “ i ” após o tempo de atraso de “ D ”. Nesta figura, “ r ” é o raio do padrão de varredura de um LIDAR medindo um círculo a favor do vento do rotor. Os pontos representam onde as medidas seriam levadas para um LIDAR com uma varredura de taxa de amostragem de 50 hertz (Hz) a 60 rotações por minuto (*rpm*).

b) Efeito DOPPLER.

O princípio pelo qual o LIDAR coerente mede a velocidade é descrito da seguinte forma: um feixe de radiação coerente - laser na banda infravermelha (1,4 a 2 μm), ilumina o alvo e uma pequena fração da luz a qual é retroespalhada em um receptor (Figura 2). O movimento do feixe em direção ao alvo leva a uma mudança na frequência através do deslocamento Doppler. A diferença detectada é proporcional à razão entre a velocidade das partículas e a velocidade da luz, sendo a velocidade da luz conhecida, é possível inferir a velocidade das partículas, equivalente a velocidade radial do vento ("Vr"), ou seja, a velocidade ao longo da linha de visada do feixe de luz [34]

A relação entre o deslocamento Doppler e a velocidade radial ("Vr") é dada pela Equação 3 [35]. A velocidade do vento na direção do feixe de laser pode ser calculada a partir da mudança de frequência determinada pelo deslocamento Doppler.

$$Vr = \lambda \Delta f / 2 \quad (3)$$

Onde:

Vr é a velocidade radial ao longo da linha de visão

λ é o comprimento de onda do laser (especificado como 1543 nm para o WindCube LIDAR), e

Δf é o deslocamento Doppler.

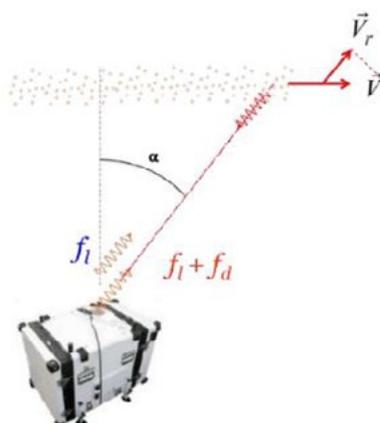


Figura 2. Adaptado de LEOSPHERE¹

c) Equação do LIDAR

A equação do LIDAR estima a potência esperada do sinal retroespalhado da distância a ser analisada. De acordo com (NREL, 2013; 2015), a potência óptica total (P_r) retroespalhada da altura "z" pode ser escrita segundo a equação 5, 6 e 7(DTU Wind Energy-E-Report-0029 (EN).

$$Pr(z) = P_{peak} T_{inst} T_{atm} \beta \pi(z) c \tau / 2 \Omega \quad (5)$$

T_{atm} é expressa como:

$$T_{atm} = \exp\left(-2 \int_0^z \alpha(x) dx\right) \quad (6)$$

¹ LEOSPHERE. **Windcube User Guide**. Saclay, France; Leosphere, 2019.

$$\Omega = \frac{\pi\sigma^2}{z^2} \quad (7)$$

Onde

$P_r(z)$ - Potência ótica total retro espelhada na altura z ;

P_{peak} - é a potência do pulso transmitido;

T_{inst} - é a transmissão instrumental;

T_{atm} - transmissão atmosférica

$\beta_{\pi}(z)$ - é o coeficiente de retroespalhamento da atmosfera a uma distância z ;

τ - parâmetro relacionado à duração do pulso;

Ω - é o angulo de recepção expresso na forma da Equação 10;

σ - é o raio de abertura eficiente do telescópio;

α e β_{π} - são aproximadamente proporcionais, pois ambos dependem da concentração de aerossóis na atmosfera.

3.1. Tipos de LIDAR: Laser contínuo (“*Continuos wave*” - CW) ou pulsado

O sistema Doppler LIDAR pode ser dividido em duas grandes categorias:

LIDARs de onda contínua (CW) tem a possibilidade de medir o vento em vários locais ao longo do feixe de laser definindo o foco de interesse. O segundo tipo, os LIDARs pulsados fornecem componentes de vento radial em diferentes linhas de visão em diferentes altitudes. Comparativamente ao LIDAR contínuo que somente estima a velocidade de uma altura por vez, os, LIDARs pulsados permitem que a atmosfera seja sondada em várias posições ao longo do feixe à medida que se propaga. Para LIDARs pulsados, muito mais investigações são feitas para determinar a velocidade radial de um espectro Doppler [36]. O laser emite pulsos de luz com frequência entre 10 kHz e 20kHz [36].

De acordo com o exposto, a técnica LIDAR, a velocidade é determinada a partir das velocidades radiais medidas em diferentes direções em relação ao dispositivo. Isso significa que a velocidade medida com o equipamento LIDAR representam médias vetoriais tomadas sobre um volume (média ponderada dos pontos), que é diferente das médias escalares adquiridas em anemômetros de copo medidos em um ponto. Essa média vetorial pode levar a um “bias” nas velocidades obtidos a partir de dispositivos LIDAR e, portanto, a relação entre as medições de volume e ponto deve ser entendida para aumentar a precisão dos dados. [37]

4. LIDAR “SCANNING STRATEGIES”: RECONSTRUÇÃO DA VELOCIDADE DO VENTO E PROJETO DE GEOMETRIA DA VARREDURA DA DIGITALIZAÇÃO.

Segundo Barthelmie et al [37] os perfis verticais de velocidade do vento podem ser obtidos por duas abordagens de recuperação dos dados, sobre superfícies cônicas, na linha de visão (LOS), em

medições LIDAR [39]:

- “Velocity-Azimuth-Display” (VAD) (usada pelo equipamento ZEPHIR)
- “Doppler Beam Swinging” (DBS) (empregada pelo equipamento WIND CUBE)

a) “Velocity-Azimuth-Display” (VAD)

Constitui-se em um método de análise de dados que permite uma varredura cônica completa. À medida que o feixe se move, o escaneamento VAD intercepta o vento à diferentes ângulos azimutais construindo uma série de medições dentro de um disco de ar (volume de controle). A técnica VAD tradicional usa medições de velocidade radial em um ângulo de elevação constante e uma faixa constante de azimute entre 0° a 360°. Em uma região de fluxo de vento homogêneo, a velocidade radial exibe um padrão senoidal quando plotada versus azimute em uma elevação fixa e altura constante acima do solo. A amplitude máxima da senóide é igual ao vento horizontal velocidade e a localização da fase indica a direção do vento.

O método VAD medido com feixes radiais ao longo de uma varredura azimutal de 360° é desenhada na Figura 4a. O componente de vento radial correspondente varia como uma função sinusoidal do ângulo de azimute (Figura 4b) na forma da Equação 8 [36].

$$VR = aVad + bVad \cos(\chi - \chi_{max}) \quad (8)$$

Onde:

$aVad$ - “offset”;

$bVad$ - amplitude

χ_{max} - deslocamento de fase

A Figura 3 esboça a varredura VAD, na linha da visão, de acordo [46].

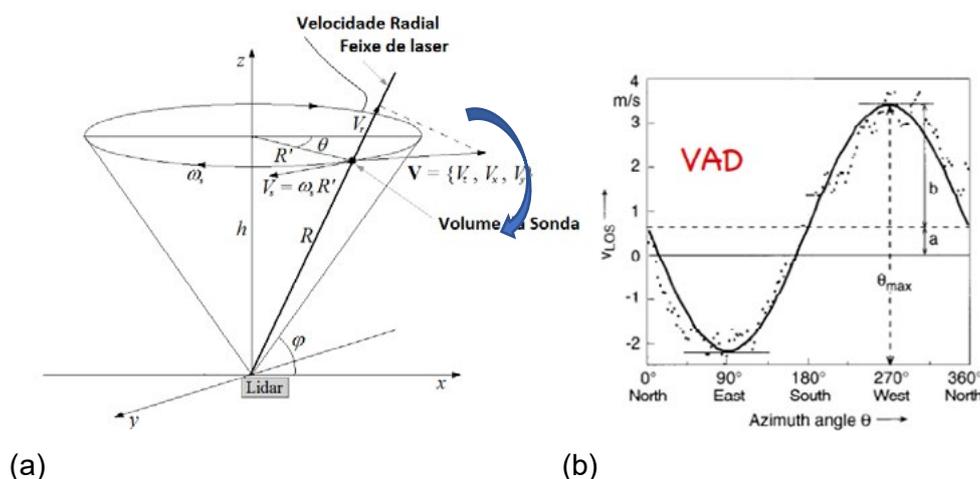


Figura 3: (a, b) Representação da varredura cônica por VAD (Velocity Azimuth Display).

O LIDAR pode medir apenas um componente do vetor de vento local de cada vez, exatamente sua projeção na direção radial “ eR ” no feixe de laser definido pelo ângulo de azimute “ θ ” e o ângulo de elevação “ \varnothing ”. Supondo que o vetor velocidade varie linearmente em torno do centro do círculo sendo

escaneado, a velocidade de referência efetivamente medida atende as Equações 9, 10 e 11, de acordo com [32][46][41].

$$VR = VT \cdot eR \quad (9)$$

$$VR = (u, v, w)(\cos\phi \sin\theta @ \cos\phi \cos\theta @ \sin\phi) \quad (10)$$

$$VR = u \sin\phi \cos\theta + v \sin\phi \sin\theta + w \cos\phi \quad (11)$$

Onde:

V_R = velocidade de referência

$V^T = (u, v, w)$ é o vetor vento de 3 componentes e

ϕ é o ângulo de elevação

θ é o ângulo de azimute do feixe de laser/

u, v, w representam as componentes norte, leste e vertical do vetor de vento V , respectivamente.

b) Varredura “Doppler Beam Swinging” (DBS) - WIND CUBE [50]

A técnica DBS é uma versão simplificada da técnica VAD. No método DBS, o ciclo de varredura inicia com um feixe direcionado para o norte, seguido pela direção oposta. Os feixes são inclinados longe da vertical em um ângulo de zênite fixo e diferem em azimute θ de 90° , conforme a figura estruturação esquemática da Figura 4. Esse sistema é aplicado ao modelo comercial Leosphere Windcube V2, o qual emite os pulsos de laser em cinco direções fixas, apontando o feixe de laser nas quatro direções cardiais (norte, leste, sul e oeste) em um ângulo de elevação de 62° a partir do solo, quatro inclinadas à 28° uma direção vertical. A configuração do Sistema Windcube V2 é observada na Figura 4.

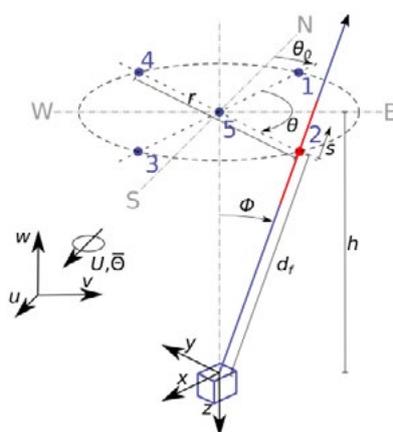


Figura 4: Visualização da configuração do feixe do Windcube V2. Adaptado de Kelberlau e Mann [46]

Cada setor é escaneado por 1 s (2 segundos extras são usados para mover a cunha), os valores são usados para derivar os perfis de velocidade e direção do vento; a varredura completa dura 4 s. O algoritmo também calcula a média de 10 min da velocidade e direção do vento horizontal e do vento vertical, as variâncias do vento horizontal e vertical e a disponibilidade de dados para o mesmo intervalo

de tempo [46][47]

De acordo com Keberlau e Mann [46] os vetores unitários “n” que apontam na direção dos cinco feixes determinaram como velocidade radial o que segue nas Equações 12 a 15.

$$vr1 = v1 \cos\varphi + w1 \sin\varphi \quad (12)$$

$$vr2 = u2 \cos\varphi + w2 \sin\varphi \quad (13)$$

$$vr3 = -v3 \cos\varphi + w3 \sin\varphi \quad (14)$$

$$vr4 = -u4 \cos\varphi + w4 \sin\varphi \quad (15)$$

Onde:

“ u_j ”, “ v_j ” e “ w_j ” são os valores instantâneos dos componentes de velocidade nas quatro posições do feixe;

índice “ j ” = 1, 2, 3 e 4 descreve os valores medidos pelos feixes norte, leste, sul e oeste, respectivamente.

CONCLUSÃO

A possibilidade de medições da velocidade do vento com o emprego de Doppler coerente representa uma evolução na investigação da camada limite atmosférica e na avaliação do potencial eólico, representando uma possibilidade técnica para o avanço da precisão das avaliações no escoamento em campanhas de medição “*onshore*” e “*offshore*”: (i) avaliação de terras costeiras na interface continente-oceano; (ii) fluxos complexos e turbulentos e (iii) detecção de desalinhamento de guinada - “*wake steering*”. Em eólica offshore, os LIDARs atuam nas formas: (i) em plataformas offshore; (ii), embarcados ou (iii) boyas, para as mesmas medições.

A geração WindScan LIDAR possibilita o mapeamento amplo do vento e turbulência 3D, constituindo-se em uma ferramenta de confiabilidade para prospecção de dados de um projeto de parque eólico. A medida que o tamanho dos parques eólicos “*offshore*” aumenta, os mesmos são agrupados em matrizes, passando os efeitos de esteira nos *clusters* a assumir internamente maior importância, afetando o desempenho de turbinas não apenas quanto à eficiência da geração de energia para o parque eólico, mas impactando nas condições do vento circundante. Investigação em um “*cluster*” do Mar do Norte foi objeto de um estudo de impacto de esteiras entre parques eólicos, tendo para tanto o emprego da análise de dados de um LIDAR de varredura, medições aéreas e um modelo de mesoescala. Os resultados demonstraram que a velocidade do vento pode ser reduzida em até 30% pela proximidade dos parques, dependendo da estabilidade atmosférica [47].

Citam-se órgãos dedicados às melhores práticas e certificações tanto na medição de vento quanto para a implantação e operação do LIDAR.

- MEASNET have included brief practical guidelines for lidar and sodar.

- IEC 61400-1. Wind Turbines – Part 1: Design Requirements, 2005
- IEC 61400-12-1-ed2 Wind energy generation systems - Part 12-1: Power performance measurements of electricity producing wind turbines
- DNV-OS-J101: Design of Offshore Wind Turbine Structures, 2014
- DNV-RP-C205: Environmental Conditions & Environmental Loads, 2010
- DNV-RP-J101: Use of Remote Sensing for Wind Energy Assessments, 2011
- GL Guideline for the Certification of Offshore Wind Turbines;
- DNV-OS-J101 - Design of Offshore Wind Turbine Structures;
- DNV “have produced recommended practice guidelines for remote sensing for wind energy assessment” (DNV 2011)
- MEASNET “have included brief practical guidelines for LIDAR and sodar” (MEASNET 2009);
- IEA Task 32 “is dedicated to the exchange of ideas, experiences and techniques of measurements with LIDAR” <http://www.ieawindtask32.org/>
<http://www.ifb.unistuttgart.de/IEAWindT>.

Resultados do Grupo de Pesquisa empregando avaliações da Camada Limite Atmosférica e do emprego do Perfilador LIDAR foram publicados nos seguintes trabalhos:

MATTUELLA, Jussara Maria Leite. **Avaliação em túnel de vento do comportamento da camada limite atmosférica em terrenos complexos**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil. Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. Disponível em: <http://hdl.handle.net/10183/85643>

SCHUSTER, Matheus; PETRY, Adriane; ZINANI, Flavia. Modeling and simulations of atmospheric boundary layer thermal stratifications: a systematic review. 18th Brazilian Congress of Thermal Sciences and Engineering, jan. 2020. Disponível em: [10.26678/ABCM.ENCIT2020.CIT20-0154](http://www.abcm.org.br/ENCIT2020/CIT20-0154)

RADÜNZ, William Corrêa; DE PAULA, Alexandre Vagtinski; PETRY, Adriane Prisco. Avaliação do potencial eólico de uma região com topografia complexa através de dinâmica dos fluidos computacional. **Revista Brasileira de Energia Solar**, v. 7, n. 1, p. 24-31, 2016. Disponível em: <https://rbens.org.br/rbens/article/view/143>

RADÜNZ, William Corrêa; MATTUELLA, Jussara M. Leite; PETRY, Adriane Prisco. Wind resource mapping and energy estimation in complex terrain: A framework based on field observations and computational fluid dynamics. **Renewable Energy**, v. 152, p. 494-515, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.renene.2020.01.014>

SAKAGAMI, Yoshiaki et al. Wind shear assessment using wind LiDAR profiler and sonic 3D anemometer for wind energy applications—preliminary results. In: **Renewable Energy in the Service of Mankind Vol I**. Springer, Cham, 2015. p. 893-902. Disponível em: https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-319-17777-9_80

SANTOS, Pedro Alvim A. et al. Lidar measurements validation under coastal condition. **Óptica Pura y Aplicada**, v. 48, n. 3, p. 193-198, 2015. Disponível em: http://www.sedoptica.es/Menu_Volumenes/Pdfs/OPA48-3-193

SCHUSTER, Matheus Foschera. **Modelagem e simulação da estratificação térmica na camada limite atmosférica**. 2021. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade do Vale dos Sinos. São Leopoldo. Disponível em: <http://www.repositorio.jesuita.org.br/handle/UNISINOS/10841>

Conferencias

MATTUELLA, Jussara Maria Leite, et al. Complex microsite optimization: experimental validation in an Atmospheric Boundary Layer Wind Tunnel-DEWEK 2015. In: **12th German Wind Energy Conference-DEWEK 2015**. Bremen – Germany. May 2015. Disponível em: DOI: [10.13140/RG.2.1.2558.7046](https://doi.org/10.13140/RG.2.1.2558.7046)

REFERÊNCIAS

- [1] INTERNATIONAL ENERGY AGENCY – IEA. Global energy review 2021. 2021. Disponível em: <https://www.iea.org/reports/global-energy-review-2021>
- [2] IRENA, Renewable Energy Statistics. International renewable energy agency. **Renewable Energy Target Setting, Abu Dhabi, UAE, 2017**. Disponível em: <https://www.irena.org/publications/2017/jan/rethinking-energy-2017-accelerating-the-global-energy-transformation>
- [3] Empresa DE PESQUISA ENERGÉTICA (Brasil) - EPE. 2020. Disponível em: <https://www.epe.gov.br/pt>
- [4] LOREDO-SOUZA, A. M.; SCHETTINI, E. B. C.; PALUCH, M. J. Simulação da Camada Limite Atmosférica EM Túnel de Vento. In: Sergio Viçosa Möler; Jorge Hugo Silvestrini. (Org.). **Turbulência**. Porto Alegre: ABCM, 2004. v. 4, p. 137-163.
- [5] RAY, M. L.; ROGERS, A. L.; MCGOWAN, J. G. Analysis of wind shear models and trends in different terrains. **University of Massachusetts, Department of Mechanical and Industrial Engineering, Renewable Energy Research Laboratory**, 2006. Disponível em: <https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.574.7468&rep=rep1&type=pdf>
- [6] BODINI, The importance of round-robin validation when assessing machine-learning-based vertical extrapolation of wind speeds <https://doi.org/10.5194/wes-5-489-2020>
- [7] MONIN, A. S.; OBUKHOV, A. M. Osnovnye zakonomernosti turbulentnogo peremeshivaniya v prizemnom sloe atmosfery (Basic laws of turbulent mixing in the atmosphere near the ground). **Trudy geofiz. inst. AN SSSR**, v. 24, n. 151, p. 163-187, 1954.
- [8] BELJAARS, A. C. M.; HOLTSLAG, A. A. M. Flux parameterization over land surfaces for atmospheric models. **Journal of Applied Meteorology and Climatology**, v. 30, n. 3, p. 327-341, 1991.
- [9] TIEO, Jing-Jin; SKOTE, Martin; SRIKANTH, Narasimalu. Suitability of power-law extrapolation for wind speed estimation on a tropical island. **Journal of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics**, v. 205, p. 104317, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jweia.2020.104317>
- [10] DYER, A. J.; HICKS, B. B. Flux-gradient relationships in the constant flux layer. **Quarterly Journal of the Royal Meteorological Society**, v. 96, n. 410, p. 715-721, 1970.
- [11] JELALIAN, Albert V. Laser Radar Systems 1Artech.**Boston, Mass**, v. 19922, p. 33-41, 1992.
- [12] HARDESTY, R. M.; WEBER, B. F. Lidar measurement of turbulence encountered by horizontal-axis wind turbines. **Journal of Atmospheric and Oceanic Technology**, v. 4, n. 1, p. 191-203, 1987. Disponível em: DOI: [https://doi.org/10.1175/1520-0426\(1987\)004<0191:LMOTEB>2.0.CO;2](https://doi.org/10.1175/1520-0426(1987)004<0191:LMOTEB>2.0.CO;2)

- [13] VAUGHAN, J. M.; FORRESTER, P. A. Laser Doppler velocimetry applied to the measurement of local and global wind. **Wind Engineering**, p. 1-15, 1989. Disponível em: <https://www.jstor.org/stable/43749359>
- [14] VASILJEVIC, Nikola. A time-space synchronization of coherent Doppler scanning lidars for 3D measurements of wind fields. 2014. Disponível em: https://backend.orbit.dtu.dk/ws/portalfiles/portal/102963702/NVasiljevic_Thesis.pdf
- [15] BANTA, Robert M. et al. Wind energy meteorology: Insight into wind properties in the turbine-rotor layer of the atmosphere from high-resolution Doppler lidar. **Bulletin of the American Meteorological Society**, v. 94, n. 6, p. 883-902, 2013. Disponível em: DOI: <https://doi.org/10.1175/BAMS-D-11-00057.1>
- [16] HILL, Chris. Coherent focused lidars for Doppler sensing of aerosols and wind. **Remote Sensing**, v. 10, n. 3, p. 466, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/rs10030466>
- [17] KRISHNAMURTHY, Raghavendra et al. Wind turbulence estimates in a valley by coherent Doppler lidar. **Meteorological Applications**, v. 18, n. 3, p. 361-371, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1002/met.263>
- [18] CLIFTON, Andrew et al. **Remote sensing of complex flows by Doppler wind lidar: issues and preliminary recommendations**. National Renewable Energy Lab.(NREL), Golden, CO (United States), 2015. Disponível em: <https://www.nrel.gov/docs/fy16osti/64634.pdf>
- [19] GOTTSCHALL, Julia et al. Lidar profilers in the context of wind energy—a verification procedure for traceable measurements. **Wind Energy**, v. 15, n. 1, p. 147-159, 2012. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/epdf/10.1002/we.518>
- [20] LUNDQUIST, J. K. et al. Quantifying error of lidar and sodar Doppler beam swinging measurements of wind turbine wakes using computational fluid dynamics. **Atmospheric Measurement Techniques**, v. 8, n. 2, p. 907-920, 2015. Disponível em: <https://amt.copernicus.org/articles/8/907/2015/>
- [21] MENKE, Robert et al. Multi-lidar wind resource mapping in complex terrain. **Wind Energy Science**, v. 5, n. 3, p. 1059-1073, 2020. Disponível em: <https://wes.copernicus.org/articles/5/1059/2020/>
- [22] Vaisala. 2021. Disponível em: <https://store.vaisala.com/en>
- [23] GOIT, Jay Prakash; YAMAGUCHI, Atsushi; ISHIHARA, Takeshi. Measurement and prediction of wind fields at an offshore site by scanning Doppler LiDAR and WRF. **Atmosphere**, v. 11, n. 5, p. 442, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/atmos11050442>
- [24] SANCHEZ GOMEZ, Miguel et al. Turbulence dissipation rate estimated from lidar observations during the LAPSE-RATE field campaign. **Earth System Science Data**, v. 13, n. 7, p. 3539-3549, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/essd-13-3539-2021>
- [25] BRUGGER, Peter et al. Lidar measurements of yawed-wind-turbine wakes: characterization and validation of analytical models. **Wind Energy Science**, v. 5, n. 4, p. 1253-1272, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/wes-5-1253-2020>
- [26] QIAN, Guo-Wei; ISHIHARA, Takeshi. Numerical study of wind turbine wakes over escarpments by a modified delayed detached eddy simulation. **Journal of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics**, v. 191, p. 41-53, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jweia.2019.05.004>
- [27] BILBRO, J. W.; VAUGHAN, W. W. Wind field measurement in the nonprecipitous regions surrounding storms by an airborne pulsed Doppler lidar system, appendix A. In: **Exploratory Meeting on Airborne Doppler Lidar Wind Velocity Meas.** 1980.
- [28] ROTHERMEL, Jeffry; KESSINGER, Cathy; DAVIS, Darien L. Dual-Doppler lidar measurement of winds in the JAWS experiment. **Journal of Atmospheric and Oceanic Technology**, v. 2, n. 2, p. 138-147, 1985. Disponível em: [https://doi.org/10.1175/1520-0426\(1985\)002<0138:DDLMOV>2.0.CO;2](https://doi.org/10.1175/1520-0426(1985)002<0138:DDLMOV>2.0.CO;2)

- [29] CHEYNET, Etienne et al. Assessing the potential of a commercial pulsed lidar for wind characterisation at a bridge site. **Journal of Wind Engineering and Industrial Aerodynamics**, v. 161, p. 17-26, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jweia.2016.12.002>
- [30] SMITH, Stuart D. Wind stress and heat flux over the ocean in gale force winds. **Journal of Physical Oceanography**, v. 10, n. 5, p. 709-726, 1980.
- [31] GRYNING, Sven-Erik et al. Weibull wind-speed distribution parameters derived from a combination of wind-lidar and tall-mast measurements over land, coastal and marine sites. **Boundary-Layer Meteorology**, v. 159, n. 2, p. 329-348, 2016. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10546-015-0113-x>
- [32] LIU, Zhengliang et al. A review of progress and applications of pulsed Doppler wind LiDARs. **Remote Sensing**, v. 11, n. 21, p. 2522, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/rs11212522>
- [33] WEITKAMP, Claus. LiDAR: introduction. In: Fujii, T.; Fukuchi, T. (editor). **Laser remote sensing**. CRC Press, 2005. p. 19-54. Disponível em: <https://doi.org/10.1201/9781420030754>.
- [34] TANG, Shengming et al. Validation of Doppler wind lidar during super typhoon Lekima (2019). **Frontiers of Earth Science**, p. 1-15, 2020. Disponível em: DOI:[10.1007/s11707-020-0838-9](https://doi.org/10.1007/s11707-020-0838-9)
- [35] TRABUCCHI, Davide. **Lidar measurements and engineering modelling of wind turbine wakes**. 2020. Thesis (PhD). University of Oldenburg. Disponível em: <https://oops.uni-oldenburg.de/id/eprint/4671>
- [36] SJÖHOLM, Mikael et al. Time series analysis of continuous-wave coherent Doppler lidar wind measurements. In: **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**. IOP Publishing, 2008. p. 012051. Disponível em: [doi:10.1088/1755-1307/1/1/012051](https://doi.org/10.1088/1755-1307/1/1/012051)
- [37] BARTHELMIE, R. J. et al. Application of the WAsP model to determine the wind resource in non-neutral conditions in coastal areas. **Riso—Contribution from the Department of Meteorology and Wind Energy to the EUWEC**, v. 96, p. 27-30, 1996. Disponível em: <https://www.osti.gov/etdeweb/servlets/purl/368380#page=28>
- [38] PEÑA, Alfredo; GRYNING, Sven-Erik; FLOORS, Rogier. Lidar observations of marine boundary-layer winds and heights: a preliminary study. **Meteorol. Z**, v. 24, p. 581-589, 2015. Disponível em: https://backend.orbit.dtu.dk/ws/portalfiles/portal/119578067/Lidar_observations.pdf
- [39] SMALIKHO, Igor N.; BANAKH, Viktor A. Effect of wind transport of turbulent inhomogeneities on estimation of the turbulence energy dissipation rate from measurements by a conically scanning coherent Doppler lidar. **Remote Sensing**, v. 12, n. 17, p. 2802, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/rs12172802>
- [40] WILDMANN, Norman et al. Towards improved turbulence estimation with Doppler wind lidar velocity-azimuth display (VAD) scans. **Atmospheric Measurement Techniques**, v. 13, n. 8, p. 4141-4158, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/amt-13-4141-2020>
- [41] DÉSSERT, Thibault; KNAPP, Graham; AUBRUN, Sandrine. Quantification and correction of wave-induced turbulence intensity bias for a floating lidar system. **Remote Sensing**, v. 13, n. 15, p. 2973, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/rs13152973>
- [42] KELBERLAU, Felix; MANN, Jakob. Cross-contamination effect on turbulence spectra from Doppler beam swinging wind lidar. **Wind Energy Science**, v. 5, n. 2, p. 519-541, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/wes-5-519-2020>
- [43] LINDELÖW, Petter et al. **Fiber based coherent lidars for remote wind sensing**. Ørsted. DTU, Technical University of Denmark, 2007. Disponível em: <https://core.ac.uk/download/pdf/13734014.pdf>
- [44] NREL, 2015
- [45] 53. KELBERLAU, Felix; MANN, Jakob. Cross-contamination effect on turbulence spectra from Doppler beam swinging wind lidar. **Wind Energy Science**, v. 5, n. 2, p. 519-541, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/wes-5-519-2020>

- [46] 54. MENKE, Robert et al. Does the wind turbine wake follow the topography? A multi-lidar study in complex terrain. **Wind Energy Science**, v. 3, n. 2, p. 681-691, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.5194/wes-3-681-2018>
- [47] 56. CAÑADILLAS, Beatriz et al. Offshore wind farm cluster wakes as observed by long-range-scanning wind lidar measurements and mesoscale modeling. **Wind Energy Science**, v. 7, n. 3, p. 1241-1262, 2022. <https://doi.org/10.5194/wes-7-1241-2022>



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**
*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ESTUDO COMPARATIVO DE CONFIGURAÇÕES PARA UM COLETOR SOLAR EXPERIMENTAL

Lora, F. A. ⁽¹⁾
Souza, N. De ⁽²⁾
Figueiredo, E. G. De ⁽³⁾

RESUMO

A demanda de energia elétrica para aquecimento de água residenciais apresentou um aumento considerável nos últimos anos. Diante deste cenário busca-se alternativas para aquecimento de água através da fabricação de coletor solar plano e suas possíveis configurações. O objetivo foi definir a configuração mais eficiente energeticamente para realização de estudos, posteriores, de aquecimento de água. No desenvolvimento do trabalho foram pré-definidas as seguintes configurações: forno solar sem corpo negro, inserção de corpo negro (placa absorvedora) e volume do corpo negro. Os ensaios foram realizados para verificar a influência na temperatura interna do coletor solar, com e sem a presença do corpo negro e com diferentes corpos negro. As análises foram baseadas na coleta dos dados referentes a temperatura interna da caixa e temperatura ambiente. Os dados coletados foram analisados a partir da Lei de Resfriamento de Newton e a eficiência energética é analisada de forma indireta pelas constantes experimentalmente obtidas, considerando as diversas configurações. Verifica-se que o sistema é mais eficiente quando absorve maior irradiância solar e possui uma melhor conversão térmica, o que pode ser analisado pelas constantes do modelo teórico.

Palavras-chave: Coletor solar, estampagem incremental, eficiência energética.

⁽¹⁾ Prof. Dr.; Federal University of Recôncavo da Bahia, Brazil; fabio.lora@ufrb.edu.br

⁽²⁾ Prof. Dr.; Federal University of Recôncavo da Bahia, Brazil; nilmar@ufrb.edu.br

⁽³⁾ Prof. Dr.; Federal University of Recôncavo da Bahia, Brazil.

COMPARATIVE STUDY OF CONFIGURATIONS FOR AN EXPERIMENTAL SOLAR COLLECTOR

ABSTRACT

The electricity energy for residential water heating has shown a considerable increase in recent years. Given this scenario, the flat solar collector for water heating is an alternative for this issue, and its efficiency is our objective in this manuscript. In this way, a box-type solar cooker and three configurations are analyzed: oven without blackbody, insertion of a blackbody (absorber plate), and volume of the blackbody. The tests were carried out to verify the influence on the internal temperature of the solar collector, with and without the presence of the black body and with different black bodies. The analyzes were based on the measure of the internal temperature of the box. The data were analyzed from Newton's Law of Cooling, and the energy efficiency is analyzed indirectly by the constants obtained experimentally. It is verified that the system is more efficient when it absorbs more solar irradiance and has a better thermal conversion, which the constants of the theoretical model can be analyzed.

Keywords: Solar collector, incremental sheet forming, energy efficiency.

1. INTRODUÇÃO

À medida que ocorrem avanços tecnológicos, crescimento da economia e aumento populacional em todo o mundo, também ocorre um aumento na demanda e no consumo de energia elétrica. Mesmo que o aumento no consumo de energia possa indicar maior conforto e qualidade de vida para a sociedade é importante observar que a geração de energia elétrica através de combustíveis fósseis traz como consequência impacto ambiental, devido aos altos índices de emissão de gases de efeito estufa, provenientes da queima destes combustíveis [1].

O Brasil possui grande potencial para utilização de energia solar devido aos altos valores de radiação solar global média incidente sobre o país, podendo ser aplicado na geração de energia solar fotovoltaica ou na economia de energia elétrica através da instalação de sistemas de aquecimento solar (uso da energia solar térmica). Estima-se que 25% do consumo de energia elétrica consumida nas residências do país seja aplicado ao aquecimento de água com chuveiro elétrico, por este fato a utilização de sistemas de aquecimento solar para banho é uma opção com alto potencial de eficiência energética no Brasil [2].

Pode se distinguir, basicamente, três formas de captação de energias solar: conversão química, conversão elétrica e térmica. Os métodos de conversão térmica da energia solar se fundamentam na absorção da energia radiante por uma superfície negra do tipo de chapa negra. O coletor solar plano é uma das formas mais simples de captação de energia, pois convertem a energia solar em térmica com baixo custo e de forma conveniente. O processo empregado é o do corpo negro absorvedor. Assim como as cores claras refletem a radiação, as cores escuras absorvem, e essa absorção é tanto maior quanto mais próximas estiverem da cor negra. É por esse motivo que as placas absorvedoras dos captadores planos são pintadas de preto fosco. A propriedade da superfície negra, aliada à propriedade que o vidro tem de recuperar grande parte da radiação emitida pela superfície negra quando a lâmina de vidro está colocada acima da placa absorvedora, é aproveitada para a conversão de energia radiante em energia térmica no coletor [3].

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 COLETOR SOLAR

O aproveitamento térmico para aquecimento de fluidos é feito com o uso de coletores ou concentradores solares. O coletor solar é usado em residências para aquecimento de água, enquanto o concentrador solar alcança elevadas temperaturas para produção de vapor e secagem de grãos.

Existem diversos tipos de coletores solares térmicos, diferindo na proteção térmica que utilizam ou não, na utilização, de concentração e adequação as temperaturas de utilização. Com essa base citam-se os coletores de tubo de vácuo (figura 1.a) para aquecimento de água para produção de vapor; os coletores concentrados com cobertura (CPC) também para aquecimento de água e

produção de vapor (figura 1.b); coletores planos com cobertura para aquecimento de água (figura 1.c) e os coletores planos sem cobertura para aquecimento de piscinas (figura 1.d).

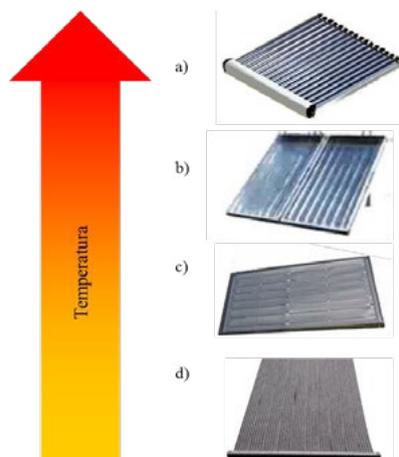


Figura 1: Tipos de coletores solares de acordo com a temperatura alcançada. Fonte: [4].

Um coletor solar é constituído não só pela superfície absorvedora (corpo negro – CN), mas também por elementos de proteção térmica e mecânica. Esta placa é inserida dentro de uma caixa com certa resistência mecânica e isolada termicamente. O objetivo do isolamento térmico é prover a maior quantidade de calor a chapa, ocorrendo o maior aquecimento da água dentro da serpentina. O sistema completo é formado pelo coletor solar e o sistema para circulação da água. Assim, um reservatório deve ser instalado próximo ao coletor e conectados por mangueiras para circulação da água.

Conforme outros autores [5,6], o coletor solar planos são os mais usados para aquecimento de água. Assim, o trabalho analisará a influência das diferentes configurações do coletor solar com base nos resultados das análises energéticas. As configurações serão baseadas na presença da placa absorvedora (corpo negro) e no volume do corpo negro (uma ou duas chapas) com similar área superficial.

2.2 PLACA ABSORVEDORA

A placa absorvedora é responsável pela absorção e transferência da radiação solar para o fluido sob a forma de energia térmica. Representa uma região plana recoberta por uma camada de tinta preta ou tinta especial com superfície de absorção seletiva. Conforme trabalhos anteriores, o material selecionado para fabricação da placa absorvedora foi o alumínio 1002 [7]. Um exemplo da placa absorvedora utilizada no trabalho, pode ser observada na figura 2.

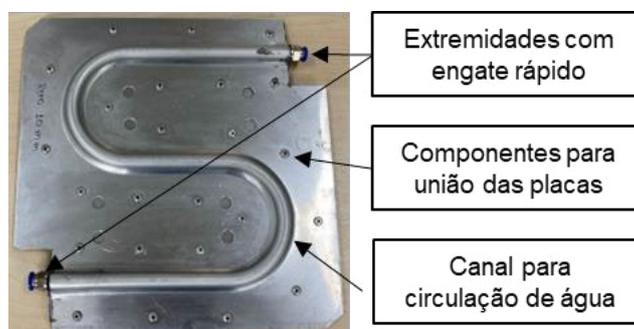


Figura 2: Exemplo de placa absorvedora fabricada. Fonte: Autor.

A placa absorvedora de calor final será composta por duas chapas, uma conformada por estampagem incremental e uma plana. Os canais terão diferentes geometrias de meia lua. As placas absorvedoras foram desenvolvidas para analisar a influência das configurações dos canais de circulação de água, conforme a geometria do canal (seção transversal). Estas variações foram

baseadas nas possibilidades de fabricação pelo processo de estampagem incremental e estratégias de fabricação. As análises de eficiência das placas absorvedoras serão tratadas em trabalhos futuros. Na figura 3 observam-se as chapas estampadas com diferentes estratégias de conformação incremental, e conseqüentemente, diferentes seções transversais. Assim, são observadas na figura 3 a) e b) os canais fabricados com estratégia incremental em linha reta com 5 e 10mm de altura, respectivamente; e na c) com estratégia incremental de contorno com 10mm de altura

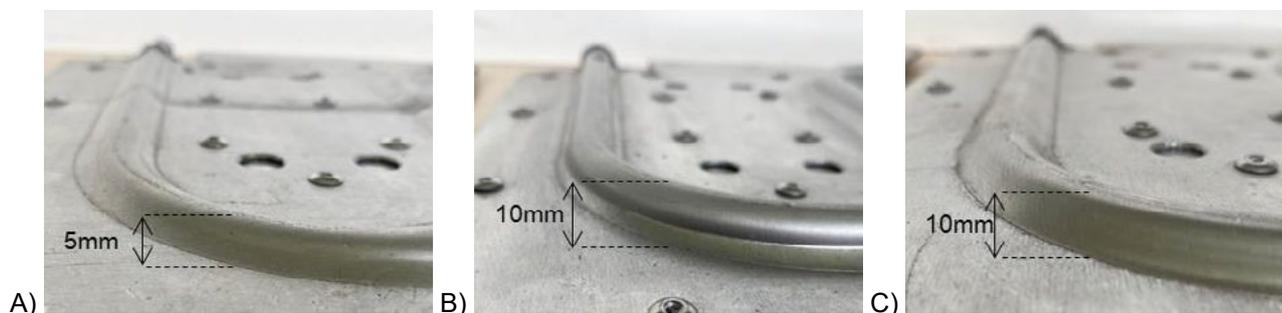


Figura 3: Diferentes seções transversais das placas absorvedoras. Fonte: Autor.

2.3 LEI DE RESFRIAMENTO DE NEWTON

Com o interesse em estudar a eficiência do coletor solar a partir da temperatura ambiente de um forno solar tipo caixa, foram usadas as Leis da Termodinâmica. A partir das do modelo apresentado por [8] e da segunda Lei da Termodinâmica, a equação do calor do ambiente interno do coletor solar é dada por:

$$\frac{dq(t)}{dt} = \eta_0 I(t) - U[\theta(t) - \theta_a(t)], \forall t \quad (1)$$

onde $q(t)=C\Delta\theta(t)$, C e $\theta(t)$ são a quantidade de calor, a capacidade térmica e a temperatura do ar no interior do forno solar, $I(t)$ é a irradiância solar e $\theta_a(t)$ é a temperatura ambiente no exterior do coletor solar. Os parâmetros η_0 e U são denotados de coeficiente ótico e de calor dissipado, respectivamente.

No modelo utilizado os coeficientes serão considerados constantes. Desta maneira a equação que descreve a variação da temperatura para o ambiente interno é dada pela equação de resfriamento de Newton,

$$\theta(t) = \theta_0 e^{-t/k} + \theta_m (1 - e^{-t/k}) \quad (2)$$

onde $k=C/U$ são denotados de coeficiente ótico e de energia dissipada, respectivamente.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 PROJETO DO COLETOR SOLAR

Usando como referência um forno solar para confeccionar o esboço do coletor solar idealizado no projeto e levando em consideração seus componentes como uma caixa de madeira apresentando espessura de 3mm, esta caixa terá o revestimento interno de uma placa de isopor de 20mm de espessura, revestida com folhas de alumínio. No interior da caixa foi colocada a placa absorvedora. Na tabela 1 são informadas as configurações dos experimentos e na figura 4 o coletor solar com o sensoriamento e componentes. Os corpos negros utilizados têm a mesma dimensão superficial, entretanto, apresentam diferentes massas. Assim, buscou-se analisar a a influência do volume do

Na figura 5 é possível observar 3 configurações diferentes: a) caixa vazia (experimento 1), b) caixa com inserção do corpo negro de uma placa (experimento 2) e c) caixa com inserção da placa absorvedora montada (experimento 3).

Tabela 1: Configurações do coletor solar.

Configuração	Presença de CN	Massa do CN (g)	Área superficial
1	Sem CN	--	--
2	CN	~300g	~780cm ²
3	CN	~650g	~744cm ²

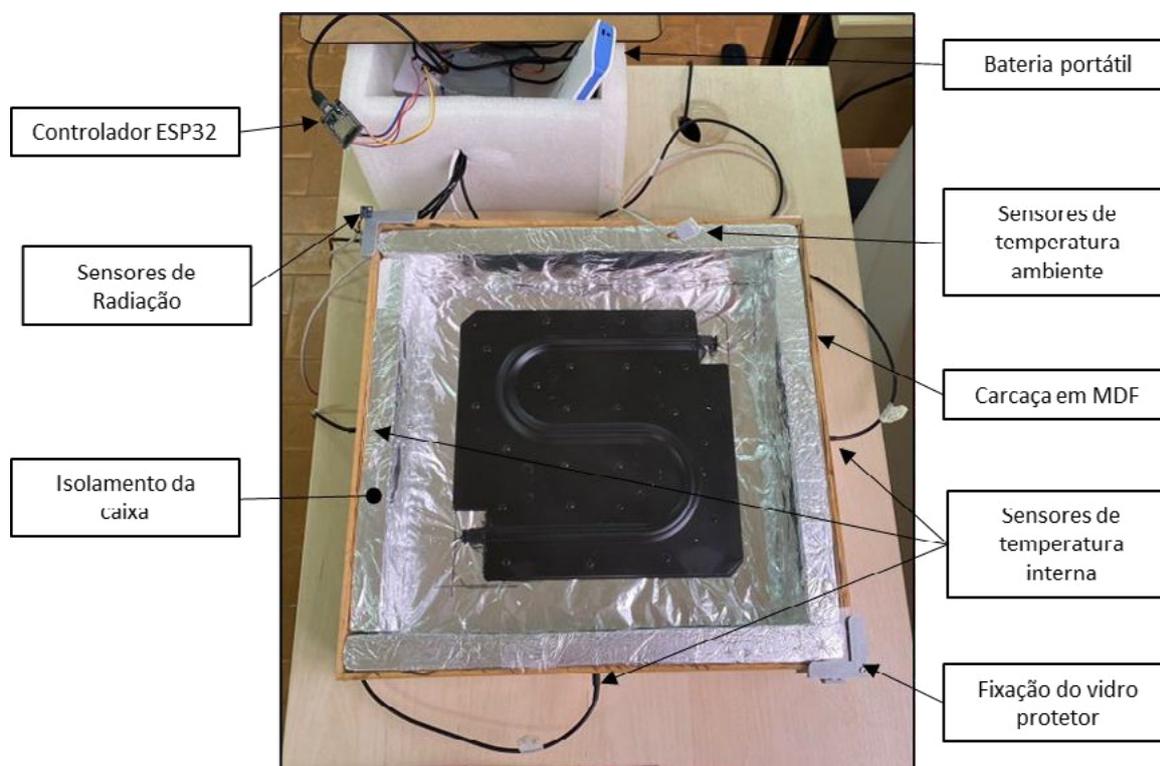


Figura 4: Instrumentação do coletor solar. Fonte: Autor

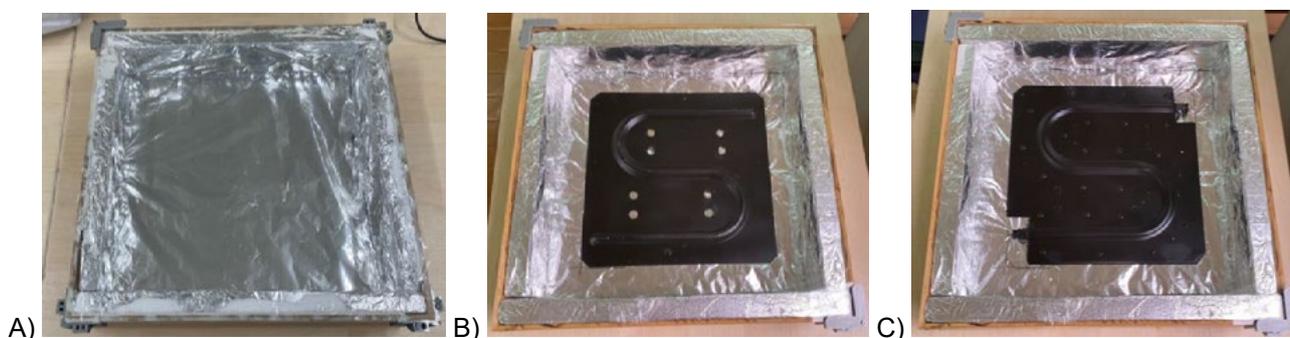


Figura 5: Componentes dos coletores solares, conforme configuração 2. Fonte: Autor

3.2 SENSORIAMENTO DO COLETOR SOLAR

O sistema de aquisição, apresentado na Figura 6, tem como elemento central um módulo Esp32, com um microcontrolador de 32 bits e wifi integrado. O módulo tem 10 GPIOs com suporte a toque capacitivo, 16 canais de conversor SAR ADCs (conversor analógico-digital) de 12-bits e 2 canais de 8 bits DACs (conversor digital-analógico).

Ao microcontrolador foram conectados 4 sensores de temperatura do tipo DS18B20, com tensão de operação de 3 ou 5,5V, faixa de medição de -55°C a +125°C, precisão de $\pm 0.5^\circ\text{C}$ (entre -10°C e +85°C). Esses sensores são utilizados para aferir a temperatura no interior do forno, sendo instalados em cada uma das quatro faces laterais do forno.

Para completar o sensoriamento do sistema estão foram utilizados instrumentos para monitorar as condições ambientes de temperatura, umidade e radiação UV que chega ao forno. O

monitoramento da temperatura e umidade ambiente está sendo utilizado o DHT22, um sensor com tempo de resposta de 2s, trabalha numa faixa de temperatura de -40 a 80°C e de 0 a 100% de umidade, tendo uma precisão de medição de $\pm 2,0\%$ UR e $\pm 0,5$ °C. Medição da radiação está sendo realizada por meio do módulo de radiação solar UV ML8511 GY-8511, esse sensor detecta a intensidade de luz ultravioleta ao seu redor e produz um sinal analógico proporcional à quantidade de luz detectada. O módulo opera num espectro de frequência entre 280 a 390nm. O elemento funciona com tensão contínua entre 3 a 5 V.

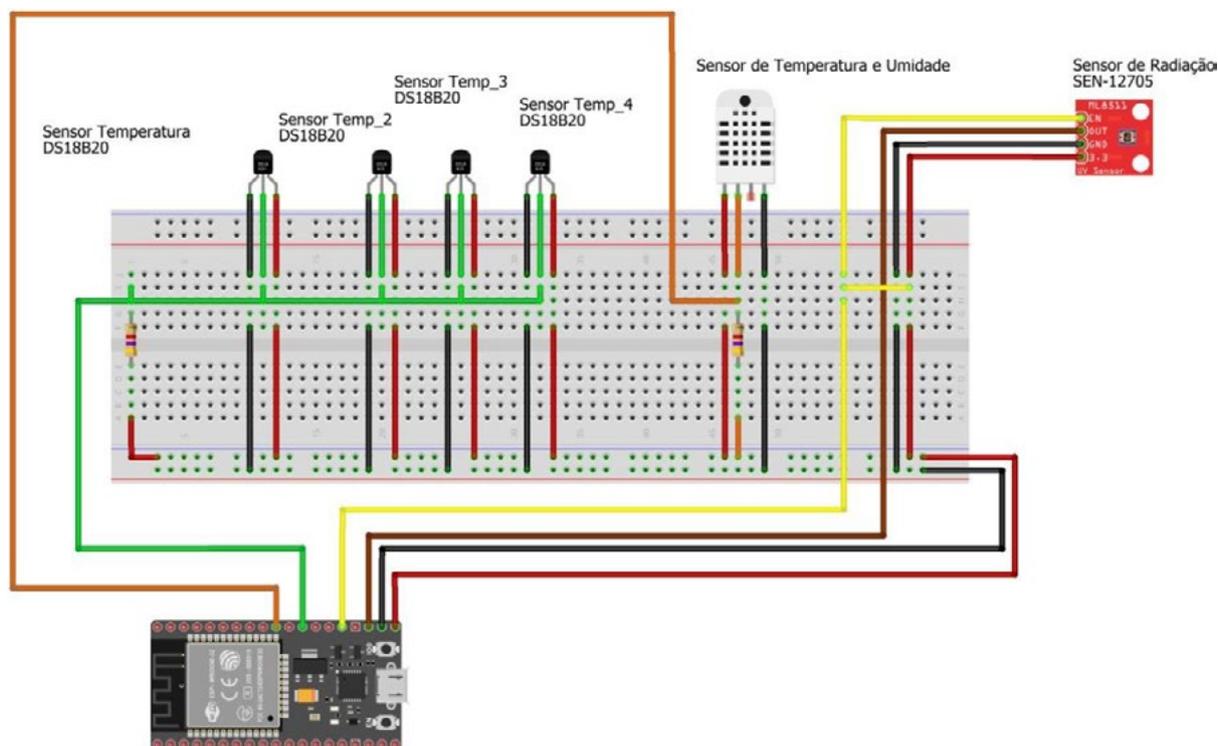


Figura 6: Esquemático do sistema de aquisição de dados. Fonte: Autor

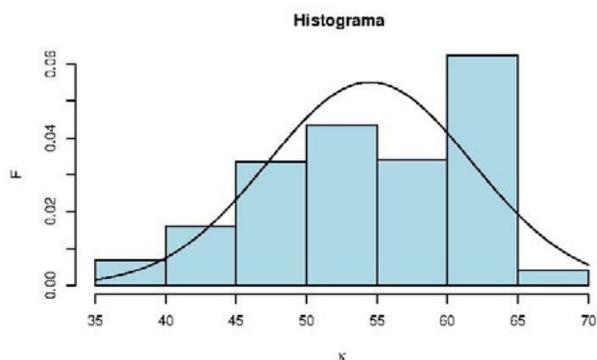
A coleta de dados está sendo realizada a cada 30 segundos e os dados estão sendo armazenados na memória SPIFFS do microcontrolador. Para possibilitar os cálculos da constante de tempo o interstício temporal entre os ciclos de coleta está sendo cronometrado, a diferença de tempo entre cada amostragem é armazenada e plotada junto com as variáveis monitoradas no processo.

4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

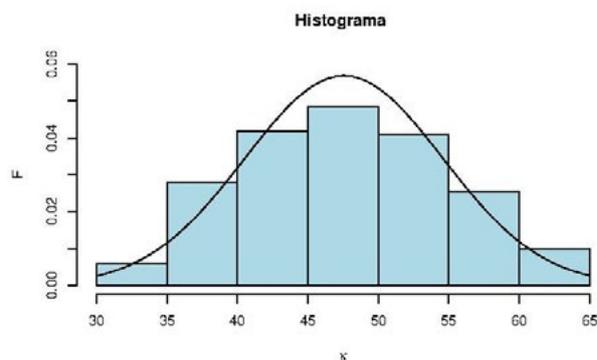
Os objetivos do trabalho foram avaliados em relação a definição da constante de tempo. Esta constante de tempo é um parâmetro que está relacionado com o tempo de aquecimento e/ou resfriamento do sistema. Ou seja, a velocidade com que o calor é dissipado e/ou absorvido pelo sistema em questão (o ar no interior do coletor).

Para a definição da constante de tempo foram realizados os experimentos de exposição do coletor solar ao sol nas três configurações distintas: sem corpo negro, com uma placa de corpo negro e com a placa absorvedora. Para cada uma das configurações foram realizadas duas observações independentes e o tempo mínimo de exposição solar foi de duas horas. Para se obter a constante de tempo para cada uma das observações foi calculado numericamente, via software *gnuplot*, diversos ajustes da equação (2), para todos os intervalos a partir do mínimo, considerando cinco pontos, até o intervalo total de observação.

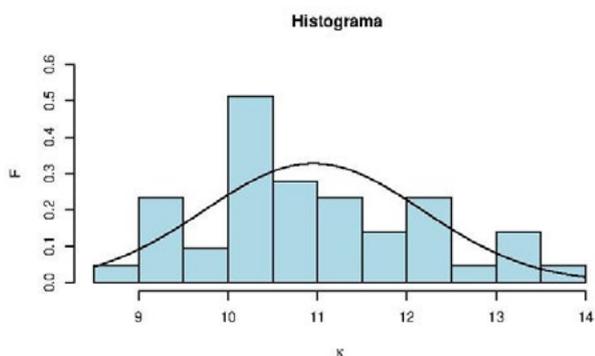
Usando o *Rstudio* a estatística é analisada e se obtém um conjunto de dados observacionais para *k*. Estes dados estão demonstrados nos histogramas 1 a 6.



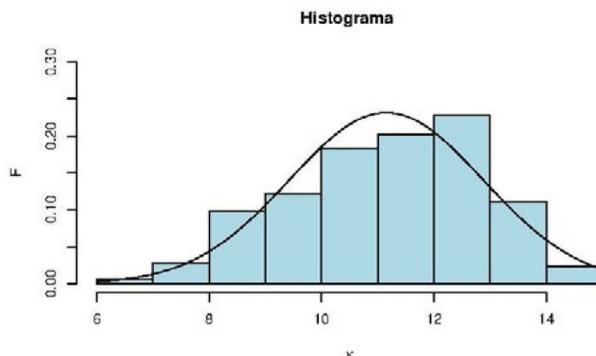
Histograma 1: Experimento 01, observação 01.



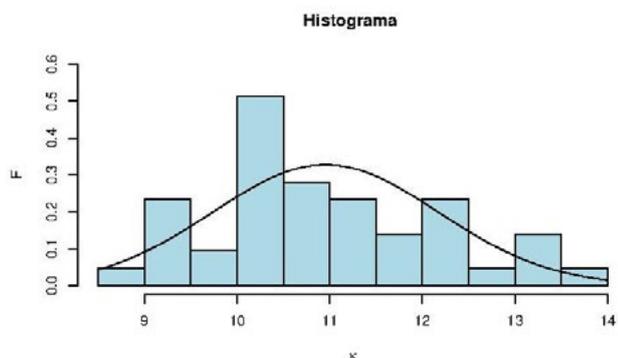
Histograma 2: Experimento 01, observação 02.



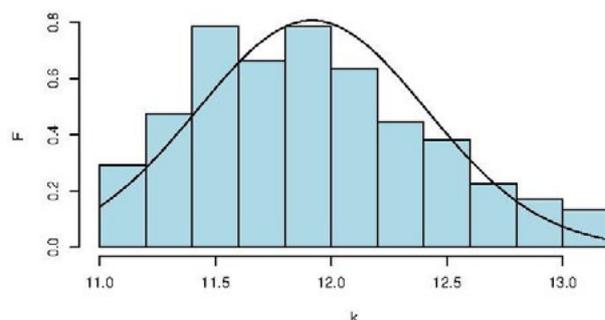
Histograma 3: Experimento 02, observação 01.



Histograma 4: Experimento 02, observação 02.



Histograma 5: Experimento 03, observação 01.



Histograma 6: Experimento 03, observação 02.

Os dados destes testes observacionais encontram-se na tabela 2. A partir destes valores obtemos o valor médio e o desvio padrão para cada configuração analisada experimentalmente. Sendo os valores:

$$k_1 = 51,02 \pm 4,91 \text{ min}^{-1} (9,62\%)$$

$$k_2 = 11,05 \pm 0,14 \text{ min}^{-1} (1,26\%)$$

$$k_3 = 12,42 \pm 0,71 \text{ min}^{-1} (5,75\%)$$

Tabela 2: Valores que definem o boxplot.

Fig.	Mín.	$\chi_{0,25}$	Mediana	Média	σ	$\chi_{0,75}$	Máx.
1	35,22	49,30	55,04	54,50	7,24	60,92	67,28
2	32,17	42,76	47,59	47,55	7,02	52,66	63,02
3	8,93	10,15	10,79	10,96	11,22	11,91	13,77
4	6,59	10,00	11,28	11,15	1,72	12,45	14,41
5	9,90	11,56	12,69	12,93	1,74	14,08	16,77
6	11,01	11,52	11,88	11,92	0,49	12,25	13,18

5. CONCLUSÃO

Pode-se observar neste trabalho que a utilização do corpo negro é responsável por uma diminuição da constante de tempo, o que pode ser percebido pela diferença entre k_1 e as demais. Outra observação importante é que entre as duas configurações que foram utilizadas os coletores solares, as constantes de tempo não apresentaram diferenças significativas dentro dos intervalos de três vezes o desvio padrão ($k_2 \approx k_3$). A diferença entre k_1 e k_2 (k_3) se deve ao fato de que com a utilização das placas metálicas (corpo negro) a quantidade de radiação solar absorvida pelo sistema aumenta, fazendo com que a diferença entre a irradiância solar e a radiação dissipada aumente, o que leva a um aumento da constante de energia dissipada U , fazendo com que a constante de tempo diminua, uma vez que a diferença das capacidades térmicas entre as diversas configurações é desprezível.

A metodologia utilizada neste trabalho permite que se possa estudar a dependência da constante de tempo para uma infinidade de configurações de fornos e coletores solares, o que se encontra nas perspectivas deste trabalho.

AGRADECIMENTO

Os autores agradecem ao CNPq pelo financiamento do projeto 407758/2018-6, da chamada: MCTIC/CNPq N° 28/2018 - Universal/Faixa A.

REFERÊNCIAS

- [1] ANEEL - AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA. Energia no Brasil e no Mundo. Brasília, 2008
- [2] PEREIRA, E. B. et al. Eficiência Térmica de Coletores Solares de Baixo Custo – CSBC. In: 17° CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006. Foz do Iguaçu, PR, Brasil. 2006
- [3] NETTO, C. Q. Análise de um Pequeno Sistema de Aquecimento Solar Instalado no Interior do Estado de Minas Gerais. Monografia (Pós-Graduação Lato Sensu). Fontes Alternativas de Energia, Departamento de Engenharia Universidade Federal de Lavras, Lavras, 2006.
- [4] GUIA DA ENERGIA SOLAR. Cap. 6 – Coletores Solares térmicos.
- [5] NETO, J.H.M.; et. al. Análise técnica e econômica de coletores solares de baixo custo e convencionais utilizados para aquecimento de água de banho. II Congresso Brasileiro de Energia Solar e III Conferência Regional Latino-Americana da ISES - Florianópolis, 18 a 21 de novembro de 2008.
- [6] GUERRA, M. I. S.; VARELLA, F. K. O. M. Análise do desempenho térmico de um sistema de aquecimento solar de baixo custo na cidade de Mossoró (RN). HOLOS, Ano 30, Vol. 4. DOI: 10.15628/holos.2014.1266. 2014.
- [7] MAIA, J. M. B.; PEREIRA, B. G. ; LORA, F. A. . *Materiais como alternativa para uso em Coletores Solares / Materials as an alternative for use in Solar Collectors*. Brazilian Applied Science Review, v. 4, p. 2895-2903, 2020.
- [8] SCHWAZER, K.; M.E.V. da Silva. Solar Energy. Vol. 82, p. 157-163, 2008.



41th SENAFOR

25th International Forging Conference
24rd National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies

Centro de Eventos do Hotel Continental, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brazil
October 5-7, 2022

Análise de novas tecnologias em materiais e processos de produção aplicados em baterias ferro-níquel

Analysis of new technologies in materials and production processes for iron-nickel batteries

Clauber Andre Ferasso ¹
Willian Delfim da Silva ²
Lirio Schaeffer ³

RESUMO

A crescente demanda energética mundial e os impactos ambientais acarretados pelo uso de combustíveis fósseis, além da estimativa que aponta para o esgotamento das reservas destes recursos ainda neste século, impulsionam cada vez mais a diversificação da matriz energética. A priorização ao uso de fontes de energia limpa, por exemplo, a partir de recursos renováveis, vem sendo pauta em pesquisas e bibliografias no Brasil e no mundo, e tem enfoque tanto na geração quando no armazenamento de energia. Dispositivos que convertem e armazenam energia, como capacitores e baterias, são fundamentais para a disponibilidade da eletricidade para pronto consumo. Capacidade de armazenamento, tempo de carregamento, segurança operacional, vida útil e custo, são alguns dos aspectos relacionados a tais equipamentos com alta relevância para as presentes e futuras aplicações da transformação tecnológica que já vivenciamos no âmbito da energia. A partir de avanços trazidos pelas novas tecnologias, estudos posteriores têm possibilitado a implementação de melhorias também em baterias já conhecidas. Caso como o das baterias Fe-

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

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: willian.delfim@ufrgs.br

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

Ni, que apesar de serem produzidas desde o fim do século XIX, caíram em desuso com o surgimento de materiais mais modernos, e nos últimos anos tiveram um renovado interesse como tópico em pesquisas para melhoria dos parâmetros técnicos e aumento de capacidade e eficiência energética. Este trabalho tem como intuito apresentar os recentes avanços aplicados nos métodos de fabricação, e na composição dos materiais e aditivos para os eletrodos e eletrólitos nas baterias Fe-Ni.

Palavras-chave: baterias ferro-níquel; armazenamento de energia; eletrólito; eletrodos.

ABSTRACT

The growing global energy demand and the environmental impacts caused by the use of fossil fuels, in addition to the estimate that points to the depletion of the reserves of these resources later this century, increasingly drive the diversification of the energy matrix. Prioritization of the use of clean energy sources, for example, from renewable resources, has been guided by research and bibliographies in Brazil and worldwide, and focuses on both energy generation and storage. Devices that convert and store energy, such as capacitors and batteries, are critical to the availability of electricity for ready consumption. Storage capacity, loading time, operational safety, service life and cost, are some of the aspects related to such equipment with high relevance to the present and future applications of technological transformation that we have already experienced in the field of energy. From advances brought by new technologies, further studies have made it possible to implement improvements also in batteries already known. Case like that of Fe-Ni batteries, which despite being produced since the end of the 19th century, have fallen into disuse with the emergence of more modern materials, and in recent years have had a renewed interest as a topic in research to improve technical parameters and increase capacity and energy efficiency. This work aims to present the recent advances applied in manufacturing methods, and in the composition of materials and additives for electrodes and electrolytes in Fe-Ni batteries.

Keywords: iron-nickel batteries; energy storage; electrolyte; electrodes.

1. INTRODUÇÃO

Hoje, a produção de energia, o armazenamento de energia e o aquecimento global são tópicos comuns de discussão na sociedade sobre meio ambiente e economia, com importante enfoque em muitas áreas da pesquisa. Fatores como mudanças climáticas, segurança energética, redução de custos e redução de emissões, estão impulsionando o desenvolvimento atual da geração de energia renovável. O desenvolvimento econômico global é, em grande medida, dependente do acesso a grandes quantidades de fontes de energia baratas, pois a forma como as tecnologias energéticas sustentáveis são necessárias para que o desenvolvimento seja sustentável. À medida que tais avanços continuam a se desenvolver, o consumo de energia também aumenta, com estimativa de que a demanda por energia elétrica dobre até a metade do século XXI [1].

O sistema de armazenamento de energia por bateria tem muitas finalidades, especialmente em termos de setores de energia e transporte, de fato, para energia renovável e veículos elétricos. Nesse contexto, dado o recente aumento acentuado da utilização do sistema de armazenamento de energia da bateria e seu impacto progressivo no setor de energia mundial, a avaliação de seu efeito no alcance das metas de desenvolvimento sustentável ainda é explorada de forma limitada. Com base em estudos recentes, como visto na Figura 1, a demanda global por baterias está projetada para aumentar em 25% ao ano, podendo alcançar cerca de 2.600 GWh em 2030 [2].

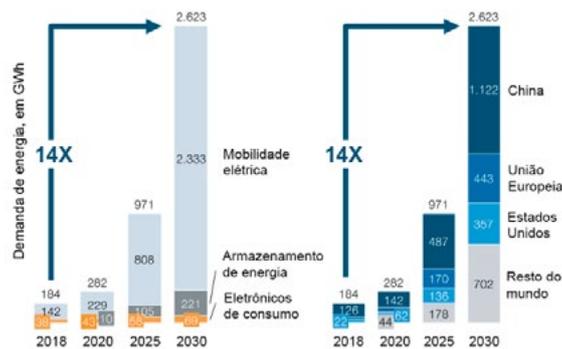


Figura 1: Perspectiva de crescimento global da indústria de baterias até 2030 [3].

No entanto, o sistema de armazenamento de energia por bateria, com as condições certas, pode permitir uma mudança significativa de energia e transporte no que tange as emissões livres de gases de efeito estufa ou sua diminuição, para, dessa forma, auxiliar na promoção da transformação da energia renovável em uma base confiável, ao invés de uma fonte alternativa [3] – [4].

2. ARMAZENAMENTO DE ENERGIA POR BATERIAS

Os sistemas de armazenamento por baterias fornecem reservas operacionais para o sistema de energia e ajudam na regulação de frequência e tensão. As baterias podem mudar o consumo de energia para tempos de produção de baixo custo ou emissões mais baixas para os usuários, que por sua vez gerenciam a produção de energia para tempos de preço mais altos [5].

Portanto, a integração de energia renovável e armazenamento de energia fornece a chave para transcender entre as tendências de geração intermitente e as mudanças nas demandas de energia. Entre as várias tecnologias de bateria em desenvolvimento, as baterias aquosas têm o potencial de ajudar a equilibrar a disponibilidade de recursos energéticos e a demanda de energia a um custo menor do que qualquer bateria não aquosa devido à abundância de matérias-primas e soluções eletrolíticas atrativas à base de água [6] – [7].

Compara-se graficamente na Figura 2 as tecnologias tradicionais de baterias recarregáveis com base na densidade de energia, ciclo de vida, potência, custo da bateria e nível de segurança.

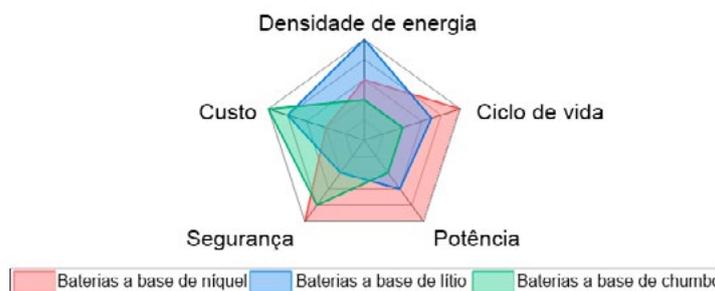


Figura 2: Comparação qualitativa entre algumas tecnologias de baterias [7] – [8].

As baterias recarregáveis oferecem a perspectiva de armazenar energia elétrica como energia química usando materiais de diferentes estados de valência que podem ser usados reversivelmente por meio de reações de oxirredução. A combinação de baterias recarregáveis e

tecnologia de geração de energia renovável é um passo importante para um futuro verde, que inclui vantagens proeminentes como a redução das emissões de carbono [10].

Em comparação com os requisitos de eletricidade para eletrônicos portáteis e veículos elétricos, as baterias utilizadas no armazenamento de eletricidade de maior escala englobam muitas tecnologias promissoras, sobretudo as baterias recarregáveis com eletrólito aquoso, dos tipos alcalinos ou ácidos. No geral, essas baterias têm alto potencial devido à sua excelente densidade de potência, segurança e relativa facilidade de fabricação [9].

3. BATERIAS NÍQUEL-FERRO

As baterias níquel-ferro (Ni-Fe) foram desenvolvidas entre os séculos XIX e XX, por Thomas Edison, nos Estados Unidos, e Waldemar Jungner, na Suécia. Dotadas de grande longevidade operacional, esses acumuladores foram historicamente utilizados em condições físicas severas, tanto para iluminação e tração de veículos em minas, quanto para propulsão em submarinos e equipamentos militares. Além disso, permaneceram industrialmente relevantes até a década de 1970, pois o desenvolvimento consolidado em outras baterias, como os avanços das baterias chumbo-ácido e o advento das baterias de lítio-íon, com maior energia específica e densidade de energia, substituíram-nas na maioria de suas aplicações anteriores [11].

A composição básica da bateria Ni-Fe, conforme apresentado na Figura 3, consiste em dois eletrodos, um cátodo de hidróxido de níquel (NiOH) e um ânodo de óxido de ferro (FeOH), imersos em uma solução alcalina, geralmente contendo hidróxido de potássio.

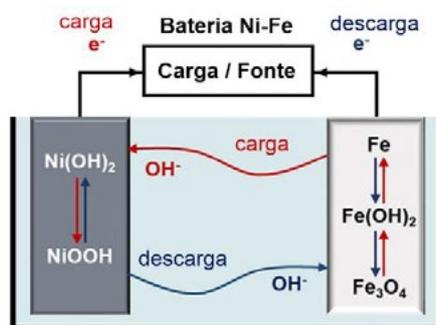


Figura 3: Diagrama esquemático de uma bateria alcalina de níquel-ferro típica [11].

Elas foram criadas como uma alternativa técnica e economicamente mais atraente às baterias de níquel-cádmio (Ni-Cd) e as baterias corrosivas de chumbo-ácido (Pb-ácido). Hoje, algumas poucas empresas ao redor do mundo produzem baterias Ni-Fe, que são usadas principalmente para armazenar eletricidade excedente de painéis solares e turbinas eólicas. Recentemente, novas pesquisas voltaram a retomar atenção às baterias Ni-Fe devido ao seu baixo custo e as considerações ambientais atrativas.

4. MATERIAIS COMERCIAIS PARA OS ELETRODOS

O processo convencional de fabricação de eletrodos de níquel na indústria é realizado com a deposição de uma mistura contendo hidróxido de níquel propriamente com substâncias aglutinantes e água sob um substrato poroso, a base de níquel metálico, e seca ao ar em temperatura ambiente. Outra via de obtenção dos eletrodos bem estabelecida ao longo da história é através da sinterização dos materiais ativos, levado a uma seguinte etapa em que se realiza a impregnação do cátodo. [12].

A morfologia tem grande influência no desempenho dos eletrodos de níquel, sendo um aspecto representativo nos índices de densidade de energia obtidos pelas baterias Ni-Fe. A partir do final da década de 1980, a produção do hidróxido de níquel esférico passou a atrair muita atenção devido à sua maior densidade de energia e melhor condutividade elétrica, propicia a uma distribuição de corrente mais uniforme, aumentando a capacidade do número de ciclos de carga-descarga [11].

Na comparação com outras baterias à base de níquel, aquelas que também empregam cátodos com este material metálico, a bateria Ni-Fe possui uma capacidade específica teórica mais elevada, de 224 mAh/g, frente às baterias Ni-Cd com 181 mAh/g, Ni-MH com 178 mAh/g e Ni-Zn com 215 mAh/g [10].

Em conjunto com o eletrodo níquel, a utilização do ferro como material ativo base para ânodos em configurações de baterias tem valia pelo seu baixo custo e grande disponibilidade, conforme mostrado na Figura 4, em relação a outros elementos metálicos.

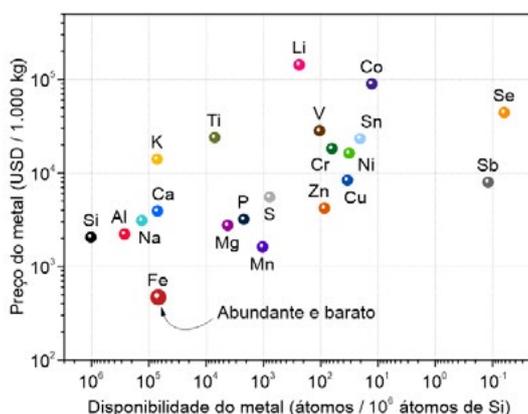


Figura 4: Reservas e preços de vários metais [11].

O ferro é o segundo metal mais abundante na crosta terrestre e o quarto mais abundante dentre todos os elementos químicos, não tóxico, e historicamente, um dos metais mais utilizados pelo ser humano. Como ânodo, o eletrodo negativo das baterias, em meio a soluções alcalinas este metal apresenta um potencial de redução de -0,88 V, em relação ao SHE (*standard hydrogen electrode*, ou eletrodo padrão de hidrogênio), estável e capaz de apresentar valores de capacidade específica e volumétrica, respectivamente, de 960 mAh/g e 7.557 mAh/cm³.

Em comparação com outros componentes construtivos das baterias Ni-Fe, os eletrodos à base de ferro apresentam um efeito significativo no desempenho eletroquímico geral desses dispositivos de armazenamento de energia. Assim, alterando a composição, o design, a nanoestrutura e até mesmo as técnicas de produção do ânodo, pode-se implicar em potenciais melhorias no desempenho geral da bateria Ni-Fe [12].

5. CARACTERÍSTICAS E ASPECTOS OPERACIONAIS LIMITANTES

As baterias à base de ferro são historicamente conhecidas por apresentarem uma grande robustez construtiva, tolerantes a milhares de ciclos de carga-descarga, além de resistência à sobrecarga e descarga excessivas. Tais aspectos são bastantes incomuns em baterias recarregáveis concorrentes, pois no uso geral muitas se degradam após cerca de 1.000 ciclos, enquanto na utilização de baterias Ni-Fe é possível obter mais de 12.000 ciclos, em profundidades

de descarga de 20%, entre cada recondição do eletrólito, em que pode se superar uma vida útil de 20 anos, mantendo a estabilidade de suas condições operacionais [12]

Mesmo com as características resistência física e extensa vida útil, superiores à maioria das baterias que ainda hoje são comercializadas, os sistemas que utilizam eletrodos de níquel e ferro apresentam um baixo desempenho operacional. Esse aspecto generaliza os principais indicadores do funcionamento das baterias dada as reações eletroquímicas envolvidas e a necessidade das aplicações no campo prático

Os ânodos de ferro se caracterizam por atender os parâmetros de segurança, baixo custo e reduzida toxicidade dos materiais construtivos, estas que são pontos salutarés nas recentes pesquisas direcionada para o armazenamento da eletricidade. Entretanto, a passivação, a parasita reação de evolução de hidrogênio, e a baixa eficiência galvânica são aspectos que impactam negativamente em seu desempenho eletroquímico, que acabam limitando a viável continuidade das aplicações práticas [6].

O eletrodo anódico de ferro passa por quatro estágios de desenvolvimento, que compreendem as fases de formação, retenção, desvanecimento e falha. A formação ocorre quando partículas monocristalinas de ferro crescem se fragmentando, fenômeno também conhecido como passivação, em que se verifica um aumento na capacidade de armazenamento de energia. Após, a capacidade de passivação do ânodo diminui à medida em que é utilizado e, então, atinge um limite de falha. Na condição de passivação, as baterias Ni-Fe estão suscetíveis à perda da capacidade de armazenamento quando os produtos das reações estão saturados, sem conseguir se dissolver no eletrólito, e bloqueiam o acesso à superfície ativa do eletrodo. [12]

Apesar dessas propriedades impressionantes das baterias à base de ferro, o uso em larga escala é amplamente dificultado por problemas inerentes aos eletrodos de ferro quanto a baixa eficiência de carga, que varia de 40 a 70%, e a baixa capacidade de energia específica, de aproximados 50 Wh/kg. Essas manifestações são devidas às propriedades eletroquímicas que resultam em uma redução na eficiência de carga, além da ocorrência de autodescarga durante os ciclos, em uma elevada redução mensal de 20 a 40%, limitante à capacidade da taxa de descarga das baterias recarregáveis baseadas nesta configuração de materiais ativos [12] – [13].

Tais desvantagens são resultados diretos da liberação parasitária de hidrogênio durante a carga e da passivação do eletrodo à base de ferro, devido à camada isolante de Fe(OH)_2 gerada durante a descarga [13].

Durante o carregamento, a evolução de hidrogênio ocorre no eletrodo de ferro pois o potencial de redução padrão da reação de evolução de hidrogênio é crítica neste caso. Esse fenômeno leva à necessidade de sobrecarga, o que resulta em baixa eficiência de carregamento, limitando sua aplicação no campo comercial. Portanto, para melhorar a capacidade de descarga específica do eletrodo de ferro, melhorar a eficiência de carga e o desempenho da taxa, é necessário evitar ou minimizar a passivação do eletrodo de ferro durante o processo de descarga e prevenir ou reduzir o fenômeno de evolução de hidrogênio durante o processo de carregamento [14].

6. NOVOS MATERIAIS ATIVOS APLICADOS EM BATERIAS NÍQUEL-FERRO

Para avançar ainda mais no desenvolvimento de baterias recarregáveis de alta densidade de energia, novos materiais com novos princípios de trabalho são urgentemente necessários. Ao

mesmo tempo, uma compreensão básica da evolução do eletrodo nos níveis eletroquímico e molecular dos materiais e da bateria durante a operação também é necessária para aplicações práticas.

Dentre as técnicas empregadas para melhoria de desempenho das baterias Ni-Fe que mais se destacam, até o momento, estão as promissoras investigações estabelecidas em questão da nanotecnologia, aplicando a nanoestruturas à arquitetura das células eletroquímicas, da manipulação de composição química dos materiais dos eletrodos e da solução do eletrólito, além da engenharia de interfaces [11] – [14].

Na Tabela 1 são mostradas algumas das mais atuais configurações em baterias Ni-Fe em relação ao uso de materiais avançados de alto desempenho, relacionando algumas de suas propriedades operacionais.

Tabela 1: Desempenho eletroquímico de baterias alcalinas de níquel-ferro [11].

Ânodo	Cátodo	Eletrólito	Tensão (V)	Capacidade de descarga (mAh/g)	Densidade de corrente (mA/g)
Fe / C (<i>core-shell</i>) + Na ₂ S	Ni(OH) ₂ comercial	8 M KOH + 1 M LiOH	1,1	600	200
Cu / Fe (<i>core-shell</i>) + Na ₂ S	Ni(OH) ₂ comercial	8 M KOH + 1 M LiOH	1,1	800	200
Fe-Ni / Fe ₃ O ₄ / C (<i>core-shell</i>)	Ni(OH) ₂ comercial	6 M KOH + 0,35 M LiOH + 0,05 M Na ₂ S	1,1	338	400
Fe / C (<i>core-shell</i>)	Ni(OH) ₂ / grafeno dopado com nitrogênio	1 M KOH	1,1	100	2.000
Fe / nanotubos de carbono de parede múltipla + 3% Bi ₂ S ₃	NiO / nanotubos de carbono de parede múltipla	7 M KOH + 1 M LiOH	1,13	600	100

Os materiais nanoestruturados mostram que certas morfologias são eficazes no aumento da área de superfície disponível e na redução do comprimento de difusão para transporte de elétrons e íons [15].

O uso desses novos materiais ativos em baterias Ni-Fe oferece vários benefícios. Por exemplo, esses materiais geralmente são capazes de melhorar o desempenho de baterias Ni-Fe em altas temperaturas, o que é significativo pois as altas temperaturas costumam ser um problema para esses dispositivos. Além disso, os novos materiais ativos muitas vezes são capazes de reduzir a quantidade de danos que as baterias Ni-Fe sofrem durante eventos de descarga de alta intensidade [11] – [15].

6.1 Recentes desenvolvimentos para eletrodos de ferro

A fim de contornar os problemas trazidos pelo fenômeno de evolução de hidrogênio e melhorar a capacidade específica, vários aditivos de enxofre e bismuto têm sido usados como aditivos de eletrodo ou eletrólito em baterias Ni-Fe. Dentre aqueles que se mostram mais eficazes estão os compostos de sulfeto de bismuto (Bi₂S₃), óxido de bismuto (Bi₂O₃), sulfeto de ferro (FeS), sulfeto de potássio (K₂S), sulfeto de sódio (Na₂S), e compostos organossulfurados [6].

Esforços têm sido dedicados a melhorar o desempenho eletroquímico de ânodos de ferro através da hibridização de nanomateriais à base de ferro e carbono, como nanocompósitos metálicos à base de ferro e nanotubos de carbono e grafeno. Isso não apenas aumenta a condutividade elétrica e diminui a distância de transporte de elétrons, mas também aumenta a área de superfície ativa e melhora a utilização de materiais ativos [7]. Na Figura 5 é representada a linha do tempo com alguns dos desenvolvimentos em eletrodos de ferro para aplicação em baterias.

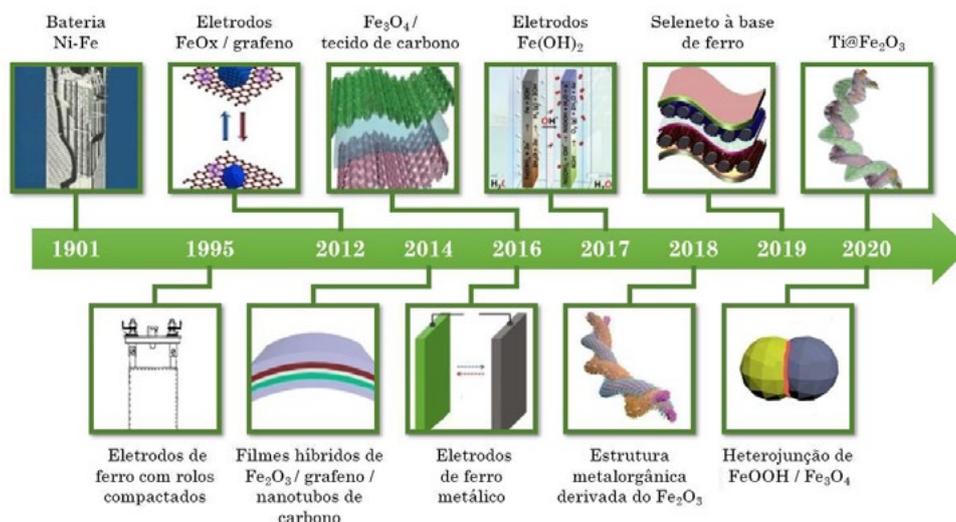


Figura 5: Linha do tempo do desenvolvimento de eletrodos de Fe para baterias [16].

Todavia, na maioria dos casos, a preparação envolve procedimentos sintéticos complexos. O acoplamento físico fraco entre o carbono e os materiais ativos pode limitar as reações para uma transferência de carga eficiente. Além do mais, devido à alta hidrofobicidade dos nanocarbonos, é difícil obter uma distribuição uniforme de carbono em compósitos por mistura física [7].

A aplicação otimizada de materiais ativos em eletrodos de ferro é respaldada pelo uso de nanomateriais de Fe ou Fe_3O_4 , em que pesa o aumento da área superficial específica das partículas, a redução da distância de transferência iônica e acelera a taxa de reação. Um outro método utilizado para aumento do sobrepotencial de evolução de hidrogênio de eletrodos de ferro, e mitigar a quantidade de evolução de hidrogênio durante o carregamento, compete à opção por composições com carbono ou enxofre [17].

Baterias Ni-Fe ultrarrápidas foram desenvolvidas em uma concepção de nanopartículas de óxido de ferro e folhas de óxido de grafeno reduzido como ânodo. Tal aprimoramento permitiu alcançar taxas de carga-descarga quase 1.000 vezes maiores que as baterias Ni-Fe convencionais [18]. Nessa mesma direção, o revestimento dos eletrodos por material condutor, como carbono ou polímeros condutores, também é uma solução para melhoria de sua estabilidade estrutural [14].

Exemplo prático é a sintetização de hematita ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) na superfície de fibras de nanotubos de carbono altamente condutivos e, posterior revestimento com polipirrol condutor para aumentar a difusão de elétrons, íons e estabilidade cíclica. No entanto, mesmo com os promissores avanços em pesquisas e novos passos no aprimoramento da tecnologia aplicada aos eletrodos para baterias Ni-Fe, com estabilidade superior e alta densidade de energia, a difícil escalabilidade dos processos dessa fabricação para atender um volume de mercado com custos competitivos, ainda é um importante gargalo [19] – [20].

6.2 Recentes desenvolvimentos para eletrodos de níquel

A partir dos anos 2000, o aumento dos veículos elétricos em níveis globais impulsionou o surgimento de novas oportunidades para cátodos à base de níquel, sobretudo associados em baterias lítio-íon, em que a demanda por baterias de baixo custo e alta energia pôde ser atendida por materiais catódicos contendo níquel [14].

Dentre os principais interesses das recentes pesquisas estão a composição e as estruturas dos cátodos de níquel, sobretudo no século XXI, voltados a morfologia dos materiais ativos visando o desenvolvimento da tecnologia de materiais para solucionar os problemas de insuficiente densidade de energia, ciclos de carga-descarga limitados e baixo desempenho de taxa [21].

Estratégias em engenharia de materiais que vão desde a escala atômica, com dopagem catódica, até escala nanométrica, de estabilização de superfície, e escala micrométrica, por manipulação da morfologia de partículas secundárias, estão sendo intensamente investigadas para resolver os problemas encontrados em eletrodos de níquel [22].

A adição de *carbon black* melhora o uso de níquel como material ativo em eletrodos, mas leva a uma diminuição na estabilidade eletroquímica. Modificações estruturais com a substituição parcial do composto $\text{Cu}(\text{OH})_2$ por $\beta\text{-Ni}(\text{OH})_2$ pode melhorar significativamente a eficiência coulombiana do material ativo $\beta\text{-Ni}(\text{OH})_2$, enquanto melhora a capacidade de descarga específica e a estabilidade do eletrodo [23].

Muitos estudos mostram que a adição de elementos bivalentes, como magnésio, cobalto e zinco, pode melhorar a utilização e a vida útil dos materiais catódicos em baterias Ni-Fe. Em teoria, no entanto, a forma $\alpha\text{-Ni}(\text{OH})_2$ está associada à expansão do volume que provoca o inchaço da bateria durante os processos de carga-descarga [24].

6.3 Evolução do eletrólito composto da bateria níquel ferro

Na última década, mais de 70.000 artigos foram publicados, conforme mostrado na Figura 6, com o tema eletrólito e líquidos iônicos. Líquidos iônicos à temperatura ambiente têm atraído a atenção como composto em eletrólitos de baterias, proporcionando uma alta densidade de energia, 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 [25] – [26].

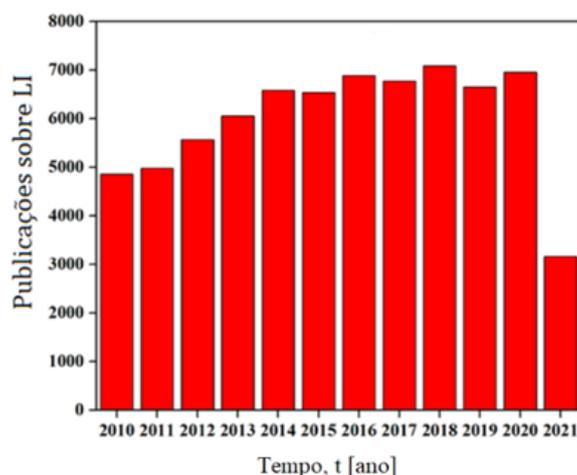


Figura 6: Publicações entre 2010 e maio de 2021 com referência a Lis [27].

Os líquidos iônicos com base nos grupos de cadeias laterais de alcoxialquil ou substituintes fluoroalquil tipicamente têm menos viscosidade em comparação com líquidos iônicos dialquil substituídos, enquanto a massa molecular dos líquidos iônicos correspondentes é minimamente alterada devido a esses substituintes. Além disso, o elétron retirando alcoxialquil e fluoroalquil,

devido ao seu efeito de redução de energia, seria esperado para mostrar aumento moderado nos potenciais de oxidação, devido ao eletrólito e líquido iônico, que complementaríamos os cátodos CFx com ótimas faixas de tensão [28].

Na Figura 7 é apresentada a dependência da condutividade iônica (σ) dos eletrólitos BMI.BF4 em diferentes frações molares de BMI.BF4 (X BMI.BF4), no intervalo de 30 a 70 °C. A condutividade do líquido iônico mostra a forte atração eletrostática entre os cátions BMI+ e os ânions BF4, 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 [27].

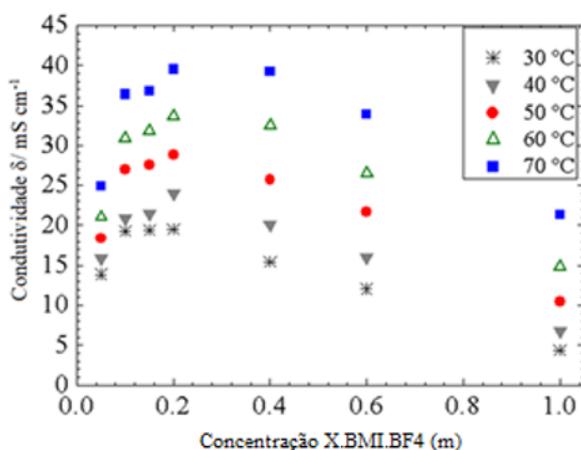


Figura 7: Condutividade iônica do BMI.BF4 a 30-70°C [27].

De modo geral, as baterias Ni-Fe utilizam o hidróxido de potássio (KOH) como eletrólito numa solução aquosa a 30%. Alguns pontos precisam ser melhorados como a perda de eficiência em baixas temperaturas. A energia fornecida pela bateria é proporcional à temperatura, o que significa que aumentando a temperatura melhora seu desempenho. A uma temperatura de 4°C, a capacidade de operação da bateria Ni-Fe cai para zero [29].

Como o eletrólito permanece essencialmente inalterado durante carga e descarga, não é possível usar a gravidade específica do eletrólito para determinar o estado de carga, ao contrário outros tipos de baterias [29]. Desta forma, as pesquisas e análises de materiais e tecnologias favorecem um melhor desempenho, atuando principalmente na eficiência da bateria, principalmente em baixas temperaturas, onde não há condutividade e o modo de operação é praticamente nulo.

7. FUTURO NOS PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE BATERIAS

A eficiência dos sistemas eletroquímicos representa os principais focos de melhoria nas abordagens das pesquisas modernas em baterias e demais sistemas de armazenamento de energia. Embora as pesquisas relacionadas a baterias estejam norteadas em direção às matérias-primas, também é fundamental dirigir esforços simultâneos que devem ser feitos para integrar o impulso da revolução tecnológica em curso com a cadeia industrial na área de armazenamento de energia.

Claramente, novas descobertas em desempenho operacional de baterias apontam o caminho para o mercado, mas a importância da tecnologia e eficiência voltadas ao processo de fabricação não pode ser negligenciada, para melhorias nos produtos, produtividade, segurança e confiabilidade. Com o surgimento de novos materiais, obtidos em complexidade equivalente à alta

performance entregue, é iminente que também ocorra uma revolução na escalabilidade produtiva, para que a alta tecnologia possa ser ofertada a um mercado cada vez mais amplo, consoante a redução de custos em produção, para que tais avanços possam ter penetração real e atrativa em produtos comerciais.

8. CONCLUSÃO

Com base nos resultados, é notável a busca por novas tecnologias de dispositivos armazenadores de energia e, também, melhoras nas tecnologias existentes, como é o caso da bateria níquel ferro. Numa visão geral, tanto os eletrodos, quando o eletrólito, atualmente estão sendo desenvolvidos ou estudados para isso, como uma estruturação composta que potencializa seu modo de operação, proporcionando um melhor desempenho na operabilidade com melhor eficiência na carga e descarga, aumentando a faixa de trabalho em diferentes temperaturas, especialmente nas mais baixas.

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] BRODNY, J.; TUTAK, M.; BINDZÁR, P. Assessing the level of renewable energy development in the European Union member states: a 10-year perspective. **Energies**, Basileia, v. 14, n. 13, p. 3765, 2021.
- [2] HANNAN, M. A. *et al.* Impact assessment of battery energy storage systems towards achieving sustainable development goals. **Journal of Energy Storage**, Amsterdã, v. 42, p. 103040, 2021.
- [3] GLOBAL BATTERY ALLIANCE. **A vision for a sustainable battery value chain in 2030: unlocking the full potential to power sustainable development and climate change mitigation**. Genebra: Global Battery Alliance, 2019.
- [4] OLABI, A. G. *et al.* Critical review of energy storage systems. **Energy**, Kidlington, v. 214, p. 118987, 2021.
- [5] ZHANG, T. *et al.* Mesoporous Fe₃O₄@C nanoarrays as high-performance anode for rechargeable Ni/Fe battery. **Science China Materials**, Weinheim, v. 64, n. 5, p. 1105–1113, 2021.
- [6] TAWONEZVI, T. Development of a composite iron-matrix electrode for nickel-iron battery energy storage systems. 2019. 157 f. Cape Peninsula University of Technology, Cidade do Cabo, 2019.
- [7] ZENG, Y. *et al.* High-capacity and high-rate Ni-Fe batteries based on mesostructured quaternary carbon/Fe/FeO/Fe₃O₄ hybrid material. **iScience**, Cambridge, v. 24, n. 6, p. 102547, 2021.
- [8] TARASCON, J.-M.; ARMAND, M. Issues and challenges facing rechargeable lithium batteries. **Materials for Sustainable Energy**, Berlim, p. 171–179, 2010.
- [9] MUÑOZ-TORRERO, D. *et al.* A critical perspective on rechargeable Al-ion battery technology. **Dalton Transactions**, Cambridge, v. 48, n. 27, p. 9906–9911, 2019.
- [10] VISWANATHAN, B. Batteries. *In*: VISWANATHAN, B. **Energy sources**. 1 ed. Amsterdã: Elsevier, 2017. p. 263–313.
- [11] HE, Z. *et al.* Iron metal anode for aqueous rechargeable batteries. **Materials Today Advances**, Amsterdã, v. 11, p. 100156, 2021.
- [12] MANOHAR, A. K. *et al.* A high-performance rechargeable iron electrode for large-scale battery-based energy storage. **Journal of The Electrochemical Society**, Pennington, v. 159, n. 8, p. A1209–A1214, 2012.

- [13] HUANG, L. *et al.* Copper/iron composite anode prepared by in situ co-precipitation with excellent high-rate and low-temperature performance for rechargeable nickel-iron battery. **International Journal of Electrochemical Science**, Belgrado, v. 13, n. 7, p. 7045–7056, 2018.
- [14] WANG, L. *et al.* A critical review on nickel-based cathodes in rechargeable batteries. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, Pequim, v. 29, n. 5, p. 925–941, 2022.
- [15] TANG, H. *et al.* Uniform carbon coating drastically enhances the electrochemical performance of a Fe₃O₄ electrode for alkaline nickel-iron rechargeable batteries. **International Journal of Hydrogen Energy**, Amsterdã, v. 44, n. 45, pp. 24895–24904, 2019.
- [16] YANG, J. *et al.* High-capacity iron-based anodes for aqueous secondary nickel-iron batteries: recent progress and prospects. **ChemElectroChem**, Weinheim, v. 8, n. 2, p. 274–290, 2021.
- [17] SHANGGUAN, E. *et al.* Sublimed sulfur powders as novel effective anode additives to enhance the high-rate capabilities of iron anodes for advanced iron-based secondary batteries. **Electrochimica Acta**, Kidlington, v. 301, p. 162–173, 2019.
- [18] WANG, H. *et al.* An ultrafast nickel-iron battery from strongly coupled inorganic nanoparticle/nanocarbon hybrid materials. **Nature Communications**, Berlim, v. 3, n. 917, p. 1–8, 2012.
- [19] LIU, K. *et al.* A brief review on key technologies in the battery management system of electric vehicles. **Frontiers of Mechanical Engineering**, Pequim, v. 14, n. 1, p. 47–64, 2019.
- [20] LIU, C. *et al.* Superstructured α -Fe₂O₃ nanorods as novel binder-free anodes for high-performing fiber-shaped Ni/Fe battery. **Science Bulletin**, Amsterdã, v. 65, n. 10, p. 812–819, 2020.
- [21] LIU, B. *et al.* 120 years of nickel-based cathodes for alkaline batteries. **Journal of Alloys and Compounds**, Lausana, v. 834, p. 155185, 2020.
- [22] LI, W.; ERICKSON, E. M.; MANTHIRAM, A. High-nickel layered oxide cathodes for lithium-based automotive batteries. **Nature Energy**, Berlim, v. 5, n. 1, p. 26–34, 2020.
- [23] ZIDE, D. *et al.* The influence of copper and carbon black on electrochemical behavior of nickel positive electrode. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, Lausana, v. 878, p. 114539, 2020.
- [24] LIU, L. *et al.* Co doped α -Ni(OH)₂ multiple-dimensional structure electrode material. **Electrochimica Acta**, [s. l.], v. 295, p. 340–346, 2019.
- [25] CHATURVEDI, P.; SIL, A.; SHARMA, Y. Energy storage performance of hybrid aqueous supercapacitor based on nano-Li₂MnSiO₄ and activated carbon. **Ionics**, Heidelberg, v. 22, n. 9, p. 1719–1728, 2016.
- [26] ZHU, N. *et al.* Ionic liquid-based electrolytes for aluminum / magnesium / sodium-ion batteries. **Energy Material Advances**, Washington, D.C., v. 2021, p. 1–29, 2021.
- [27] KARIMI, N. *et al.* Nonfluorinated ionic liquid electrolytes for lithium metal batteries: ionic conduction, electrochemistry, and interphase formation. **Advanced Energy Materials**, Weinheim, v. 11, n. 4, p. 2003521, 2021.
- [28] ZHANG, H. *et al.* Fluorine-free noble salt anion for high-performance all-solid-state lithium–sulfur batteries. **Advanced Energy Materials**, Weinheim, v. 9, n. 25, p. 1900763, 2019.
- [29] SHUKLA, A. K.; VENUGOPALAN, S.; HARIPRAKASH, B. Nickel-based rechargeable batteries. **Journal of Power Sources**, Amsterdã, v. 100, n. 1–2, p. 125–148, 2001.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

SISTEMA AUTOMÁTICO PARA MOVIMENTAÇÃO DE PLACAS FOTOVOLTAICAS ATRAVÉS DE RASTREAMENTO DO SOL

Mathias Samuel Novak ⁽¹⁾

Elio Barcelos ⁽²⁾

Josimar Souza Rosa ⁽³⁾

Ewerton Artur Cappelatti ⁽⁴⁾

RESUMO

Novos sistemas de geração de energia elétrica de forma limpa têm sido desenvolvidos e comercializados de forma ampla. Um deles é a energia elétrica fotovoltaica. Geralmente sobre o telhado de construções, os painéis fotovoltaicos são instalados de forma fixa, aproveitando a incidência máxima de raios solares somente em determinados horários do dia. Visando estudar o potencial de aumentar o aproveitamento dos raios solares ao longo do dia e do ano, o objetivo geral deste trabalho foi desenvolver um sistema eletrônico autônomo para a rotação de dois eixos, de forma que o painel fotovoltaico possa acompanhar a trajetória do Sol em diferentes períodos do dia e do ano. A estrutura mecânica foi projetada para comportar uma placa solar, possuindo ainda dois mecanismos de acionamento por meio de motores elétricos de 12 V. O microcontrolador empregado foi o modelo ESP32, no qual realizou-se a programação prévia dos posicionamentos do *tracker* ao longo do dia e do ano, com base em equações que representam a posição solar. Os resultados do teste realizado em maio de 2022 indicaram na data específica uma geração de energia elétrica 26% maior da placa solar que estava no *tracker* em comparação com uma placa solar idêntica que estava em posição fixa ao lado. Considerando que o mês de maio não é o de maior potencial para geração fotovoltaica, e que a placa fixa ficaria sempre na mesma posição, observa-se um potencial para que esta diferença seja bem maior em períodos do ano com maior capacidade para geração solar.

Palavras-chave — Energias renováveis, energia solar, células fotovoltaicas, *tracker*, ESP32.

⁽¹⁾ Engenheiro Eletrônico pela Universidade Feevale, Brasil, mathiasnovak@gmail.com.

⁽²⁾ Mestrando em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais na Universidade Feevale, Brasil, elio@quasars.com.br.

⁽³⁾ Doutor em Engenharia (PROMEC-UFRGS), Professor do curso de Engenharia Mecânica e do PPG em Tecnologia de Materiais e Processos Industriais da Feevale, Brasil, js-rosa@hotmail.com.

⁽⁴⁾ Mestre em Ciência da Computação pela Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Professor do curso de Engenharia Eletrônica da Feevale, Brasil, ewertonac@feevale.br.

1. INTRODUÇÃO

A descoberta da conversão de energia solar em energia fotovoltaica remete ao século XIX, momento que alguns físicos e estudiosos observavam fenômenos físicos que permitem a conversão da luz em energia elétrica. A palavra “fotovoltaico” vem do grego *photos*, que significa luz, e de *volta*, nome do físico italiano Alessandro Giuseppe Anastasio Volta que descobriu a pilha elétrica em 1800. A tecnologia, que vem sendo desenvolvida até os dias de hoje, originou-se de uma sequência de descobertas [1].

O efeito fotovoltaico consiste na transformação de energia solar em energia elétrica. Incidida sobre camadas de materiais semicondutores conectados a eletrodos, as células fotovoltaicas produzirão uma diferença de potencial elétrico. Se houver elemento condutor e carga uma corrente elétrica fluirá [2].

Para empregar o efeito fotovoltaico em larga escala, foram desenvolvidos os painéis fotovoltaicos. Painéis solares fotovoltaicos são projetados e fabricados para serem utilizados em ambiente externo, sob Sol, chuva e outros agentes climáticos, devendo operar satisfatoriamente nestas condições por períodos de 30 anos ou mais [3]. O principal material empregado na fabricação dos painéis fotovoltaicos é o silício, seja com arranjo cristalino, monocristalino, policristalino ou amorfo [2].

2.1 Panorama da energia solar no Brasil

A capacidade instalada de geração de energia elétrica por meio de placas solares vem aumentando a cada ano no Brasil e no mundo. Dados da Empresa de Pesquisas Energéticas (EPE) publicados no Balanço Energético Nacional (BEN) [4] mostram que em 2019 a energia solar representou 1,0% da energia elétrica gerada no país. Em 2020 este valor passou para 1,7% segundo a mesma fonte. Já os dados informados pela Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica (ABSOLAR) [5] mostram que em 2021 este valor chegou a 2,4%. Nota-se, portanto, que no Brasil há crescente aumento da geração de energia elétrica por meio desta fonte renovável.

2.2 Automação para geração de energia solar

Para melhor aplicação a células solares, pesquisas têm sido desenvolvidas com plataformas angulares e posicionamento móvel solar com rastreadores de raio ultravioleta, em pedestais moveis chamados de *tracker*. Esta automação visa maior aproveitamento de espaço, dando um lugar apropriado na instalação de placas solares e conferindo ainda mais eficiência na geração de energia solar para conversão em energia elétrica [6].

Atualmente existem componentes eletrônicos (sensores) com capacidade para realizar a leitura da posição de maior incidência de raios UV, bem como da angulação solar e rotação do globo terrestre. Sistemas mais modernos automatizam estes processos e suas leituras são armazenadas em nuvens. Por outro lado, a posição do sol ao longo de diferentes anos bem como a posição nos mesmos dias em anos diferentes, não se altera. Por isso, um sistema automático que comanda a movimentação de um *tracker* apenas com base em equações que descrevem a posição da Terra em relação ao Sol, também pode ser muito útil quando o objetivo é maximizar a capacidade de geração de uma placa solar, sem necessidade do emprego de sensores [7].

2.3 Incidência solar sobre a Terra e os efeitos dos movimentos de rotação e translação

No planeta Terra, em um dia claro (sem nuvens), é comum assumir-se que a irradiação de referência é 1000 W/m². Porém fatores como nuvens, partículas dos mais diferentes tipos presentes na atmosfera, neve e outros fenômenos naturais acabam reduzindo o valor real desta irradiação [8].

Em termos de geração de energia elétrica em placas solares, o fenômeno albedo, que representa a razão entre a radiação refletida pela superfície e a radiação incidente sobre ela, também pode contribuir expressivamente para a redução da capacidade das placas em absorver a irradiação. Os movimentos de translação ao redor do Sol e de rotação da Terra em seu eixo afetam diretamente a produção energética de energia solar. Os ângulos de inclinação empregados para avaliação do potencial de geração de energia por meio de sistemas solares são medidos em relação à linhas do

equador e dos trópicos [9].

Quanto mais distante da linha do Equador, para o sul ou ao norte, as estações do ano ficam mais acentuadas e a variação do fotoperíodo aumenta expressivamente ao longo do ano, tornando-se máxima nos polos. Já para localidades situadas na linha do Equador, os dias e as noites possuem poucas variações de fotoperíodo durante o ano [10].

Neste contexto, o objetivo geral deste trabalho foi desenvolver um sistema eletrônico autônomo para a rotação de dois eixos, de forma que o painel fotovoltaico possa acompanhar a trajetória do Sol em diferentes períodos do dia e do ano. A estrutura mecânica foi projetada para comportar uma placa solar, possuindo ainda dois mecanismos de acionamento por meio de motores elétricos de 12 V. O microcontrolador empregado foi o modelo ESP32, no qual realizou-se a programação prévia dos posicionamentos do *tracker* ao longo do dia e do ano, com base em equações que representam a posição solar.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Montagem experimental

O *tracker* rastreador solar foi construído visando aumentar a capacidade diária de geração de energia elétrica de 1 (uma) placa solar. Buscou-se uma configuração geométrica simplificada, que facilitasse o transporte para locais de maior incidência solar, e por isso optou-se também pela montagem com apenas 1 placa solar. O modelo tridimensional virtual e uma foto real do protótipo são mostrados na Figura 1. A fabricação da estrutura foi realizada na Oficina Tecnológica da Universidade Feevale.

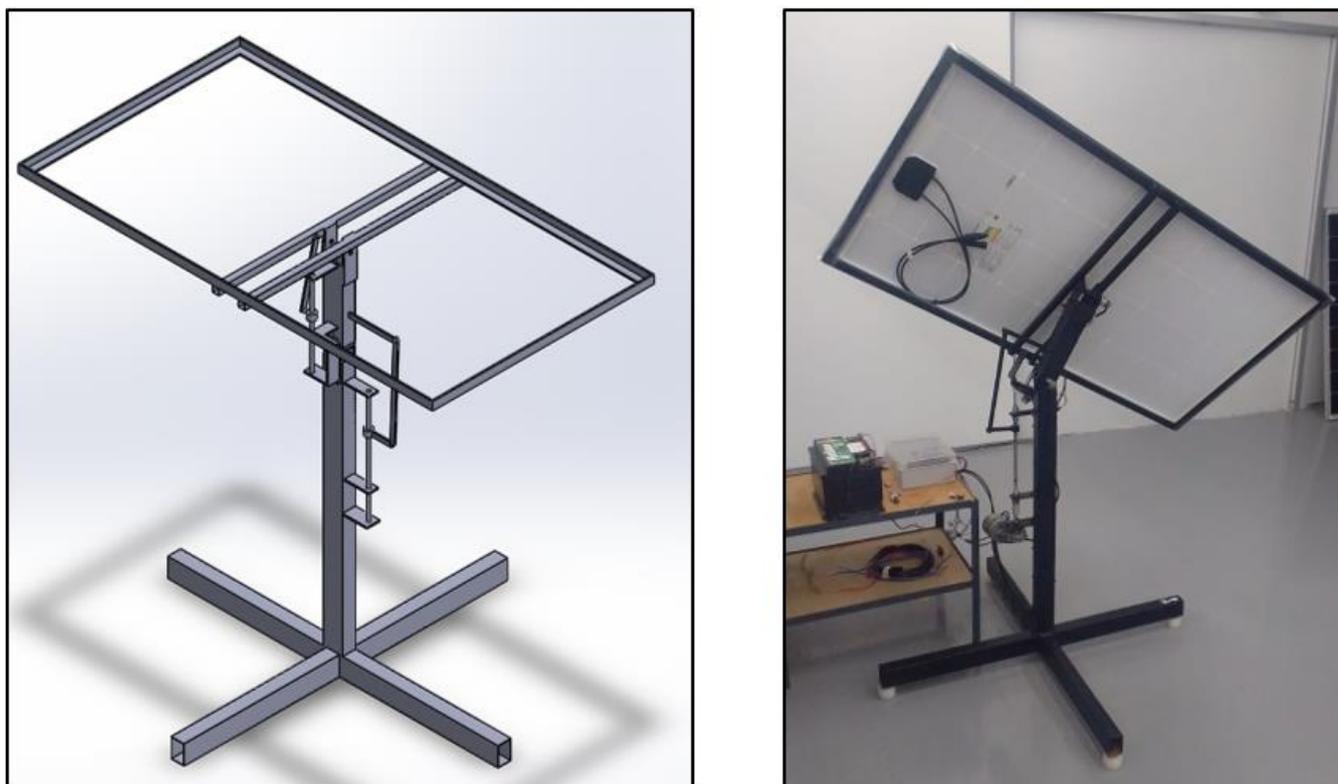


Figura 1: *Tracker* solar empregado neste estudo.

A topologia geral do sistema eletrônico desenvolvido é mostrada na Figura 2. A leitura de tensão foi realizada por meio de um divisor resistivo, com dois resistores de $\frac{1}{4}$ W em série com a carga da placa solar. Eles foram instalados diretamente na placa PCB. Já a leitura de corrente foi realizada por meio de um sensor ACS758, que realiza uma conversão dos níveis de corrente em níveis de tensão, parâmetro facilmente lido ao empregar um sistema ADC e microcontrolador como neste projeto.

Os sinais gerados pelos potenciômetros, pelo divisor de tensão e pelo medidor de corrente, foram processados pelo conversor analógico digital modelo ADS 1115 e enviados via barramento I2C para o microcontrolador. O ADS 1115 possui resolução de 16 bits e 4 canais. Para o acionamento dos mecanismos de movimentação do *tracker* foram escolhidos dois motores de corrente contínua 12 V, aplicados originalmente em sistemas automotivos, como acionamento de limpadores de para-brisa e de vidro elétrico.

O acionamento dos motores foi realizado por meio de um módulo relé de 4 canais, que possibilita também a inversão do sentido de rotação dos motores. Neste tipo de motor a inversão de rotação se dá apenas pela inversão da polarização. O módulo relé é comandado pelo microcontrolador ESP32. Potenciômetros angulares de 100 kΩ foram usados para detecção da posição dos eixos do *tracker*. Na montagem mecânica, o corpo de cada potenciômetro foi acoplado à base do *tracker*, enquanto o seu eixo foi acoplado de forma solidária a cada um dos eixos do *tracker*.

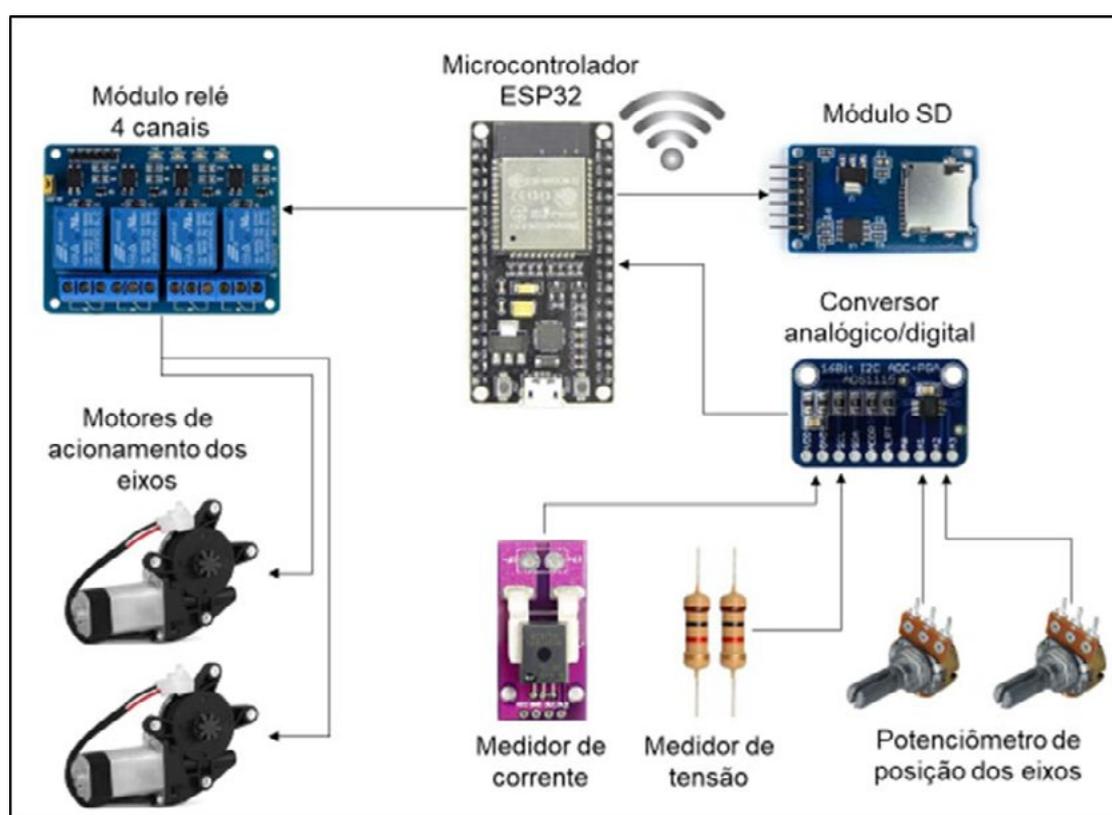


Figura 2: Topologia do desenvolvimento do sistema de automação.

2.2. Equacionamento da posição solar

A inclinação referente a altura solar ideal em relação a linha do Equador para cada dia do ano pode ser calculada usando-se a Equação 1. Todo o equacionamento apresentado neste tópico é apresentado por Lucena e Gehrke [7].

$$\alpha = 23,45 \operatorname{sen} \left[\frac{360}{365} (n - 81) \right] \quad (1)$$

Na Equação 1, α é a altura solar n é o número do dia do ano. Para determinar a posição de máxima irradiação solar em todos os horários com luz solar acessível, inicialmente determina-se o fator H , Equação 2.

$$H = \frac{15}{h}m \quad (2)$$

Na Equação 2, h é o horário do dia e m é a quantidade de horas antes do meio dia solar. Conhecendo-se o valor de H pode-se calcular o ângulo de altitude (β), Equação 3.

$$\beta = \arcsen(\cos L \cos H + \sin L \sin H) \quad (3)$$

Conhecendo-se γ e β pode-se calcular o ângulo azimutal (γ), Equação 4.

$$\gamma = \arcsen\left(\frac{\cos \alpha + \sin H}{\cos \beta}\right) \quad (4)$$

Os parâmetros alfa e gama serão usados para corrigir a posição da placa solar no desenvolvimento experimental do trabalho.

2.2. Testes de funcionamento

Visando quantificar o potencial de geração de energia extra pela placa solar em movimento, realizou-se um teste comparativo. Uma placa solar fixa, do mesmo modelo da placa empregada no *tracker*, foi colocada para geração simultânea, como mostra a Figura 3. O experimento foi realizado na data de 24 de maio de 2022.

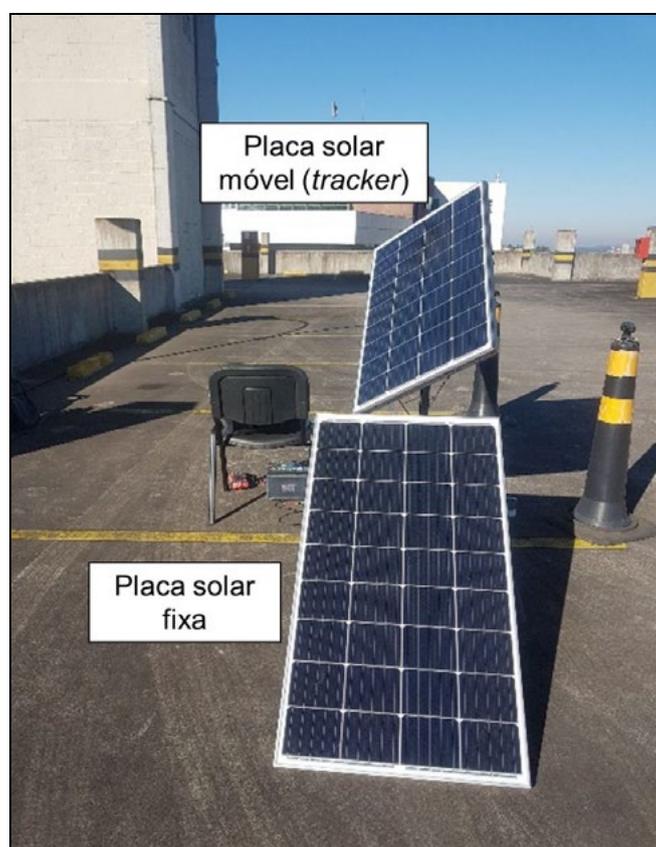


Figura 3: Conjunto montado para teste em 24 de maio de 2022.

As placas solares utilizadas são do tipo silício monocristalino, produzidas no mesmo ano pelo mesmo fabricante, com diferença de 7 dígitos em seu número de série. Esta diferença pequena no número de série é importante pois placas produzidas em períodos diferentes podem apresentar pequenas diferenças de fabricação e conseqüente alteração no seu funcionamento. A potência máxima de cada painel é especificada como 155 W, operando com uma tensão máxima de 20,64 V e corrente máxima de 7,51 A. Essas informações são baseadas em uma emissividade de 1000 W/m². As dimensões de cada painel são 1270 mm x 676 mm x 30mm. A eficiência energética das placas, descrita no selo de eficiência energética como classe A, é de 18,05%.

Para fornecer às placas solares a mesma capacidade de geração de energia, optou-se por utilizar resistências elétricas como carga, conectadas diretamente aos terminais das placas, sem uso de controlador de carga. O controlador de carga em conjunto com um banco de baterias poderia causar alguma interferência no processo de geração, visto que possui autonomia para modular a energia gerada. Cada resistência possuía capacidade de 4 Ω .

3. RESULTADOS DOS TESTES DO TRACKER

Os dois painéis solares, fixo e móvel, foram direcionados para posição norte por meio de uma bússola. O painel fixo ficou posicionado em elevação de 30° em relação ao solo. Em nenhum momento do teste no dia 24 de maio os painéis foram movimentados. O dia foi de sol pleno sem nenhum momento de sombreamento sobre as placas ao longo do dia. A partir da coleta de dados ao longo deste dia foi possível gerar o gráfico da Figura 4.

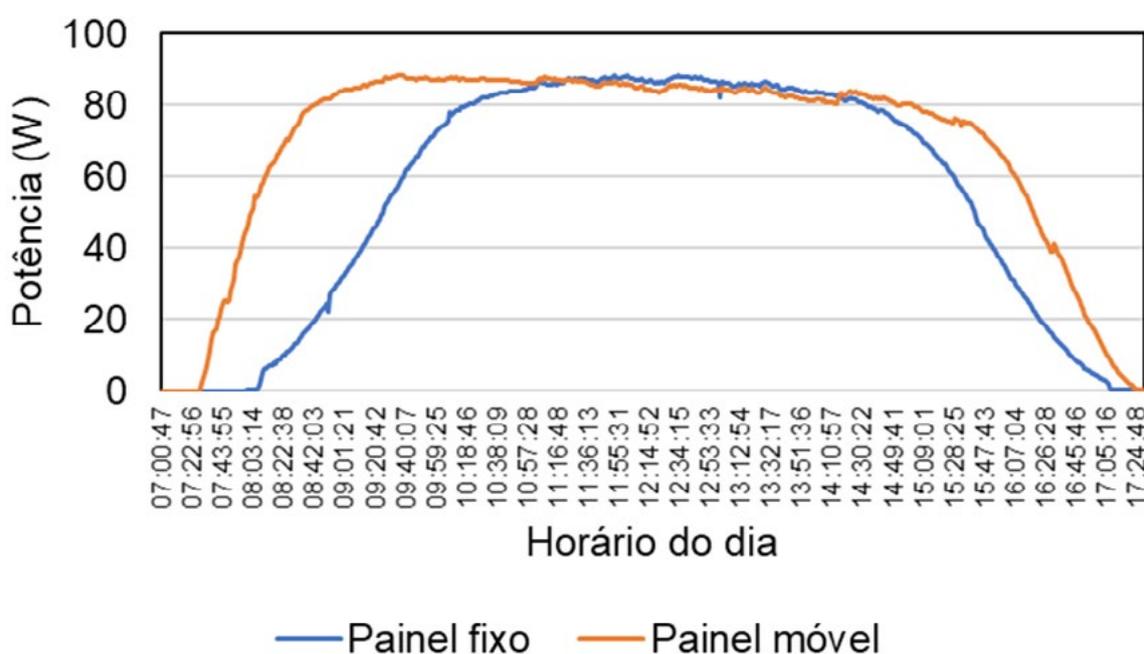


Figura 4: Curva de potência versus horário do dia.

Os resultados mostrados na Figura 4 evidenciam que o painel montado sobre o *tracker* teve maior aproveitamento da incidência solar no período do começo da manhã e do final da tarde. Apesar de a potência nominal dos painéis ser 155 W, a geração máxima ficou limitada a menos de 90 W em função da carga aplicada pelos resistores. Para testar as placas com maior carga poderiam ser usadas resistências com menos de 4 Ω .

Ao longo do dia foram realizadas 589 medições (médias de 60 medidas por minuto) o que corresponde a quase 10h de funcionamento. A energia total gerada pelo painel móvel ao longo do dia foi 711,5 Wh e pelo painel fixo 561,9 Wh. Assim, os resultados mostram uma capacidade para gerar 26,6% a mais de energia ao empregar o *tracker*. Pode-se dizer que para atender a mesma demanda de energia, a cada 4 placas, 1 poderia deixar de ser usada, se empregado o *tracker*.

Nota-se também nas curvas da Figura 4 um maior aproveitamento no período inicial da manhã em comparação com o final da tarde. Este fato pode estar relacionado com a maior exposição na parte da manhã, pois o lado leste (nascer do sol) possuía relevo mais baixo em comparação com o lado oeste, onde havia uma montanha elevada.

4. CONCLUSÕES

O objetivo geral deste trabalho foi desenvolver um sistema eletrônico autônomo para a rotação de dois eixos, de forma que o painel fotovoltaico pudesse acompanhar a trajetória do Sol em diferentes períodos do dia e do ano. Com relação ao protótipo físico desenvolvido, tanto a estrutura mecânica como os mecanismos e o sistema eletrônico de comando, considera-se que atenderam às necessidades do projeto. Para aplicações que visem, futuramente, inserção comercial como produto, a equipe do projeto já observou melhorias que devem ser realizadas. O teste realizado mostrou uma capacidade de geração de energia 26,6% maior da placa solar montada sobre o *tracker*, o que em termos físicos representaria uma redução do número de placas necessárias neste mesmo percentual. Considerando ainda que o mês de maio não é o de maior potencial para geração de energia elétrica, e que a placa fixa ficaria sempre na mesma posição, observa-se um potencial para que esta diferença seja maior em períodos do ano com maior capacidade para geração solar. Após algumas melhorias que serão realizadas no protótipo, o *tracker* solar será posto para operação em um período maior de tempo, podendo assim ser avaliada a capacidade de aumento de geração em relação à diferentes períodos do ano.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Feevale pelo apoio e concessão de bolsas de Iniciação Científica.

À empresa Quasars Tecnologia Predial e Automotiva pelo suporte em componentes na execução do projeto.

Em memória do prof. Moisés de Mattos Dias.

REFERENCIAS

- [1] ZILLES, R.; MACÊDO, W.N.; GALHARDO, M.A.B.; OLIVEIRA, S.H.F. Sistemas fotovoltaicos conectados à rede elétrica. Editora Oficina de Textos. São Paulo / SP – Brasil, 2012.
- [2] VILLALVA, M.G.; GAZOLI, J.R. Energia Solar fotovoltaica: conceitos e aplicações. Editora Érica. São Paulo / SP - Brasil, 2012.
- [3] RUTHER, Ricardo. Edifícios Solares Fotovoltaicos: o potencial da geração solar fotovoltaica integrada a edificações urbanas e interligada à rede elétrica pública no Brasil. Editora UFSC / LABSOLAR. Florianópolis / SC - Brasil, 2004.
- [4] Empresa de Pesquisas Energéticas. Relatório Síntese do Balanço Energético Nacional (BEN), 2021 ano base 2020. Disponível em https://www.epe.gov.br/sites/pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao_601/topico-588/BEN_S%C3%ADntese_2021_PT.pdf. Acessado em 21/02/2022.
- [5] ABSOLAR (Associação Brasileira de Energia Solar). Panorama da solar fotovoltaica no Brasil e no mundo. Disponível em: <https://www.absolar.org.br/mercado/infografico/>. Acessado em 21/02/2022.
- [6] FINKLER, R. Finkler Solar Tracker. 2015. 86 f. Monografia (Conclusão do Curso de Engenharia Eletrônica) - Feevale, Novo Hamburgo-RS, 2016 Disponível em: <http://biblioteca.feevale.br/Monografia/MonografiaRobertoFinkler.pdf>. Acesso em: 10 set. 2021.
- [7] BEZANILLA et al. Solar absorption infrared spectroscopic measurements over Mexico City: Methane enhancements. *Atmosfera* 27(2), 173-183 (2014). DOI: 10.1016/S0187-6236(14)71108-7
- [8] LUCENA, M.P.; GEHRKE, C.S. Modelo de rastreador solar utilizando equações para predição da posição do sol. 12TH SEMINAR ON POWER ELECTRONICS AND CONTROL, 2019. Universidade Federal do Rio Grande do Norte – Natal. Disponível em: http://sepoc2019.ct.ufrn.br/sepoc2019/images/arquivos/papers/track2/18.-Modelo-de_rastreador-solar-utilizando-equaes-para-predio-da-posio-do-sol.pdf. Acessado em 20/05/2022.
- [9] MEDEIROS, C.A.G.; MARTINS, A.M. Geometria sol terra: revisão didática com ênfase no hemisfério sul e direcionada pela ABNT NBR 10899:2013. VIII Congresso Brasileiro de Energia Solar – Fortaleza, 2020. Disponível em: <https://anaiscbens.emnuvens.com.br/cbens/article/download/747/747>. Acessado em: 20/05/2022.
- [10] UERGS. Atlas solar do Rio Grande do Sul. E-book no formato PDF. Disponível em: https://img1.wsimg.com/blobby/go/f5b6b804-ffd4-47e5-9943-ca90d8e30836/downloads/1csbq4mge_114885.pdf?ver=1563192618062. Acessado em 01/02/2022.

AUTOMATIC SYSTEM FOR MOVEMENT OF PHOTOVOLTAIC PLATES THROUGH SUN TRACKING

Mathias Samuel Novak ⁽¹⁾
Elio Barcelos ⁽²⁾
Josimar Souza Rosa ⁽³⁾
Ewerton Artur Cappelatti ⁽⁴⁾

ABSTRACT

New clean electric power generation systems have been developed and marketed widely. One of them is photovoltaic electricity. Usually on the roof of buildings, photovoltaic panels are installed in a fixed way, taking advantage of the maximum incidence of sunlight only at certain times of the day. Aiming to study the potential to increase the use of solar rays throughout the day and the year, the general objective of this work was to develop an autonomous electronic system for the rotation of two axes, so that the photovoltaic panel can follow the trajectory of the Sun in different periods of the day and year. The mechanical structure was designed to accommodate a solar panel, with two drive mechanisms through 12 V electric motors. The microcontroller used was the ESP32 model, in which the tracker's positions were programmed in advance throughout the day and the year, based on equations representing the solar position. The test results performed in May 2022 indicated on the specific date a 26% higher electrical power generation from the solar plate that was on the tracker compared to an identical solar plate that was in a fixed position to the side. Considering that the month of May is not the month with the greatest potential for photovoltaic generation, and that the fixed plate would always be in the same position, there is a potential for this difference to be much greater in periods of the year with greater capacity for solar generation.

Keywords — Renewable energies, solar energy, photovoltaic cells, tracker, ESP32.

⁽¹⁾ Electronic Engineer from Feevale University, Brazil, mathiasnovak@gmail.com.

⁽²⁾ Master's student in Materials Technology and Industrial Processes at Feevale University, Brazil, elio@quasars.com.br.

⁽³⁾ PhD in Engineering (PROMEC-UFRGS), Professor of Mechanical Engineering and PPG in Materials Technology and Industrial Processes at Feevale, Brazil, js-rosa@hotmail.com.

⁽⁴⁾ Master in Computer Science from the Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Professor of the Electronic Engineering course at Feevale, Brazil, ewertonac@feevale.br.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming

Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

ESTUDO PRELIMINAR DE PREVISÃO DE CURTO PRAZO DA GERAÇÃO DE ENERGIA ELÉTRICA DE UM SISTEMA FOTOVOLTAICO CONECTADO À REDE NA REGIÃO SUL DE SANTA CATARINA

PRELIMINARY STUDY OF SHORT-TERM FORECAST OF ELECTRIC ENERGY GENERATION OF A PHOTOVOLTAIC SYSTEM CONNECTED TO THE GRID IN THE SOUTH REGION OF SANTA CATARINA

André Possamai Rosso ⁽¹⁾

Giuliano Arns Rampinelli ⁽²⁾

Lirio Schaeffer ⁽³⁾

RESUMO

A inserção da energia solar fotovoltaica na matriz elétrica ainda apresenta muitos desafios a serem superados. Esses desafios estão relacionados principalmente à natureza intermitente da geração de energia elétrica de sistemas e usinas fotovoltaicas. A partir do momento que a

⁽¹⁾ André Possamai Rosso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, possamairosso@yahoo.com.br

⁽²⁾ Prof. Dr. Giuliano Arns Rampinelli, Universidade Federal de Santa Catarina, giuliano.rampinelli@ufsc.br

⁽³⁾ Prof. Dr. Lirio Schaeffer, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, schaefer@ufrgs.br

geração fotovoltaica atinge uma parcela significativa na matriz elétrica, o desenvolvimento de previsões precisas de geração fotovoltaica em grande escala se tornará indispensável. A radiação solar tem natureza intermitente e pode variar durante um curto período de tempo, por consequência, a geração de energia elétrica de sistemas fotovoltaicos pode sofrer flutuações. As incertezas na produção de energia fotovoltaica dificultam na integração desta energia na rede elétrica. Embora o armazenamento de energia solar seja uma solução para esse problema, é necessário uma previsão precisa da energia produzida para o controle de energia entregue as concessionárias. Analisando a importância do estudo das previsões precisas de geração fotovoltaica e da variabilidade da radiação solar em um sistema fotovoltaico, o presente trabalho tem como finalidade, apresentar uma metodologia preliminar de previsão de geração fotovoltaica de curto prazo (RRS), através dos próprios dados de geração de um sistema fotovoltaico conectado à rede na região Sul de Santa Catarina e de previsões de redes meteorológicas. O sistema fotovoltaico de referência está instalado no telhado da planta piloto bioclimática localizada no Centro de Ciências, Tecnologias e Saúde (CTS) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) no município de Araranguá – SC. O sistema é composto por 3 módulos fotovoltaicos de modelo 330PHK-36 do fabricante BYD com potência nominal individual de 330 Wp e 1 inversor de modelo PHB1500-NS do fabricante PHB Solar com potência nominal de 1,5 kW. A potência de geração do sistema é de 0,99 kWp. A partir do método utilizado percebe-se que a previsão de geração possui uma correlação com a geração real do sistema. Em determinados perfis de dias a previsão se aproxima mais da geração. Foi utilizado o erro médio quadrático RMSE para avaliar o desempenho do método proposto na previsão de geração de energia elétrica de sistemas fotovoltaicos. O método de previsão de geração fotovoltaica proposto se mostrou eficiente, apresentando RMSE menores que o método tradicional da persistência, em todos os meses no intervalo de tempo analisado. Em todos os meses o método RRS apresentou valores menores que 10 % de erro para o período da manhã. No período da tarde, somente no mês de abril o método apresentou erro maior que 10 %. Para o período da manhã, o método da persistência apresentou erros de 29,2 % até 48,5 % enquanto o RRS apresentou valores de 7,1 % até 9,3 %. Para o período da tarde o método da persistência apresentou erros de 31,2 % até 84,22 %, enquanto o método RRS apresentou erros de 6,7 % a 16,0 %. O método RRS apresentou bons resultados e pode ser utilizado para previsões de curto prazo de geração de energia fotovoltaica.

Palavras-chave — Previsão de geração fotovoltaica; método de previsão RRS; método de previsão da persistência; erro quadrático médio.

The insertion of photovoltaic solar energy in the electrical matrix still presents many challenges to be overcome. These challenges are mainly related to the intermittent nature of electrical power generation from photovoltaic systems and plants. From the moment that photovoltaic generation reaches a significant portion of the electrical matrix, the development of accurate predictions of photovoltaic generation on a large scale will become indispensable. Solar radiation is intermittent in nature and can vary over a short period of time, therefore, the generation of electricity from photovoltaic systems may fluctuate. The uncertainties in the production of photovoltaic energy make it difficult to integrate this energy into the electrical grid. Although solar energy storage is a solution to this problem, an accurate forecast of the energy produced is necessary for the control of energy delivered to utilities. Analyzing the importance of the study of accurate predictions of photovoltaic generation and the variability of solar radiation in a photovoltaic system, the present work aims to present a preliminary methodology for predicting short-term photovoltaic generation (RRS), through the own data of generation of a photovoltaic system connected to the grid in the southern region of Santa Catarina and forecasts of meteorological networks. The reference photovoltaic system is installed on the roof of the bioclimatic pilot plant located at the Science, Technology and Health Center (CTS) of the Federal University of Santa Catarina (UFSC) in the municipality of Araranguá – SC. The system is composed of 3 photovoltaic modules of model 330PHK-36 from the manufacturer BYD with an individual power rating of 330 Wp and 1 inverter of model PHB1500-NS from the manufacturer PHB Solar with a nominal power of 1.5 kW. The generating power of the system is 0.99 kWp. From the method used, it can be seen that the generation

forecast has a correlation with the real generation of the system. In certain day profiles the forecast is closer to the generation. The root mean square error RMSE was used to evaluate the performance of the proposed method in the prediction of electricity generation from photovoltaic systems. The proposed photovoltaic generation prediction method proved to be efficient, presenting RMSE smaller than the traditional persistence method, in all months in the analyzed time interval. In all months, the RRS method presented values lower than 10% of error for the morning period. In the afternoon, only in the month of April the method presented an error greater than 10%. For the morning period, the persistence method presented errors from 29.2% to 48.5% while the RRS presented values from 7.1% to 9.3%. For the afternoon period, the persistence method presented errors from 31.2% to 84.22%, while the RRS method presented errors from 6.7% to 16.0%. The RRS method showed good results and can be used for short-term predictions of photovoltaic energy generation.

Key words — Photovoltaic generation forecast; RRS forecasting method; persistence prediction method; mean square error.

1. INTRODUÇÃO

O desempenho de sistemas fotovoltaicos, que se diz respeito principalmente à produção de energia elétrica, tanto em quantidade quanto em tempo, depende das condições de operação e da configuração detalhada do sistema. Por sua vez, as condições de operação dependem da localização do sistema, levando em conta a irradiação solar recebida, a temperatura ambiente e de outros aspectos climáticos que influenciam no desempenho do sistema [1].

Com o aumento da utilização da energia solar fotovoltaica para a geração de eletricidade, tem-se a importância de realizar estudos da previsão precisa da radiação solar no local onde os sistemas fotovoltaicos serão instalados. 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].

Através da radiação solar ser intermitente e poder variar durante um curto período de tempo, a geração de energia fotovoltaica pode sofrer flutuações na geração de energia elétrica. Essas flutuações geram incertezas na produção de energia solar fotovoltaica, dificultando no despacho dessa energia produzida na rede elétrica que ela está integrada. Embora o armazenamento de energia solar seja uma solução para esse problema, é necessário uma previsão precisa da energia fotovoltaica produzida para o controle dessa energia injetada na rede elétrica [4], [5].

A integração fotovoltaica na matriz elétrica ainda apresenta muitos desafios que precisam ser superados. Esses desafios estão relacionados principalmente à natureza intermitente da produção fotovoltaica. A partir do momento que a geração fotovoltaica atinge uma parcela significativa na matriz elétrica, o desenvolvimento de previsões precisas de geração fotovoltaica em grande escala se tornará indispensável [5], [6].

Analisando a importância do estudo de previsões precisas de geração fotovoltaica, o presente artigo tem como objetivo, apresentar um método que está em desenvolvimento de previsão de geração fotovoltaica a partir dos dados de geração de um sistema fotovoltaico conectado à rede que está localizado na região sul do Brasil e realizar a comparação com o método da persistência.

2. METODOLOGIA

Esta seção faz referência a metodologia de previsão de geração fotovoltaica a partir de uma plataforma de previsão do tempo (ClimaTempo) e dos dados de geração de um sistema fotovoltaico conectado à rede.

2.1. Plataforma de busca de previsão do tempo, ClimaTempo

A plataforma utilizada para a busca da previsão do tempo é a plataforma ClimaTempo. Os dados de previsão do tempo são extraídos diariamente. A plataforma ClimaTempo é da empresa StormGeoCompany e apresenta informações meteorológicas confiáveis e pontuais, 24 horas por dia e

7 dias por semana. As previsões do tempo foram extraídas todos os dias para toda a manhã e toda a tarde em cada dia de busca. A Figura 1, apresenta a legenda para as previsões do tempo na plataforma ClimaTempo.



Figura 1: Legenda da plataforma ClimaTempo.

2.2. Sistema de geração da Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, Araranguá-SC

O sistema fotovoltaico da UFSC – Campus Araranguá é composto por 3 módulos fotovoltaicos de modelo 330PHK-36 do fabricante BYD com potência nominal individual de 330 Wp e 1 inversor de modelo PHB1500-NS do fabricante PHB Solar com potência nominal de 1,5 kW. A potência nominal do sistema é de 0,99 kWp.

O arranjo fotovoltaico está instalado no telhado da planta piloto bioclimática localizada no Centro de Ciências, Tecnologias e Saúde (CTS) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) no município de Araranguá – SC e está destacado na Figura 2. Os dados do sistema estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1: Especificações do Sistema Fotovoltaico da UFSC – Campus Araranguá – SC.

Potência Nominal do Sistema	0,99 kWp
Arranjo Fotovoltaico	1 <i>string</i> - 3 módulos
Ângulo de inclinação	20 °
Desvio Azimutal (orientação dos módulos)	0 ° N
Fabricante dos módulos/Modelo	BYD/330PHK-36
Potência unitária dos módulos	330 Wp
Inversor	1x PHB1500-NS
Potência nominal do inversor	1,5 kW



Figura 2: Sistema de Geração Fotovoltaica da UFSC – Campus Araranguá – SC.

2.3 Métodos de previsão solar

Os métodos precisos de previsão da geração de energia solar fotovoltaica são importantes para garantir a continuidade de energia elétrica nos sistemas de distribuição de energia. Através da aplicação da previsão precisa, consegue-se determinar a energia fotovoltaica disponível a qualquer momento, conseguindo equilibrar as cargas e a demanda de acordo com a energia prevista [4], [7].

De acordo com [8] os métodos e modelos existentes de previsão da irradiância horizontal global (GHI) podem ser classificados através dos dados de entrada, que também determinam o horizonte de previsão. Os métodos utilizados são: método da persistência, método através de dados/imagens de satélite, método de previsão numérica do tempo (NWP), método através de imagem do céu e métodos estatísticos. Uma visão geral dos métodos está apresentada na Tabela 2.

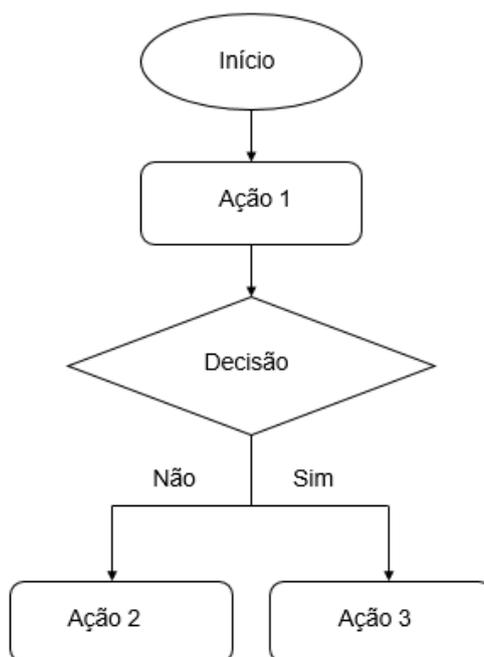
Tabela 2: Métodos e modelos utilizados para previsão da irradiância horizontal global (GHI).

Método	Subclasse	Modelo	Escala de tempo
Persistência		Irradiância global no tempo $t + 1$ é melhor prevista pelo seu valor no tempo t ($\hat{z}_{t+1} = z_t$)	Precisa para curto prazo
Estatístico	Modelo de Série Temporal	Autoregressivo (AR)	Preciso para curto prazo
		Autoregressivo de média móvel (ARMA)	Preciso para curto prazo
Estatístico	Rede Neural	Rede neural artificial (RNAs)	Preciso para curto prazo
Baseado em dados/imagens de satélite	Imagem de satélite geoestacionário	Processamento de imagens	Bom desempenho em intervalos de 30 min até 6 h
Baseado em imagens de céu	Imagens de céu total	Processamento de imagens	Bom desempenho em interval de subhoras
Baseado em modelos numéricos do tempo	Previsão numérica do tempo (NWP)	Sistema Global de previsão do tempo	Preciso para previsões mais longas

O método da persistência foi o método utilizado para comparar com o método que está em desenvolvimento nesse artigo (RRS).

2.4 Aplicação da metodologia RRS

A metodologia RRS que está em desenvolvimento, prevê a geração solar fotovoltaica futura em um horizonte de 24 horas. A aplicação da RRS precisa de duas buscas. A primeira busca é dos dados de previsão do tempo na plataforma ClimaTempo. A segunda busca é dos dados históricos reais de geração fotovoltaica no local que se deseja efetuar a previsão da energia solar fotovoltaica. Com a utilização dos dados históricos e junto com a plataforma de rede meteorológica de previsão do tempo, se consegue prever a geração futura para aquela região onde o sistema fotovoltaico está instalado. Os passos para realizar a previsão de geração fotovoltaica estão apresentados no fluxograma da Figura 3.



Ação 1: Verificação da previsão do tempo na plataforma ClimaTempo do dia que se busca a previsão da geração fotovoltaica.

Decisão: No banco de dados de previsões, existem dias anteriores que estão dentro de 31 dias passados e que possui até 20% de variação entre os valores obtidos?

Ação 2: Não será possível prever a geração para esse dia.

Ação 3: Os valores discrepantes são descartados e se realiza uma média da geração de até 10 valores de geração que estão dentro desses 31 dias e que possuem até 20 % de diferença da geração fotovoltaica do dia que se propõe a previsão.

Figura 3: Fluxograma da metodologia de previsão de geração fotovoltaica em uma determinada região.

A análise do método de previsão de geração fotovoltaica para a região de Araranguá-SC foi realizada entre os meses de Dezembro do ano de 2021 e junho de 2022.

2.4 Métrica estatística para avaliação do desempenho do método proposto

Segundo [4], o desempenho de um modelo de previsão é frequentemente avaliado pelo erro quadrático médio (RMSE), erro médio quadrático normalizado (nRMSE) ou erro médio quadrático relativo (rRMSE), erro médio absoluto (MBA) ou erro médio de polarização (MBE), entre outros meios.

A Agência Internacional de Energia (IEA, 2013) afirma que as principais métricas utilizadas são: raiz do erro médio quadrático (RMSE), o erro médio absoluto (MAE), e o erro médio (MBE, ou viés). A métrica estatística utilizada no trabalho foi o erro quadrático médio (RMSE) conforme apresentado na Eq. 1. Para calcular o percentual do RMSE foi utilizada a Eq. 2.

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^n (x_i - y_i)^2} \quad (1)$$

$$Erro [\%] = \frac{RMSE \times 100}{\bar{x} (Geração)} \quad (2)$$

3. RESULTADOS

A análise da previsão de geração fotovoltaica para a região de Araranguá-SC foi realizada com um período de 7 meses. O período foi de dezembro de 2021 até junho de 2022. A Figura 4 apresenta o percentual de RMSE mensal para manhã e tarde, utilizando a previsão de geração com o RRS e com o método da persistência.

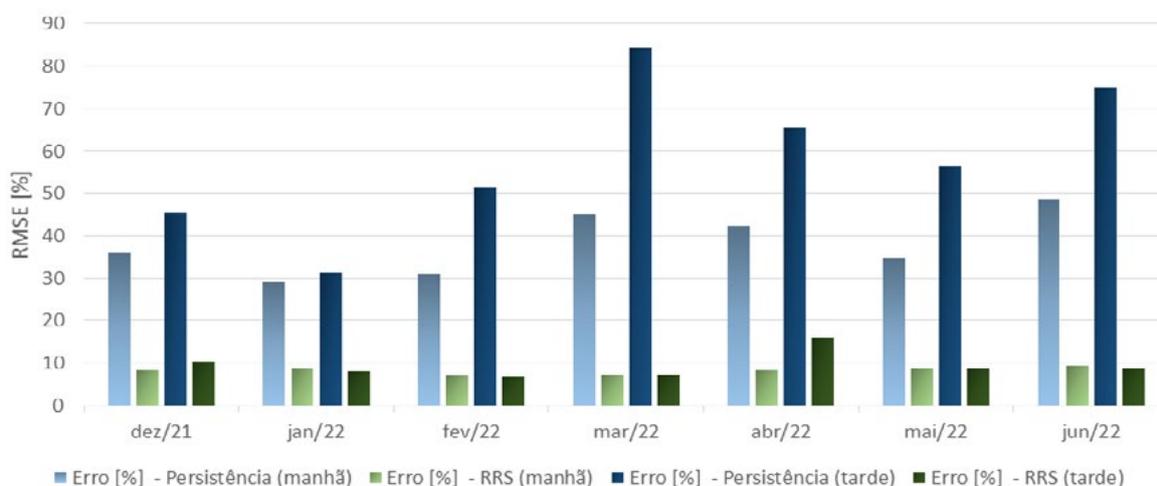


Figura 4: Percentual de erro médio quadrático (RMSE) mensal para manhã e tarde.

Analisando a Figura 4 percebe-se que o método da persistência apresentou erros maiores que o método RRS em todos os meses e em ambos os períodos. O método da persistência apresentou erros de 29,2 % até 48,5 % para o período da manhã, enquanto o método RRS apresentou erros de 7,1 % até 9,3 %. Para o período da tarde o método da persistência apresentou erros de 31,2 % até 84,22 % enquanto o método RRS apresentou erros de 6,7 % a 16,0 %. O método RRS não apresentou erro menor que 10 % somente no mês de Abril no período da tarde. Em todos os outros meses e períodos o método RRS apresentou erros menores que 10 %.

A Figura 5 apresenta o percentual de RMSE para dias com diferentes previsões do tempo.

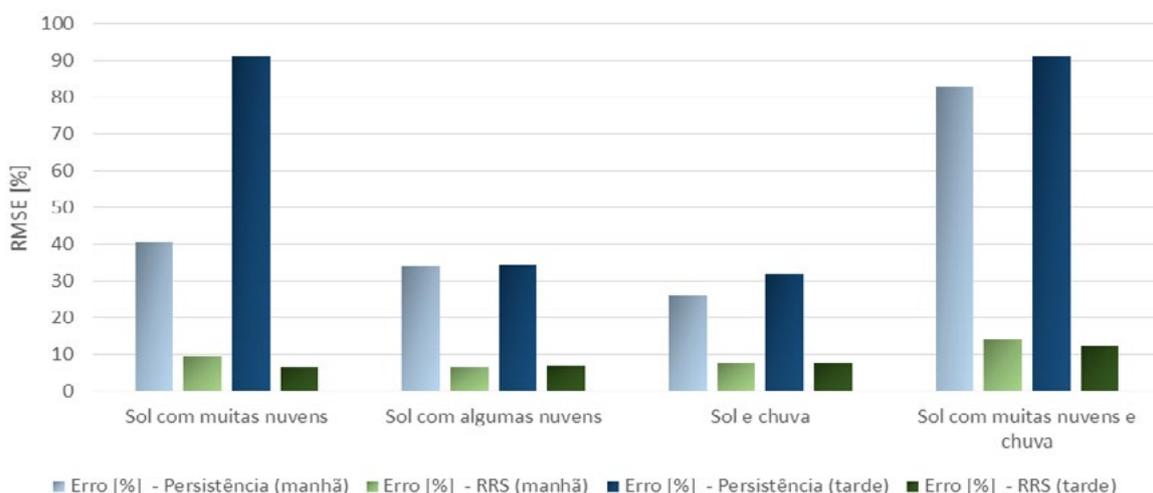


Figura 5: Percentual de erro médio quadrático (RMSE) para diferentes perfis de previsão do tempo.

Analisando a Figura 5, percebe-se que em dias com perfil chuvoso e/ou nebulosos o erro é maior para ambos os métodos. Em todos os perfis de dias analisados o método RRS obteve um erro menor quando comparado com o método da persistência. O método RRS apresentou erro maior que 10 % somente para dias de sol com muitas nuvens e chuva. Em dias de sol com muitas nuvens, sol com algumas nuvens e sol e chuva, o método RRS apresentou erros menores que 10 %. A Tabela 3 apresenta os erros para ambos os métodos nos diferentes dias.

Tabela 3: Erro médio quadrático para ambos os métodos nos diferentes dias.

	Manhã		Tarde	
	Erro [%] - Persistência	Erro [%] - RRS	Erro [%] - Persistência	Erro [%] - RRS
Sol com muitas nuvens	45,5	9,4	91,2	6,4
Sol com algumas nuvens	34,0	6,6	34,1	6,7
Sol e chuva	25,8	7,7	31,9	7,6
Sol com muitas nuvens e chuva	82,7	14,0	91,1	12,2

O método RRS apresentou o menor erro de 6,4 % no período da tarde para os dias com a previsão de sol com muitas nuvens. O método da persistência apresentou o menor erro de 25,8 % no período da manhã para os dias com previsão de sol e chuva. O maior erro foi de 91,2 % utilizando o método da persistência para o período da tarde nos dias com previsão de sol com muitas nuvens. O maior erro com o método RRS foi de 14,0 % no período da manhã para os dias com previsão de sol com muitas nuvens e chuva.

A Figura 6, 7 e 8 apresentam uma comparação entre a geração real e geração prevista de ambos os métodos propostos no trabalho. Essa análise foi realizada selecionando dias com a mesma previsão no período da manhã e tarde. Os dias apresentados foram com a previsão de sol com algumas nuvens, sol e chuva e sol com muitas nuvens e chuva. A Geração fotovoltaica foi integrada para cada hora em um intervalo das 6:00h até as 18:00h. Os dados integrados de geração foram utilizados para realizar a previsão da geração horária. A Figura 6 apresenta a correlação das previsões de geração com a geração real fotovoltaica para um dia de sol com algumas nuvens.

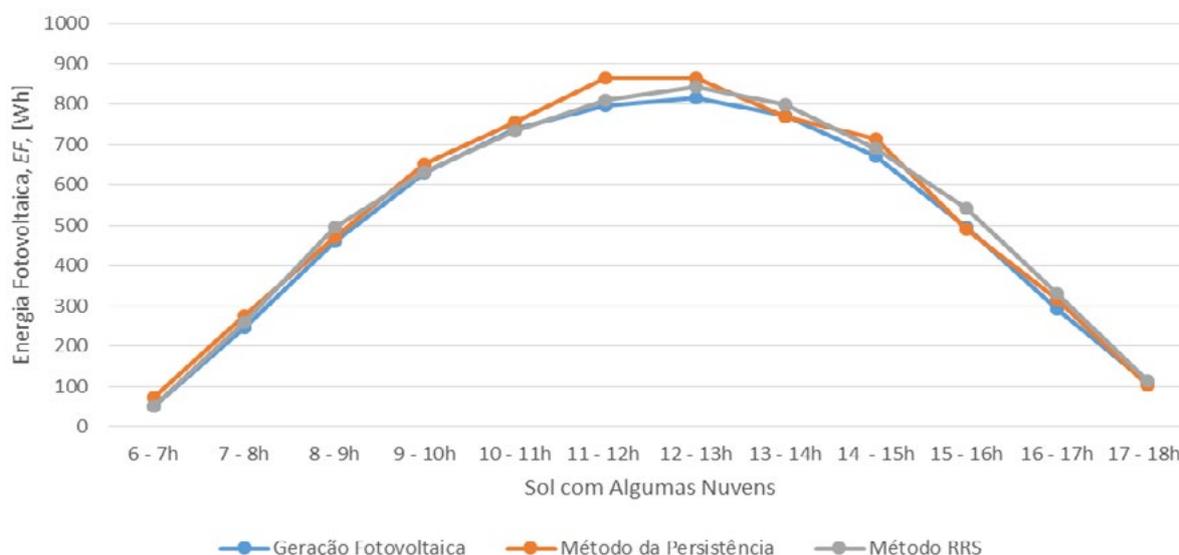


Figura 6: Comparação horária entre a geração fotovoltaica real e a prevista, através do método da persistência e do método RRS para um dia de Sol com algumas nuvens.

Pode-se observar através da Figura 6 que ambos os métodos possuem uma forte correlação com a geração real fotovoltaica. O método RRS apresenta uma correlação maior no período da manhã quando comparado com o método da persistência. No período da tarde o método da persistência possui uma correlação maior com a geração

A Figura 7 apresenta a correlação das previsões de geração com a geração real fotovoltaica para um dia de sol e chuva. Pode-se observar na Figura 7 que o método RRS obteve uma correlação maior com a geração real fotovoltaica quando comparado com o método da persistência.

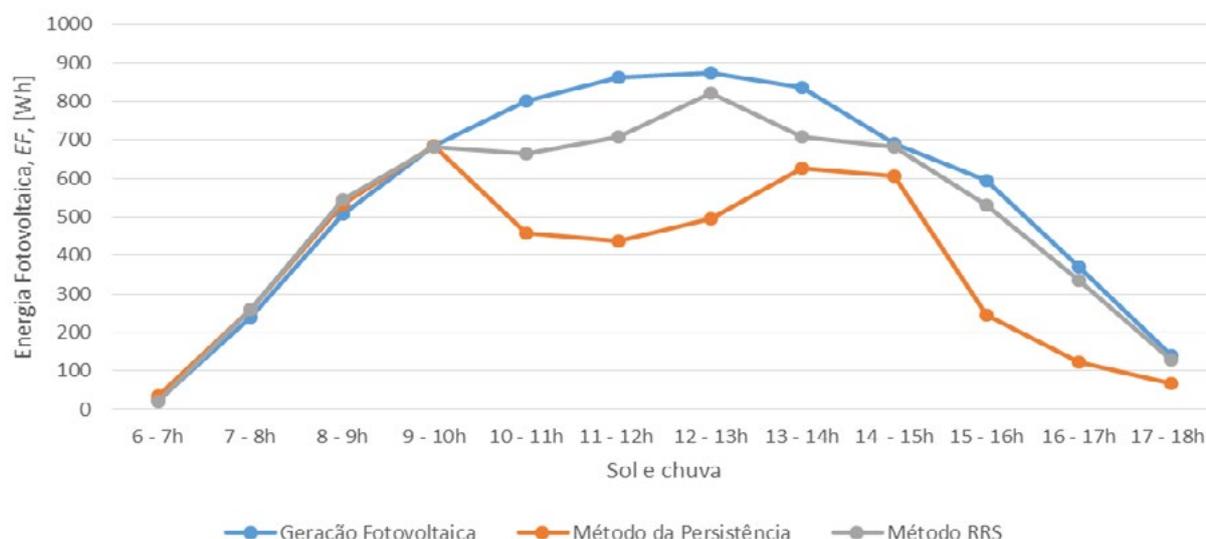


Figura 7: Comparação horária entre a geração fotovoltaica real e a prevista, através do método da persistência e do método RRS para um dia de Sol e chuva.

A Figura 8 apresenta a correlação das previsões de geração com a geração real fotovoltaica para um dia de sol com muitas nuvens e chuva. Pode-se observar na Figura 8 que o método RRS obteve uma correlação maior com a geração real fotovoltaica quando comparado com o método da persistência.

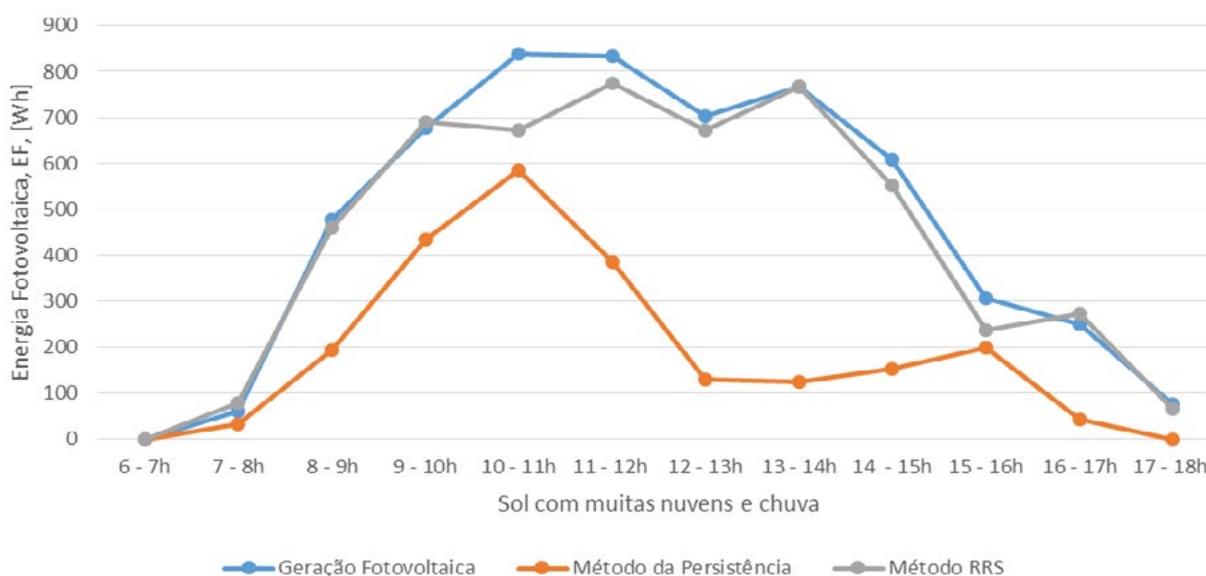


Figura 8: Comparação horária entre a geração fotovoltaica real e a prevista, através do método da persistência e do método RRS para um dia de Sol com muitas nuvens e chuva.

4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este artigo apresentou um desenvolvimento preliminar de uma metodologia para se determinar previsões futuras de geração de energia solar fotovoltaica. O método de previsão de geração fotovoltaica proposto se mostrou eficiente, apresentando RMSE menores que o método tradicional da persistência, em todos os meses no intervalo de tempo analisado.

Em todos os meses o método RRS apresentou valores menores que 10 % de erro para o período da manhã. No período da tarde, somente no mês de abril o método apresentou erro maior que 10 %. Para o período da manhã, o método da persistência apresentou erros de 29,2 % até 48,5 % enquanto o RRS apresentou valores de 7,1 % até 9,3 %. Para o período da tarde o método da persistência apresentou erros de 31,2 % até 84,22 %, enquanto o método RRS apresentou erros de 6,7 % a 16,0 %.

Os dias com o perfil de sol com algumas nuvens e sol e chuva, apresentaram erros menores quando comparados com os outros dias. No período da manhã o método da persistência apresentou erro de 34 % enquanto o RRS apresentou erro de 6,6 % para dia com sol com algumas nuvens. No mesmo dia e no período da tarde, o método da persistência apresentou erro de 34,1 % enquanto o RRS apresentou erro de 6,7 %. No dia de sol e chuva o método da persistência apresentou erro de 25,8 % e o RRS de 7,7 % para o período da manhã. No período da tarde o método da persistência apresentou erro de 31,9 % e o RRS de 7,6 %. Para o método da persistência o dia com sol com muitas nuvens e chuva apresentou maiores erros no período da manhã, com valor de 82,7 %. Para o período da tarde o dia com sol com muitas nuvens foi o que apresentou maior erro, com um valor de 91,2 %. Para o método RRS o dia que apresentou maior erro foi no dia com sol com muitas nuvens e chuva, apresentando um erro de 14 % para o período da manhã e de 12,2 % para o período da tarde.

Quando integrado em horário as previsões e geração, os dias de sol com algumas nuvens, sol e chuva e sol com muitas nuvens e chuva o método RRS apresentou uma correlação maior com a geração que o método da persistência, mostrando que o método RRS é um método que apresenta bons resultados e que pode ser utilizado para previsões de curto prazo de geração de energia fotovoltaica.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo auxílio financeiro, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), ao Programa de Pós-Graduação em Energia e Sustentabilidade (PPGES) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC). Agradecemos também a plataforma ClimaTempo pela disponibilidade dos dados de previsão do tempo.

REFERÊNCIAS

- [1] PINHO, J. T.; GALDINO, M. A. Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos. Rio de Janeiro, 2014.
- [2] LORENZO, E. Radiación Solar y Dispositivos Fotovoltaicos, Electricidad Solar Fotovoltaica, Espanha, V. II, 2006.
- [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, 2ª Ed. São José dos Campos. 2017. 88p.
- [4] BARBIERI, F.; RAJAKARUNA, S.; GHOSH, A. Very short-term photovoltaic power forecasting with cloud modeling: A review. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2017, 75, 242-263.
- [5] BÖÖK, H.; LINDFORS, A. V. Site-specific adjustment of a NWP-based photovoltaic production forecast. Solar energy, 2020, 211, 779-788.
- [6] WIRTH, H. Recent Facts about Photovoltaics in Germany. Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems ISE, 2020.
- [7] HUANG, R.; HUANG, T.; GADH, R. Solar Generation Prediction using the ARMA Model in a Laboratory-level Micro-grid. IEEE Symposium SmartGridComm, 2012.
- [8] DIAGNE, M.; DAVID, M.; LAURET, P. BOLAND, J. SCHMUTZ, N. Review of solar irradiance forecasting methods and a proposition for small-scale insular grids. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2013, 27, 65-76.
- [9] IEA - PVPS - INTERNATIONAL ENERGY AGENCY - PHOTOVOLTAIC POWER SYSTEMS PROGRAMME. Photovoltaic and Solar Forecasting: State of the Art. 2013. ISBN 978-3-906042-13-8 Disponível em: < http://www.iea-pvps.org/index.php?id=3&eID=dam_frontend_push&docID=1690> Acesso em: 18/07/2022.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG
24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

DESEMPENHO DE UM GRUPO GERADOR EM MODO BICOMBUSTÍVEL DIESEL-BIOMETANO E BIODIESEL- BIOMETANO

Renan Eduardo Reidel ⁽¹⁾
Josimar Souza Rosa ⁽²⁾

RESUMO

Atualmente cada vez mais buscam-se alternativas para a descarbonização das matrizes energéticas dos países. O biometano possui potencial para substituição do gás natural sem alterações técnicas nos equipamentos, visto que é composto basicamente por metano (CH₄). No âmbito do projeto “Desenvolvimento de Veículo Elétrico Híbrido”, na Universidade Feevale, estruturou-se o presente estudo. O objetivo geral foi analisar a viabilidade técnica da conversão de um motor a diesel (combustível fóssil) para condição que permita a aplicação de combustíveis renováveis (biodiesel e biometano), mantendo a capacidade de geração de energia do conjunto. Utilizou-se para o desenvolvimento do mesmo um motor a combustão acoplado a um alternador (grupo motor-gerador), que foi testado a velocidade de 3600 rpm e 2,6 kW de carga. Quatro diferentes condições foram testadas em relação à combustíveis: (a) diesel S10 em modo monocombustível; (b) biodiesel em modo monocombustível; (c) diesel S10 com biometano em modo bicomcombustível; (d) biodiesel com biometano em modo bicomcombustível. Os resultados mostraram que operando apenas com diesel S10 o conjunto apresentou eficiência de 19,7%, enquanto operando apenas biodiesel a eficiência foi de 21,1%. Estas são consideradas as condições de referência para comparação (*baseline*) por serem o modo de operação original do motor. Na operação bicomcombustível, com diesel e biometano, o conjunto apresentou eficiência de 14,3%, tendo uma substituição de diesel por biometano, em termos de massa, de 25%. Já com biodiesel e biometano a eficiência foi de 16,7%, com 27% de substituição.

Palavras chaves — energias renováveis, grupo motor-gerador, biodiesel, biometano, *dual fuel*.

⁽¹⁾ Graduando em Engenharia Mecânica e Bolsista de Iniciação Científica na Universidade Feevale, Brasil, renan.reidel@hotmail.com.

⁽²⁾ Doutor em Engenharia (PROMEC-UFRGS), Professor do curso de Engenharia Mecânica e do PPG em Tecnologia de Materiais e Processo Industriais da Feevale, Brasil, js-rosa@hotmail.com.

1. INTRODUÇÃO

Gases do efeito estufa (GEE) são substâncias naturalmente presentes na atmosfera e que absorvem parte da radiação infravermelha emitida pelo Sol e refletida pela superfície terrestre, dificultando o escape desta radiação (calor) para o espaço [1]. A queima de combustíveis derivados de petróleo produz este tipo de gás, que é normalmente liberado para a atmosfera, sendo o principal deles o dióxido de carbono (CO₂) [2]. A intensa atividade humana a partir do período industrial levou a um sensível aumento de emissões gasosas, interferindo na proporção da composição dos gases de efeito estufa e causando várias consequências climáticas, entre elas o aquecimento global [3].

Assim, buscam-se alternativas para o desafio da reestruturação da matriz energética dos países, com fontes de energia mais limpas, como as energias renováveis, dentre eles o biometano e o biodiesel, em substituição aos combustíveis derivados de petróleo. O biometano possui potencial para substituição do gás natural sem alterações técnicas nos equipamentos, visto que é composto basicamente por metano (CH₄). Já o biodiesel pode substituir plenamente o diesel [4].

Tratando-se especificamente dos motores de combustão interna, diferentes pesquisas já foram realizadas visando estudar a substituição de diesel fóssil por biodiesel, em modo de operação *monocombustível* [5-7], ou ainda a sua substituição parcial por metano, na forma comercial de gás natural, em modo de operação *bicombustível* [8].

Rosa [8] testou um motor de ignição por compressão de pequena cilindrada acoplado a um alternador, configuração tal qual a usada nesta pesquisa, com diesel e gás natural ou com óleo de soja puro e gás natural, ambas condições em modo bicombustível. O motor monocilíndrico possuía razão de compressão igual a 20,5:1. Os resultados mostraram que, com diesel puro em modo monocombustível (teste *baseline*) a eficiência média do conjunto motor-gerador foi 27,6%. No modo bicombustível com diesel e gás natural, a eficiência variou entre 20,6% para substituição de 92,5% até 33,2% para substituição de 43,7%. Ficou evidente que substituição elevada leva à queda expressiva da eficiência, porém em substituição intermediária (43,7%) a eficiência foi até maior do que na condição original apenas com diesel, demonstrando o potencial da técnica.

Pletsch *et al.* [9] estudou o desempenho e emissões gasosas de um motor de combustão interna, ciclo Diesel, operando em modo bicombustível, com diesel e gás natural, usando uma válvula borboleta instalada na admissão, para restringir a tomada de ar. Foram aplicadas quatro (4) vazões de gás natural, combinadas com diesel, e três diferentes posições da borboleta. O motor apresentou desempenho satisfatório, em relação à eficiência térmica e, em alguns casos, com valores maiores do que nas condições originais de funcionamento. Também houve redução da opacidade da fumaça, das emissões de NO_x, porém houve aumento das emissões de CO.

Telli *et al.* [10] investigou os efeitos de um pequeno motor de ignição por compressão sem modificações internas operando com diesel e gás natural e óleo vegetal de soja gás natural em carga intermediária. Os resultados experimentais foram satisfatórios sendo observado um decréscimo no consumo específico de combustível (até 80% de substituição) e uma redução máxima de cerca de 80% nas emissões de NO_x. Por outro lado, houve um aumento nas emissões de CO e uma diminuição na eficiência térmica para todas as condições realizadas.

Outras investigações foram realizadas e são apresentadas na literatura, mas em geral há um reduzido número de estudos que abordam o uso de biodiesel e biometano em modo bicombustível. No intuito de contribuir com esta lacuna de pesquisa, o objetivo geral desta pesquisa foi analisar a viabilidade técnica da conversão de um motor a diesel (combustível fóssil) para condição que permita a aplicação de combustíveis renováveis (biodiesel e biometano), mantendo a capacidade de geração de energia do conjunto. Como resultados de uma pesquisa em fase inicial, serão apresentados resultados de ensaios em apenas 1 condição de rotação, carga e vazão de biometano.

2. METODOLOGIA

Os métodos, materiais, equações e as considerações realizadas para execução da pesquisa serão apresentadas nesta seção. Todos os ensaios foram realizados com carga de 2,6 kW aplicada ao alternador por meio de um banco de resistências elétricas, na velocidade de 3600 rpm. O alternador empregado possui capacidade nominal de 4,3 kW e tensão de saída de 220 V, monofásico.

O motor de combustão empregado possui razão de compressão de 23:1 e potência máxima de 10 HP a 3600 rpm. O sistema original de injeção de combustível do motor é do tipo direta e mecânico. O suprimento de combustível gasoso (biometano) para o motor se deu por meio de mesclador instalado no coletor de admissão. O armazenamento de biometano foi realizado em cilindro de gás natural automotivo. A Figura 1 mostra uma vista do conjunto montado no veículo elétrico híbrido.



Figura 1: Conjunto motor-gerador e reservatório de biometano montados no veículo elétrico híbrido Agrovec.

2.1. Testes de operação do grupo motor-gerador com diesel e biodiesel (monocombustível)

Os testes de operação do grupo motor gerador com diesel ou biodiesel em modo monocombustível foram realizados conforme a topologia apresentada na Figura 2.

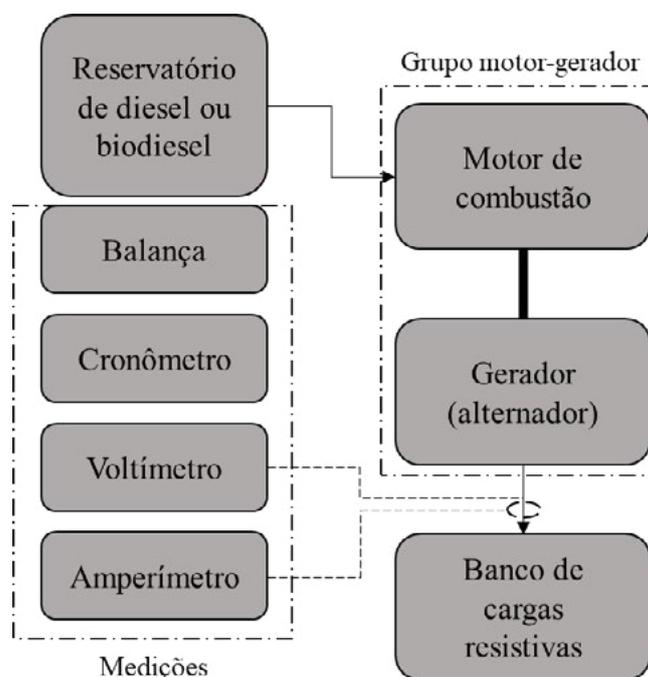


Figura 2: Topologia do *setup* experimental no modo monocombustível.

A medição do consumo mássico do diesel ou biodiesel foi realizada por meio de uma balança digital. Fabricou-se um reservatório de combustível com suporte específico para alocação sobre a balança. O tempo de consumo foi cronometrado, e o registro de tempo e de massa foram realizados

por meio de fotografia. Posteriormente o consumo em taxa de massa foi calculado usando-se a equação 1.

$$\dot{m} = \frac{m_i - m_f}{t_f - t_i} = \frac{m_i - m_f}{\Delta t} \quad (1)$$

Na equação 1, m_i é a massa inicial, m_f é a massa final, t_f é o tempo final e t_i é o tempo inicial. A vazão mássica pode ser de diesel ou de biodiesel, e nos resultados serão distinguidos pelo subscrito d, para diesel, e b, para biodiesel. Em seguida, a partir do consumo de combustível diesel ou biodiesel calculou-se a taxa de energia fornecida pelo combustível, por meio da equação 2.

$$\dot{Q} = \dot{m} \cdot \text{PCI} \quad (2)$$

PCI é o poder calorífico inferior de combustível. Para diesel o valor considerado foi 42,5 kJ/g e para o biodiesel 37,3 kJ/g [8]. Com os valores medidos da tensão gerada pelo alternador (V) e da corrente (I) consumida pelo banco de cargas resistivas, pode-se calcular a potência elétrica gerada (P_e), por meio da equação 3 (monofásico).

$$P_e = (V \cdot I) \quad (3)$$

A eficiência do grupo motor-gerador pode ser calculada usando-se a equação 4.

$$\eta_{mg} = 100 \frac{P_e}{\dot{Q}} \quad (4)$$

Por fim, o consumo específico de combustível pode ser calculado usando-se a equação 5.

$$C_e = 3600 \frac{\dot{m}}{P_e} \quad (5)$$

2.2. Testes de operação do grupo motor-gerador com diesel/biometano e biodiesel/biometano (bicombustível)

O modo de operação bicombustível consiste em operar o motor com dois combustíveis simultaneamente. Neste projeto a condição testada foi diesel e gás natural (simulando operação com biometano), sendo o primeiro injetado de forma direta dentro da câmara de combustão e o segundo fornecido no coletor de admissão por meio do mesclador. A Figura 3 apresenta a topologia do setup.

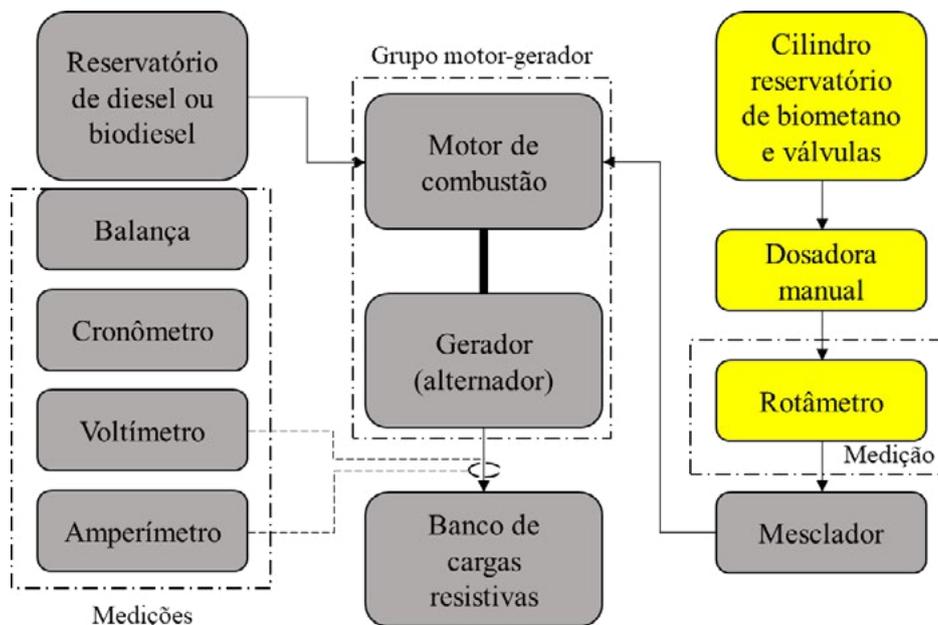


Figura 3: Topologia do *setup* experimental no modo bicombustível.

O consumo de diesel foi medido empregando-se o mesmo procedimento indicado no tópico anterior. Portanto, aplica-se a equação 1, já demonstrada, para calcular a vazão mássica de diesel. Já para o cálculo da taxa de energia fornecida pelo combustível, neste caso agora pelos combustíveis, deve-se adicionar um termo referente à energia fornecida pelo gás natural. Obtém-se desta forma a equação 6.

$$\dot{Q} = \dot{m}_d \cdot PCI_d + \dot{V}_{gn} \cdot PCI_{gn} \quad (6)$$

Na equação 6, os subscritos “d” indicam diesel e os subscritos “gn” indicam gás natural. V é a vazão volumétrica de gás natural. O poder calorífico do gás natural considerado foi 35.620 kJ/Nm³ [9]. A potência elétrica (P_e) pode ser calculada pela equação 3 e a eficiência do grupo motor-gerador pela equação 4, da mesma forma que nos ensaios monocombustível. Por último, o consumo específico de combustíveis pode ser calculado usando-se a equação 7.

$$C_e = \frac{\dot{m}_d + \rho_{gn} \dot{V}_{gn}}{P_e} \quad (7)$$

Na equação 7, a vazão volumétrica de gás natural deve ser multiplicada pela massa específica deste mesmo gás, a fim de obter vazão mássica. Ao realizar este cálculo deve-se atentar para a uniformidade das unidades, visto que as medições do combustível líquido foram realizadas em g/s e do combustível gasoso em Nm³/h.

3. RESULTADOS

A Tabela 1 apresenta os resultados dos ensaios em modo monocombustível.

Tabela 1: Resultados dos ensaios em modo monocombustível.

Parâmetro	Unidade	Diesel	Biodiesel
Vazão mássica	g/s	0,316	0,333
Energia fornecida	kW	13,4	12,4
Eficiência	%	19,7	21,1
Consumo específico	g/kWh	431,5	458,5

A eficiência do conjunto motor-gerador aumentou quando empregado biodiesel. Contudo, tratando-se de um estudo inicial deve-se considerar que não foi realizado qualquer estudo de incerteza da instrumentação empregada, e por isso a existência dessa diferença não pode ser afirmada de forma tão categórica. O consumo específico é maior na operação com biodiesel, o que é resultado do seu menor poder calorífico.

Tabela 2: Resultados dos ensaios em modo bicomcombustível.

Parâmetro	Unidade	Diesel/biodiesel		Biodiesel/biometano	
		Diesel	Biometano	Biodiesel	Biometano
Vazão mássica	g/s	0,310	0,103	0,270	0,103
Substituição	%		25,0		27,7
Energia fornecida	kW		18,8		15,7
Eficiência	%		14,3		16,7
Consumo específico total	g/kWh		553,6		513,3

Comparando-se as eficiências, nota-se que no modo bicomcombustível diesel/biodiesel o valor reduziu em comparação com qualquer um dos modos monocombustível. Este fato também é observado no modo bicomcombustível biodiesel/biometano. Isto mostra que a combustão e o processo de conversão de calor em trabalho foram menos eficientes em modo bicomcombustível. Nota-se ainda que o modo bicomcombustível com biodiesel/biometano demonstra eficiência maior que diesel/biometano, corroborando com os resultados de modo monocombustível, em que o emprego do biodiesel levou a aumento da eficiência.

Ao comparar a vazão mássica de diesel mostrada na Tabela 2 (0,316 g/s), com a vazão mostrada na Tabela 1 (0,310 g/s) conclui-se que a redução de consumo foi de aproximadamente 0,6%, uma diferença expressivamente pequena para demonstrar alguma variação de consumo, visto ainda que não foi realizado estudo das incertezas de medição. Portanto, pode-se concluir que o uso do gás natural na admissão não teve qualquer função positiva para o processo de combustão, sendo apenas um real desperdício de combustível.

De fato, nas tentativas iniciais de operar o motor com o gás natural notou-se que não seria possível elevar a vazão de gás acima dos 0,5 Nm³/h (0,57 Nm³/h corrigidos), pois o motor apresentava falhas em seu funcionamento. Outra observação realizada foi que mesmo adicionando o gás natural o motor não permitia a redução do débito do diesel na alavanca de aceleração, sob pena da queda na velocidade. Isto leva também a concluir que o gás natural não teve um processo de combustão satisfatório, possivelmente pela elevada razão de compressão do motor.

4. CONCLUSÕES

O objetivo geral desta pesquisa foi analisar a viabilidade técnica da conversão de um motor a diesel (combustível fóssil) para condição que permita a aplicação de combustíveis renováveis (biodiesel e biometano), mantendo a capacidade de geração de energia do conjunto. Notou-se que fisicamente é possível empregar o biometano como combustível alternativo ao diesel fóssil, inclusive em combinação com o biodiesel, porém as eficiências encontradas em modo bicomcombustível no presente estudo foram reduzidas em comparação com o modo de operação monocombustível. Para prosseguimento da pesquisa, o motor deve ser preparado com uma razão de compressão menor, que permitirá a queima do biometano em condições mais adequadas.

AGRADECIMENTOS

À empresa Agrovec Indústria de Equipamentos LTDA pelo suporte e parceira no projeto.
 À Universidade Feevale pelo apoio e concessão de bolsas de Iniciação Científica.
 Em memória do prof. Moisés de Mattos Dias.

REFERENCIAS

- [1] ABNT ONLINE. O que são os Gases de Efeito Estufa? Disponível em: https://www.abntonline.com.br/sustentabilidade/GHG/O_que_%C3%A9_gee. Acesso em 15/08/2022.
- [2] CETESB. Gases do Efeito Estufa e Fontes de Emissão. Disponível em: <https://cetesb.sp.gov.br/proclima/gases-do-efeito-estufa/>. Acesso em: 15/08/2022.
- [3] ROVAI, F.F.; AMPARO, J.F.M.; RIBEIRO, J.C.M.; ROSA, J.S.; SANTOS, R.F.E. Combustíveis renováveis e estratégias de propulsão aplicados na descarbonização da mobilidade. COMISSÃO TÉCNICA DE MOTORES OTTO SAE BRASIL (2022). Disponível em: <http://arquivos.saebrasil.org.br/2022/WhitePaper/Combustiveis-renovaveis-e-estrategias-propulsao-aplicados-a-descarbonizacao.pdf>. Acesso em 15/08/2022.
- [4] Empresa de Pesquisas Energéticas – EPE. Combustíveis renováveis para uso em motores do ciclo Diesel. Rio de Janeiro, março de 2020. Disponível em: https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-467/NT_Combustiveis_renovaveis_em_%20motores_ciclo_Diesel.pdf. Acesso em 01/08/2022.
- [5] WANDER, P.R.; ALTAFINI, C.R.; COLOMBO, A.L.; PERERA, S.C. Performance of small stationary engines using blends of diesel fuel with biodiesel of soybean. SAE Technical Paper Series, v. 1, p. 2010-36-0379, 2010.
- [6] WANDER, P. R.; ALTAFINI, C.R.; POSSAMAI, E.R.F. Analysis of Biodiesel Use in Stationary Engines of Single and Two Cylinders. In: COBEM2007 - International Congress of Mechanical Engineering, 2007, Brasília. Cobem2007. São Paulo: ABCM - Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2007.
- [7] Wail M. Adailleh, Khaled S. AlQdah, Performance of Diesel Engine Fuelled by a Biodiesel Extracted From A Waste Coking Oil, Energy Procedia, Volume 18, 2012, Pages 1317-1334, <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2012.05.149>.
- [8] ROSA, J.S.; WANDER, P.R. Estudo de um motor ciclo diesel monocilíndrico bi-combustível. 21/03/2014. Dissertação de Mestrado.
- [9] PLETSCH, J.; ROSA, J. S.; ALTAFINI, C. R. Análise de desempenho e emissões de um motor de ignição por compressão bicomcombustível diesel/gás natural. Revista Liberato, [S. l.], v. 20, n. 33, p. 57–70, 2019. Disponível em: <https://revista.liberato.com.br/index.php/revista/article/view/588>. Acesso em: 31 ago. 2022.



41th SENAFOR

25^a Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

**24^a Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11^a Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 8^o Congresso do BrDDRG**

*24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming
Conference / 8th BrDDRG Congress*

11^a Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

PAINÉIS FOTOVOLTAICOS PARA GERAÇÃO DE ENERGIA EM CARROS ELÉTRICOS – REVISÃO PRELIMINAR

Gustavo Storithont Mudri ⁽¹⁾

Jorge Luiz Satler Coltro ⁽²⁾

Thomas Adriaan Topfstedt ⁽³⁾

Alex Lago de Oliveira ⁽⁴⁾

Alex Fabiano Bueno ⁽⁵⁾

ABSTRACT

It is about this work as the technology can bring changes that make the use of photovoltaic adhesives in electric and hybrid vehicles feasible and make them a more interesting option than vehicles with internal combustion. Oil can become scarce and its compensated criteria become more expensive according to the scarcity. On the other hand, the cost of producing batteries and electrical solutions for vehicles drops every year. This potential savings can be driven by technologies such as: photovoltaic adhesives, which can charge the electric vehicle using the light that falls on any vehicle while moving around the city. With the help of graphene to compose photovoltaic adhesives and very economical hybrid systems. Thus, future electric or hybrid vehicles can become as economically viable as ecological ones.

Keywords - photovoltaic adhesives, energy efficiency, renewable energy sources, lithium ions, electric vehicles.

RESUMO

Trata-se neste trabalho como a tecnologia pode trazer mudanças que viabilizam o uso de adesivos fotovoltaicos em veículos elétricos e híbridos e os tornam uma opção mais interessante que os veículos à combustão interna. O petróleo pode se tornar escasso e seus combustíveis derivados poderão ficar mais caros conforme a escassez. Por outro lado, o custode produção de baterias e soluções elétricas para veículos cai a cada ano. Essa potencial economia pode ser impulsionada por tecnologias como: adesivos fotovoltaicos, que podem carregar o veículo elétrico utilizando a luz que incide no veículo enquanto se desloca pela cidade. Com o auxílio do grafeno para compor adesivos fotovoltaicos e sistemas híbridos muito econômicos. Assim, os

⁽¹⁾ Graduando; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

⁽²⁾ Graduando; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

⁽³⁾ Graduando; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

⁽⁴⁾ Graduando; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

⁽⁵⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

futuros veículos elétricos ou híbridos podem se tornar tão economicamente viáveis quanto ecológicos.

Palavras chave — adesivos fotovoltaicos, Eficiência Energética, Fontes Renováveis de Energia, Íons de Lítio, Veículos Elétricos.

1 INTRODUÇÃO

Desde os primórdios da industrialização, a humanidade constantemente se depara com limitações associadas a obtenção de energia. O maior exemplo atual de um recurso energético em decadência é o petróleo, fonte de energia para boa parte dos combustíveis usados no ramo automotivo (Vergara Filho, 1981).

A década de 70 foi marcada por sucessivas disparadas no preço do petróleo, iniciando-se no embargo petrolífero feito pela OPEP às nações aliadas de Israel na guerra do Yom Kipur e posteriormente pela Revolução Iraniana. Em uma década, o preço do barril de petróleo cresceu quase 10 vezes o valor de tinha em 1973. Essa variação do valor do petróleo causado por instabilidades políticas e a noção crescente que os combustíveis fósseis são recursos limitados, como ilustra o gráfico da Figura 1, que demonstra o preço ascendente do petróleo desde 1998 causado por estoques baixos nas petrolíferas, impulsionou a busca por fontes energéticas mais sustentáveis (Vergara Filho, 1981).

Em 1992 foi enfatizado pela a Agenda 21 da ONU a importância de reduzir os combustíveis fósseis, tendo em vista a escassez e a poluição que essa fonte de energia gera, a União Europeia no mesmo ano apresentou soluções com veículos elétricos para essa problemática (Vergara Filho, 1981).



Figura 1 - Custo do barril de petróleo ao longo dos anos (Baran, 2012).

O ramo de transportes é o setor que mais consome petróleo em todo o mundo, em 2009 foi responsável por 61,7% do consumo de petróleo e 23% das emissões de CO₂ (IEA, 2011) no mundo. Este setor foi também o maior responsável pelo crescimento do consumo de petróleo nas últimas décadas, conforme pode ser observado na Figura 2, são por esses fatores que os esforços para uso prático de fontes sustentáveis são direcionados para o setor de transportes, principalmente com veículos elétricos.

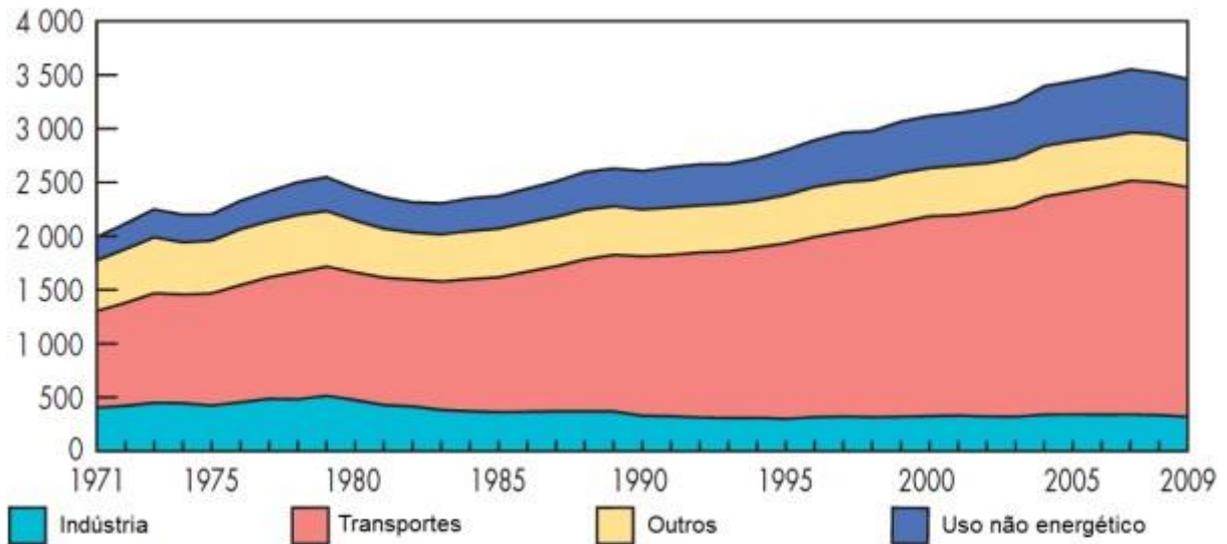


Figura 2 - Evolução do consumo de petróleo por setor ao longo dos anos (IEA 2011).

Com os altos consumos de petróleo exigidos pela indústria (seja automotiva, de produção de materiais poliméricos ou para produção de energia) e a escassez de jazidas petrolíferas, a busca por fontes renováveis, aliadas ao aumento no preço deste insumo, fez ser de grande importância a busca por novas fontes de abastecimento de energia e soluções alternativas ao consumo de combustível à base de petróleo para veículos automotores (Baran, 2012; Vergara Filho, 1981).

Portanto, a implementação de veículos elétricos se torna atrativo na substituição de veículos a combustão pelo motivo de poderem ser abastecidos com energia limpa, a exemplo da Solarcity, uma empresa subsidiária da Tesla que fabrica painéis solares e abastece carros elétricos com uma energia limpa nas estações de carregamento da Tesla, como podemos ver na figura 3 que exhibe uma dessas estações de carregamento rápido.



Figura 3 - Estação de carregamento da Tesla que utiliza painéis solares (Carrie Hampel, 2020).

Por muito tempo um dos principais inibidores da popularização dos veículos elétricos era sua autonomia, porém o advento das baterias de íons de lítio concedeu aos veículos elétricos uma autonomia semelhante à um veículo à combustão econômica. A Tesla garante que seu modelo X chegue até a 507 km com uma carga e uso moderado. Essa autonomia total se aproxima a de veículos mais populares que fazem cerca de 10 km com um litro de gasolina e que possuem um tanque de até 60 litros..

A solução que pode estender ainda mais a autonomia de veículos elétricos é a adesão de placas fotovoltaicas à sua carroceria. Exemplificando, temos o carro Sion, produzido por uma startup alemã denominada de Sono Motors, o Sion pode recarregar 34 quilômetros com a energia solar diariamente, os dados produzidos em Munique, poderemos visualizar mais para a frente que a incidência de raio solares de Munique é inferior à do Brasil, sendo assim podemos concluir que no Brasil o veículo poderia ganhar até mais quilômetros diariamente do que um veículo na Alemanha. Na figura abaixo podemos observar o carro Sion e seus 248 painéis solares sobre sua superfície (Sono, 2019; Tesla, 2015).



Figura 4 - Carro Sion produzido pela Sono Motors (Sono, 2019).

Portanto, as placas fotovoltaicas adicionadas à carroceria do veículo provêm uma autonomia extra usando uma fonte de energia totalmente limpa e sustentável. O que soa atrativo para consumidores já que podem circular por mais quilômetros sem ter que parar e pagar por uma energia provida de uma rede elétrica tradicional.

2 PAINÉL FOTOVOLTAICO

A energia solar fotovoltaica é gerada através da conversão direta da radiação solar em eletricidade. Que é obtida a partir da célula fotovoltaica que atua utilizando o princípio do efeito fotoelétrico ou fotovoltaico (Genelhu, 2019).

O efeito fotovoltaico acontece a partir da absorção da radiação solar, causando uma diferença de potencial nos extremos de uma estrutura de material semicondutor presente na célula (Matavelli, 2013; Nascimento, 2004). Segundo o Cometta (1978):

“O efeito fotovoltaico ocorre em materiais ditos semicondutores, que são caracterizados pela presença de bandas de energia onde elétrons são permitidos, chamadas bandas de valência, e outras bandas que são vazias, chamadas bandas de condução. Essas células fotovoltaicas trabalham no princípio de que os fótons incidentes, colidindo com os átomos dos materiais semicondutores, fazem com que os elétrons sejam deslocados. Se estes elétrons puderem ser capturados antes de retornarem a seus orbitais atômicos, podem ser aproveitados, livres, como corrente elétrica. “

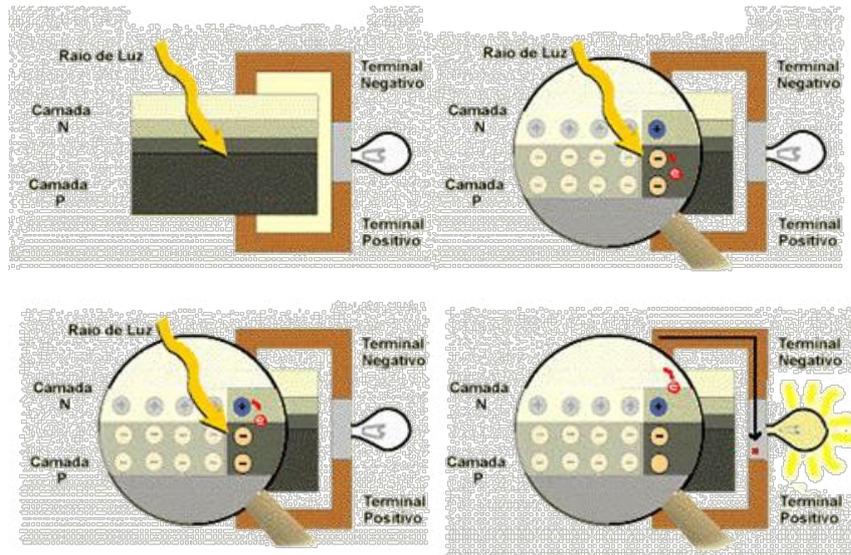


Figura 5 - Efeito fotovoltaico na junção PN.

Podemos observar o funcionamento das células fotovoltaicas na figura 4, onde é mostrada uma placa de silício. Na parte superior, encontra-se uma estrutura metálica embaixo dela existem duas camadas. A camada superior é chamada de silício tipo “N”, nessa camada silício é dopado com fósforo, e a camada inferior é chamada de silício tipo “P” nessa o silício dopado com boro. A junção dessas duas camadas é chamada de junção “PN” na qual é possível gerar um campo elétrico, “o devido aos elétrons livres do silício tipo N que ocupam os vazios da estrutura do silício tipo P” (Matavelli, 2013; Nascimento, 2004).

O motivo para dopar o silício é que, sem eles, a placa não conseguiria criar um fluxo permanente de elétrons (corrente elétrica), o silício com boro induz o material a ficar com um elétron ausente e no caso do fósforo o material ficaria com um a mais, isso implica que a camada PN (camada que é a junção das camadas N e P) gera um campo elétrico, os elétrons da camada P conseguem se deslocar para a N quando há radiação solar incidindo na célula, com um condutor externo ligada a camada positiva e negativa temos um fluxo de elétrons que nos dá uma corrente elétrica (Nascimento, 2004).

2.1 IRRADIAÇÃO SOLAR MÉDIA DIÁRIA NO BRASIL

Através da irradiação solar incidente em um plano que está orientado na direção do Equador, que possui uma inclinação com o mesmo valor da latitude local, se permite calcular a energia elétrica obtida através da conversão da energia solar em um sistema fotovoltaico fixo. A Figura 6 apresenta a irradiação média diária anual no Brasil em um plano horizontal. Pode-se perceber que o potencial disponível no Brasil é atraente e viável para a instalação de sistemas fotovoltaicos (Pinho e Galdino, 2014; Pereira et al, 2017).

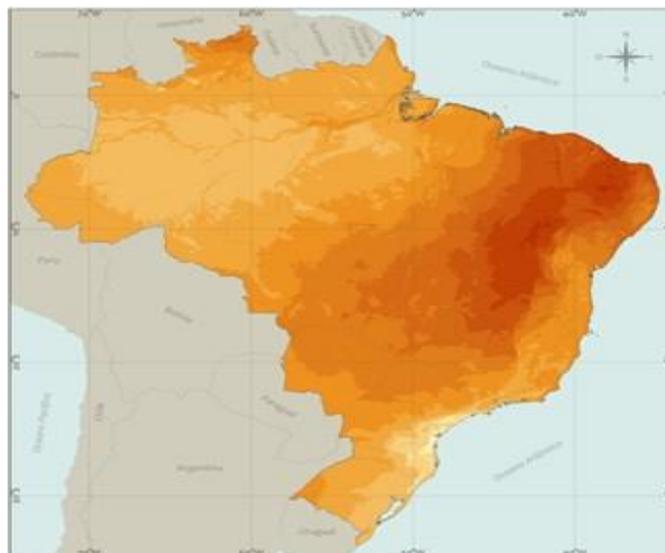




Figura 6 – Mapa brasileiro do total diário da irradiação solar global horizontal em média anual, (Pereira et al, 2017).

O Brasil está posicionado em uma ótima região para captação de raios solares, como podemos observar na Figura 5, os valores mais baixos de irradiâncias médias ocorrem no estado de Santa Catarina. Nas regiões próximas a cidade de Joinville a irradiância atinge valores médios diários de 3,5 – 3,7 kWh/m²/dia. Para que se torne viável financeiramente um projeto fotovoltaico, em média, a radiação solar exigida é de no mínimo 3 a 4 kWh/(m².dia) (Pereira et al, 2017; Pinho e Galdino, 2014).

2.2 CÉLULAS DE SILÍCIO CRISTALINO

A primeira geração, dada como exemplo no efeito fotovoltaico, é formada por placas Wafers de Silício, que são as mais comercializadas, somando 90% do mercado de dispositivos fotovoltaicos, ela é a geração mais antiga e apresenta uma alta eficiência de conversão e são separadas em 2 categorias que são monocristalinos e policristalinos (Lima, 2019; Rio de Janeiro, 2008 ; Lana et al., 2016).

Os módulos fotovoltaicos que são formados de silício monocristalino, são os mais utilizados no mercado fotovoltaico. A fabricação começa com a extração do cristal de dióxido de silício que é desoxidado em fornos, purificado e solidificado, atingindo um grau de pureza entre 98 e 99%. Os policristalinos são produzidos com as mesmas etapas que o monocristalino, porém seu processo é menos rigoroso, assim eles apresentam níveis de eficiência semelhantes (Rio de Janeiro, 2008; Lana et al., 2016).



Figura 7 - Células de c-Si, (a) m-Si, (b) mc-Si (Rosso, 2019)

Através de um conjunto de células fotovoltaicas ligadas em série se obtém os módulos fotovoltaicos. A ligação em série das células fotovoltaicas nos módulos vem da necessidade de se obter um aumento do valor de tensão (V). Como a corrente elétrica (A) produzida na junção PN de uma célula fotovoltaica já é relativamente alta, na ordem de 6 a 10 A e a tensão da célula é baixa entre 0,3 V a 0,6 V, o aumento de tensão se faz por necessário para que o módulo fotovoltaico atinja uma potência nominal satisfatória (Rosso, 2019).

A estrutura de um módulo fotovoltaico convencional apresentado na Figura 8, é formada pelos seguintes componentes: material base, um arranjo de células fotovoltaicas ligadas em série, material encapsulante (EVA), vidro para proteção mecânica, e uma borda de alumínio para realizar a junção entre esses materiais, garantindo proteção e isolamento contra intempéries (Lorenzo, 2006; Pinho e Galdino, 2014).

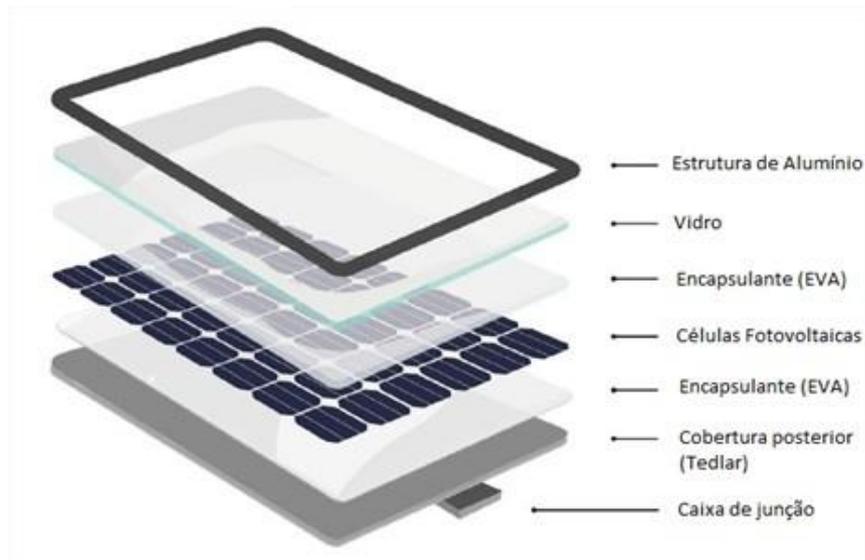


Figura 8 – Componentes de um módulo fotovoltaico (Aryan et al, 2018).

Como podemos observar na Figura 8, o módulo fotovoltaico de silício cristalino inclui mais matérias do que apenas uma célula. Sem estes materiais o módulo poderia não funcionar ou seu tempo funcional. Exemplificando, as camadas de EVA são adicionadas com o objetivo de não deixar que impurezas entrem em contato com o silício, evitando que oxide, podendo causar danos irreversíveis que afetam a produção de energia significativamente. Também há outros cuidados que são necessários na célula, Pelo fato do silício ser um ótimo refletor, ele poderia refletir a luz e não deixar que a célula absorvesse os fótons, por este motivo é colocado camadas anti refletoras na célula como podemos observar no item B da figura 9 , diminuindo significativamente a perda da luz pela reflexão (La Valle, 2019).

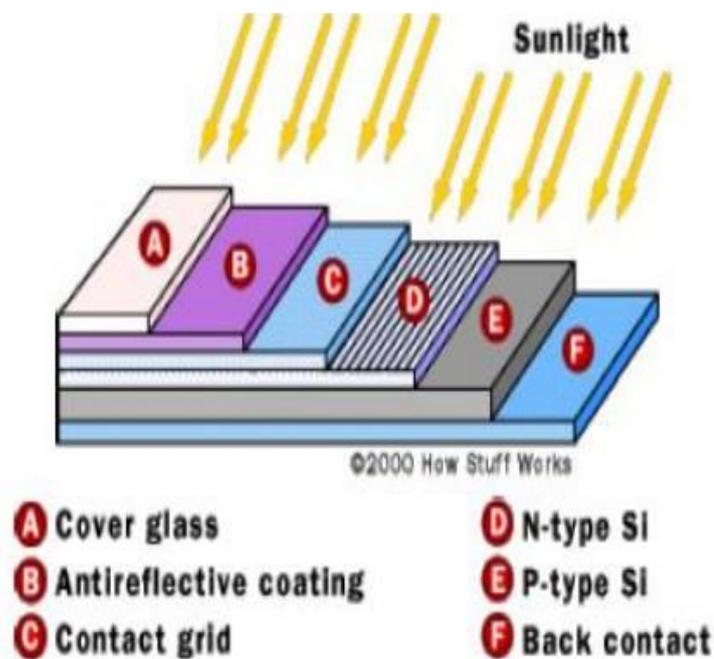


Figura 9 - Estrutura básica de uma célula fotovoltaica em silício (La Valle, 2019)

Um das desvantagens dessa geração para uso em carros é que os painéis não são flexíveis e utilizam muitos materiais, aumentando seu peso significativamente, uso dessa geração em veículos não é tão viável quando comparado a outros painéis ou os objetivos da indústria automotiva de produzir carros mais leves.

2.3 CÉLULAS DE FILMES FINOS (TFPV)

Ao contrário da primeira geração, os filmes finos são leves e flexíveis, porém tem baixa eficiência e tendem a se degradar mais rapidamente quando comparados aos demais .

Os filmes finos podem ser conhecidos como células fotovoltaicas de película fina (TFPV). São feitos a partir da deposição de um material na forma líquida, na forma de vapor ou na forma de plasma, sobre uma base de deposição, denominada de substrato, normalmente de baixo custo como vidro, aço, inox e alguns plásticos (Catto, 2012; Nascimento, 2004).

As camadas que são depositadas podem ser feitas de Silício Amorfo (a-Si), apresentado 6% a 9 % de eficiências, Telureto de cádmio (CdTe) tem 6% a 11 % de eficiências, Cobre, índio e gálio seleneto (CIS/CIGS) 10 % a 12%, já os painéis fotovoltaicos híbridos (HJT) são os que apresentam uma eficiência mais cobiçada, chegando a 20% (Maia, 2016).

2.4 (TFPV) A TERCEIRA GERAÇÃO

Sendo de fácil fabricação, leves e flexíveis, esta geração é muito pesquisada, porém elas ainda não conseguem concorrer com as outras por terem baixa eficiência de conversão. Ela é dividida em três cadeias produtivas: Célula fotovoltaica de multifunção e célula fotovoltaica para concentração; células sensibilizadas por corante e as células orgânicas; e poliméricas (Pinho et al, 2014).

Para exemplificar, na figura 10 podemos observar uma esquemática de uma célula orgânica, ela consiste basicamente de um de um material semiconductor orgânico, ou seja, um polímero, que compõe a camada fotossensível que está entre dois eletrodos, um deles precisa ser transparente para que a luz possa incidir pelos dispositivos. O primeiro eletrodo, que é o transparente, atua como ânodo, ele é depositado sobre um substrato de vidro. O segundo eletrodo é composto por uma camada de alumínio (Al) e atua como cátodo, responsável pela coleta de elétrons. (Yamamoto, 2014).

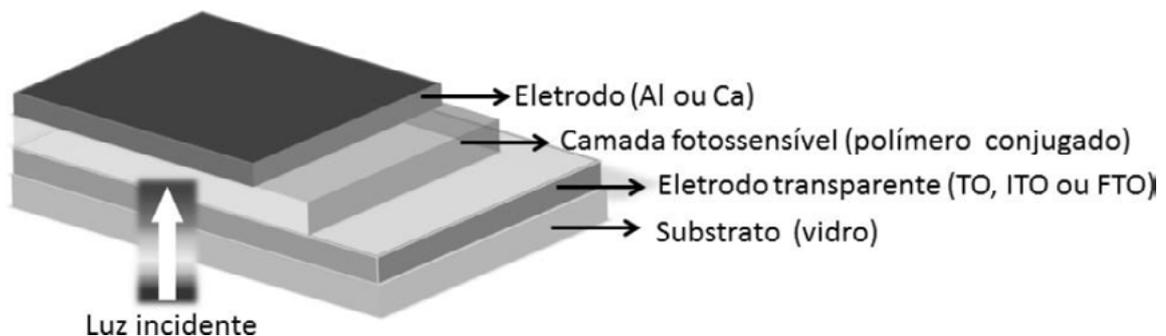


Figura 10 - Estrutura sanduíche de um dispositivo fotovoltaico composto por um polímero conjugado como camada fotossensível (Yamamoto, 2014).

2.5 CÉLULAS DE FILMES FINOS (TFPV)

Com a exposição ao sol por um grande período de tempo o carro se aquece facilmente, como podemos ver nas figuras 10, essa situação de aquecimento gera alguns problemas, desde ergonômicos até fatais para quem está dentro do carro, como por exemplo as crianças que são esquecidas dentro de carros morrem insolação, A temperatura dentro do carro cresce rapidamente. Com uma temperatura ambiente de 29°C, em 45 minutos de exposição ao Sol, a temperatura interior do carro chega quase a 49°C (Turrión, 2016; LAHIMER et al , 2018).

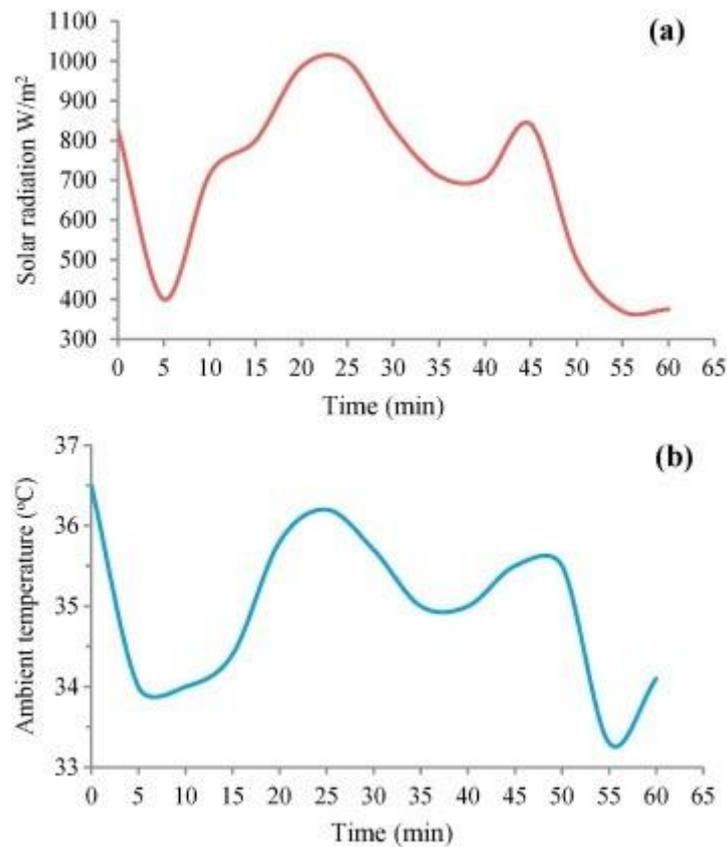


Figura 11 comparação da radiação solar (figura A) e a temperatura ambiente (figura B) (LAHIMER et al, 2018).

Por este motivo uma solução para impedir que incidentes dessa natureza foi implementada no Sion, Segundo (Sono..., 2019):

“Simplesmente instalar um filtro de ar artificial no Sion não foi o suficiente para nós, então integramos o Island musgo no painel para complementar o filtro de ar artificial. Não é apenas o design inovador que destaca o interior do veículo, ele também regula a umidade no interior do Sion.”

2.5 CÉLULAS DE GRAFENO

Materiais à base de grafeno foram amplamente investigados em tecnologias fotovoltaicas devido suas propriedades. O grafeno é um material composto de uma estrutura carbônica em forma de hexágono, o que provém para esse material características interessantes: alta transparência, alta mobilidade da portadora, intervalo de banda zero e alta resistência mecânica.

Solar cells	Device	G material	Role	Laser parameters	Efficiency (%)	Other performance details	Reference
OPV	PET/rGO/PEDOT:PSS/ P3HT:PCBM/Al	rGO	Transparent electrode	Ti:Sa, 800 nm, 100 fs, 1 kHz, 3.5–35 mJ cm ⁻²	1.1	J=5.63 mA cm ⁻² , V=0.57 V (rGO: T=70%, Rs=1.6 kΩ sq ⁻¹)	[7]
OPV	PET/rGO/PEDOT:PSS/ PCDTBT:PCBM/TiO ₂ /Al	rGO micromesh	Transparent electrode	KrF excimer laser, 248nm, 1Hz, 0.5ps, 0.4J cm ⁻²	3.05	J=7.81mA cm ⁻² , V= 0.848mV (rGO: T=59%, Rs=565 Ω sq ⁻¹)	[60]
OPV	glass/G/PEDOT:PSS/ ZnO/PEIE/V ₂ O ₅ /Ag	G multilayer (4L)	Transparent electrode	Nd:YVO ₄ , 532nm	3.13	J=10.5mA cm ⁻² , V= 0.72V (rGO: T=88%, Rs=30 Ω sq ⁻¹)	[86]
OPV	ITO/GO-Cl/PCDTBT: PC71BM/TiO ₂ /Al	GO-Cl	HTL	KrF excimer, 248 ns, 20ns, 1Hz	6.56	J=13.65mA cm ⁻² , V= 0.88V	[87]
OPV	ITO/GO-Cl/P3HT: PC61BM/TiO ₂ /Al	GO-Cl	HTL	KrF excimer, 248 ns, 20ns, 1Hz	3.74	J=10.18mA cm ⁻² , V= 0.6V	[87]
OPV	glass/G/PEDOT:PSS/ZnO/ PTB7-Th:PC70BM/MoO ₃ /Ag	G multilayer (5L)	Transparent electrode	Nd:YVO ₄ , 532nm	4.2	efficiency 4.2% at 10 mm ²	[88]
OPV	glass/ITO/GO-Cl/PTB7: PC71BM/GO-Li/TiO ₂ /Al	GO-Cl	HTL and ETL	KrF excimer, 248 ns, 20 ns, 1 Hz	8.83	J=19.28mA cm ⁻² , V= 0.76V	[92]
Perovskite	FTO/cTiO ₂ /G/GO-Li/ PS/Spiro-OMeTAD/Au	G & GO-Cl	ETL and interlayer	Nd:YVO ₄ , 1064 nm, 30 kHz	12.6	efficiency 12.6% at 50 cm ²	[93]
DSSC	FTO/TiO ₂ /electrolyte/ rGO/ITO/PEN	rGO	Counter electrode	Nd:YVO ₄ 788 nm, Hz	2.07	J=6.66mA cm ⁻² , V= 0.67 V	[94]

Tabela 1- Comparação de células feitas com grafeno LIG apresentando tipo da célula, estrutura do dispositivo, tipo do grafeno, função do grafeno no dispositivo, parâmetros do laser para obtenção do grafeno, eficiência e performance do dispositivo e referências que constam no artigo de origem(Maragkaki; Savva; Stratakis, 2021).

Com base na tabela 1 podemos comparar células de grafeno feitas por Lig. Podemos perceber que a célula de perovskite tem uma eficiência melhor comparada às demais, porém para que o módulo fotovoltaico com o adesivo seja facilmente acoplado ao carro é preciso que a célula apresente a característica de flexibilidade presente nas células orgânicas(OPV). Nesse caso podemos criar o módulo fotovoltaico partir da célula OPV com mais eficiência, entretanto o dispositivo usa os materiais de grafeno como “electron-transport layers(ETL) e “hole transport layers”(HTL) na figura 12 podemos observar elas são alocadas no dispositivo.

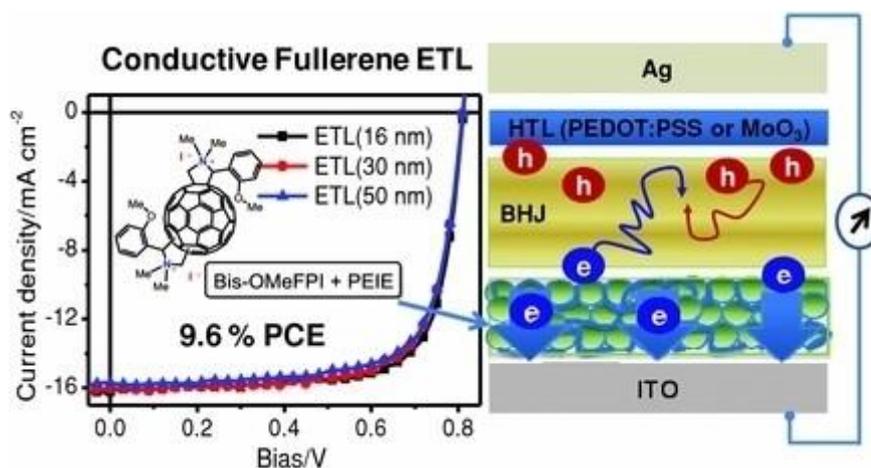


Figura 12 - ilustra as camadas ETL e HTL entre a camada BHJ e exibe um gráfico de PCE a partir da condutividade do fulereno como ETL (Li; Chang; Zang; Ju; Chueh; Liang; Cho, Ginger; Jen, 2014).

Estas camadas surgiram a partir de pesquisas com objetivo de aumentar o PCE(conversão de energia) das células orgânicas que em comparação às de células silício, elas tem PCE relativamente baixo (~10%). Assim, dispositivos OPV baseados em misturas de heterojunção em massa (BHJ) têm atraído grande interesse devido ao seu potencial de baixo custo de fabricação. Como a conclusão dessas pesquisas foi visto que as ETLs orgânicos têm chamado recentemente a atenção como camadas poliméricas/moleculares para adaptar as propriedades eletrônicas e elétricas entre o eletrodo de óxido de estanho e índio transparente (ITO) e a camada de heterojunção em massa (BHJ), Tais ETLs orgânicos exibem processabilidade simples, diversidade química e flexibilidade mecânica que são vantajosas para usá-los em dispositivos orgânicos/híbridos para melhorar seu

desempenho. Esses desenvolvimentos, juntos aos avanços do material ativo e da arquitetura do dispositivo mostraram eficiências de conversão de energia (PCEs) superiores a 10% em OPVs, porém o preço do polímero PTB7:PC71BM é muito elevado para um ganho substancial de energia. A figura 13 ilustra a estrutura de como seria o dispositivo (Li; Chang; Zang; Ju; Chueh; Liang; Cho, Ginger; Jen, 2014).

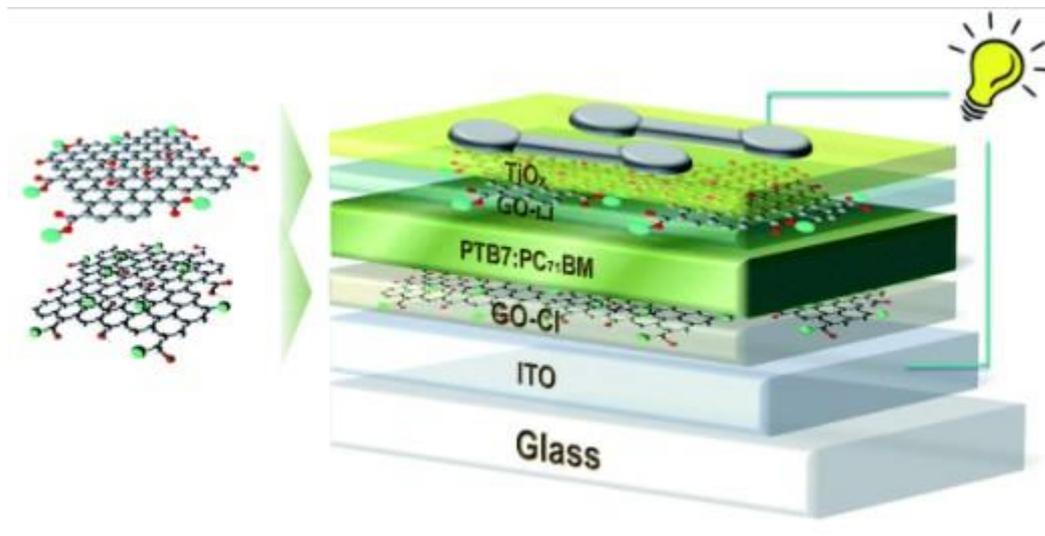


Figura 13 - Ilustração esquemática do dispositivo BHJ OPV com GO-Cl como HTL e GO-Li / TiO (KONIOS; KAKAVELAKIS; PETRIDIS; SAVVA; STRATAKIS; KYMAKIS, 2016).

Na figura 13 está representada a estrutura do dispositivo flexível com uma melhor eficiência do que os demais, nesse dispositivo o grafeno atua como transportador nas camadas HTL e ETL do módulo fotovoltaico.

3 METODOLOGIA

Como as tecnologias dos OPVs mais desenvolvidas têm o preço muito elevado seria inviável propor a produção do dispositivo com maior eficiência. Sendo assim, optou-se por produzir um dispositivo que tenha seu eletrodo formado por grafeno-nióbio, trazendo tecnologias como, por exemplo, HTL, as quais são mais acessíveis e possuem capacidade de maximizar o PCE do módulo fotovoltaico.

Para a obtenção de grafeno será feita por método Laser induced graphene (LIG), a partir de um substrato polimérico como Kapton (da DuPont). Nesse substrato será aplicado um Laser CO₂ à uma potência variável entre 2,4 à 5 MegaWatts e comprimento de onda de 10.2 µm, o laser queimará grupos funcionais orgânicos de oxigênio assim podendo obter o grafeno puro e sólido para a aplicação em compor os eletrodos de células fotovoltaicas. Com esse método é possível moldar as características para potencializar o desempenho elétrico e mecânico do grafeno mudando a potência (usando fontes diversas), comprimento de onda (usando lentes) e tempo de exposição do laser. A partir de obtenções estáveis e com um padrão conhecido, será feita a inserção desse grafeno em células de fotovoltaicas por deposição à laser em um substrato polimérico de alta resistência, assim, essa deposição terá de ter um preenchimento capaz de conduzir os elétrons e gerar carga da mesma maneira que um eletrodo metálico faz, porém com o grafeno multicamadas, sólido e mais leve.

Com uma célula fotovoltaica de grafeno pronta e em funcionamento pleno de suas capacidades elétricas, será testado sua elasticidade e propriedades mecânicas para adesão nas superfícies em que incidem a radiação solar do veículo.

Conforme verificado, o sistema elétrico será composto, usando os adesivos fotovoltaicos para geração de energia, uma bateria e supercapacitores. Os supercapacitores serão inseridos para preencher picos de potência do veículo. Se fará uso de um software para controlar o momento em que esse componente entrará em ação a partir do sensor do acelerador.

Assim a fase final do projeto será o desenvolvimento de um protótipo em pequena escala para apresentações e visualização, e um protótipo funcional em um veículo tradicional que possa ser convertido para o powertrain elétrico.

4 RESULTADOS PREVISTOS

De caráter científico tecnológico:

Desenvolver métodos que possibilitem a injeção de placas fotovoltaicas em veículos sem danificar equipamentos ou afetar a ergonomia ou a aerodinâmica do veículo.

De caráter acadêmico

No cenário acadêmico, apresentar como placas fotovoltaicas funcionam e criar uma a partir de recursos estratégicos Brasileiros. Motivos para uma pequena conversão de carros a gasolina para carros elétricos. Baterias em uma forma estruturada.

5 INFRAESTRUTURA

Será utilizada a infraestrutura do Laboratório de Expressão Gráfica (LABEX). Parte dos equipamentos necessários ao desenvolvimento do projeto terá de ser adquirida por financiamento via órgãos de fomento. Para tal o projeto está sendo submetido no Edital de Chamada Pública Fapesc nº 12/2020 – Programa de Pesquisa Universal, bem como, o pesquisador está buscando outras formas de aquisição dos itens necessários ao desenvolvimento do mesmo.

6 CONCLUSÃO

Os veículos elétricos e híbridos estão em uma ascensão no mercado automobilístico mundial, seja por exigência ambientais ou pela escalada de preços dos combustíveis fósseis. Vários países ou regiões têm implantado normas restritivas em termos de emissões de gases poluentes pela indústria automotiva. As tecnologias dos dispositivos geradores de energia, como as células fotovoltaicas, melhorarão a eficiência dos veículos elétricos e os tornarão mais atrativos para o público em geral. Estes desenvolvimentos podem garantir não apenas maior economia e sustentabilidade aos automóveis, mas também maior segurança e maior autonomia aos veículos. As pesquisas com células fotovoltaicas de grafeno aliadas à *powertrains* eficientes fornecerão uma nova gama de veículos econômicos e sustentáveis.

REFERÊNCIAS

- 1 NASCIMENTO, Cássio Araújo do. PRINCÍPIO DE FUNCIONAMENTO DA CÉLULA FOTOVOLTAICA. 2004. 21 f. Monografia (Especialização) - Curso de Fontes Alternativas de Energia, Universidade Federal de Lavras, Lavras, 2004.
- 2 YAMAMOTO, N. Células solares orgânicas baseadas nas estruturas heterojunções em bicamada e heterojunção de volume. 2014.
- 3 CATTO, Ariadne Cristina. Filmes finos de ZnO como óxidos condutores transparentes às células solares. 2012. 74 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciência e Tecnologia de Materiais do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Bauru, 2012.
- 4 GENELHU, Renata Nicolato. USO DO GRAFENO EM PLACAS FOTOVOLTAICAS ORGANICAS PARA MELHORIA DE EFICIÊNCIA ENERGÉTICA. 2019. 49 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.

- 5 VERGARA FILHO, Otto. A ESCASSEZ DE COMBUSTÍVEL E AS IMPLICAÇÕES DAS OPÇÕES DE SUBSTITUIÇÃO DOS DERIVADOS DE PETRÓLEO. *Revista de Economia e Sociologia Rural*, [s. l], p. 651-680, 1981.
- 6 IEA, 2011a. *Key World Energy Statistics*, International Energy Agency, Paris, França.
- 7 LANA, Luana Teixeira Costa et al. ENERGIA SOLAR FOTOVOLTAICA: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA. *Engenharias On-Line*, [s. l], p. 1-13, 2016. Fumec.
- 8 NASCIMENTO, Cássio Araújo do. PRINCÍPIO DE FUNCIONAMENTO DA CÉLULA FOTOVOLTAICA. 2004. 21 f. Monografia (Doutorado) - Curso de Pós-Graduação Lato-Sensu em Fontes Alternativas de Energia, Universidade Federal de Lavras, Lavras, 2004.
- 9 LIMA, Ariane A .; MENEZES, Natalia Pereira; SANTOS, Sthefany; AMORIM, Byanca; THOMAZI, Fabiano; ZANELLA, Fernando; HEILMANN, Armando; BURKARTER, E .; DARTORA, Cesar A .. Uma revisão dos princípios da conversão fotovoltaica de energia. *Revista Brasileira de Ensino de Física*, [SL], v. 42, 28 ago. 2019. FapUNIFESP (SciELO).
- 10 BARAN, Renato. A INTRODUÇÃO DE VEÍCULOS ELÉTRICOS NO BRASIL: AVALIAÇÃO DO IMPACTO NO CONSUMO DE GASOLINA E ELETRICIDADE. 2012. 139 f. Tese (Doutorado) - Curso de Ciências em Planejamento Energético, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2012.
- 11 LAVALLE, Bruno. ANÁLISE DE CICLO DE VIDA DE PAINÉIS SOLARES EM SILÍCIO MONOCRISTALINO. 2019. 74 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2019.
- 12 PINHO, J .; GALDINO, M. *Manual de engenharia para sistemas fotovoltaicos*. Rio de Janeiro: Cepel-Cresesb, 2014.
- 13 LAHIMER, AA; ALGHOUL, MA; SOPIAN, K .; KHRIT, NG. Potencial da tampa refletora solar na regulação das condições da cabine do carro e do consumo de combustível. *Applied Thermal Engineering*, [SL], v. 143, p. 59-71, fora. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.07.020>.
- 14 SANTANA, Romeu Jesus. Desenvolvimento de filme fino a-Si: H por pulverização catódica para aplicações fotovoltaicas. 2011. 86 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Ufop-Cetec-Uemg, Ouro Preto, 2011.
- 15 MAIA, Liliana Andreia Guimarães. Estudo Comparativo de Produção entre Centrais Fotovoltaicas de Silício Policristalino e Amorfo. 2016. 94 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Instituto Superior de Engenharia do Porto, Porto, 2016.
- 16 MARAGKAKI, Stella; SAVVA, Kyriaki; STRATAKIS, Emmanuel. Advanced Photonic Processes for Photovoltaic, Energy Storage, and Environmental Systems. *Advanced Sustainable Systems*, [S.L.], p. 1-26, 18 jan. 2021. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/adsu.202000237>.
- 17 LI, Chang-Zhi; CHANG, Chih-Yu; ZANG, Yue; JU, Huan-Xin; CHUEH, Chu-Chen; LIANG, Po-Wei; CHO, Namchul; GINGER, David S.; JEN, Alex K.-Y.. Suppressed Charge Recombination in Inverted Organic Photovoltaics via Enhanced Charge Extraction by Using a Conductive Fullerene Electron Transport Layer. *Advanced Materials*, [S.L.], v. 26, n. 36, p. 6262-6267, 4 ago. 2014. Wiley. <http://dx.doi.org/10.1002/adma.201402276>.
- 18 KONIOS, Dimitrios; KAKAVELAKIS, George; PETRIDIS, Costantinos; SAVVA, Kyriaki; STRATAKIS, Emmanuel; KYMAKIS, Emmanuel. Highly efficient organic photovoltaic devices utilizing work-function tuned graphene oxide derivatives as the anode and cathode charge extraction layers. *Journal Of Materials Chemistry A*, [S.L.], v. 4, n. 5, p. 1612-1623, 2016. Royal Society of Chemistry (RSC). <http://dx.doi.org/10.1039/c5ta09712f>.

Desenvolvimento de uma Plataforma de Aquisição de Dados para Medição e Armazenamento da Radiação Solar

Luis Filipi Garcia¹

Roderval Marcelino²

2022, Outubro

Resumo

As usinas fotovoltaicas de grande porte podem gerar menos energia do que o esperado, por fatores que podem variar durante sua operação. Uma das maneiras da obtenção de dados de irradiância é a medição com células de referência, tendo como vantagem o reduzido custo de construção e de operação e a resposta espectral idêntica à do módulo fotovoltaico quando utilizada da mesma tecnologia. A medição da irradiância em um único ponto em usinas fotovoltaicas pode acarretar valores não compatíveis com os valores de geração de toda a usina, pois à medida que as nuvens se movem sobre uma planta fotovoltaica, cada módulo fotovoltaico é impactado em um momento diferente, dependendo da localização do mesmo e das características da nuvem. Nas usinas fotovoltaicas de grande porte, precisa-se de células de referência espalhadas para diminuir o erro na previsão da geração fotovoltaica, além de garantir que as medições de todas as células estão sendo feitas ao mesmo instante, preferencialmente de forma automatizada para mitigar erros causados por falhas humanas, como algum atraso na medição. Através da importância da medição da radiação solar não ser de maneira manual, este artigo apresenta o desenvolvimento de um sistema de aquisição e armazenamento de dados de irradiância solar. O sistema distribuído embarcado irá armazenar esses dados gerados pelas células de referência e posteriormente demonstrará esses dados através de gráficos através de uma aplicação *web*.

Palavras-chaves: Sistemas Embarcados. Célula e Módulo de Referência. Sistemas Distribuídos. Sistemas *Web*

¹ filipi.garcia7@gmail.com

² roderval.marcelino@ufsc.br

1 Introdução

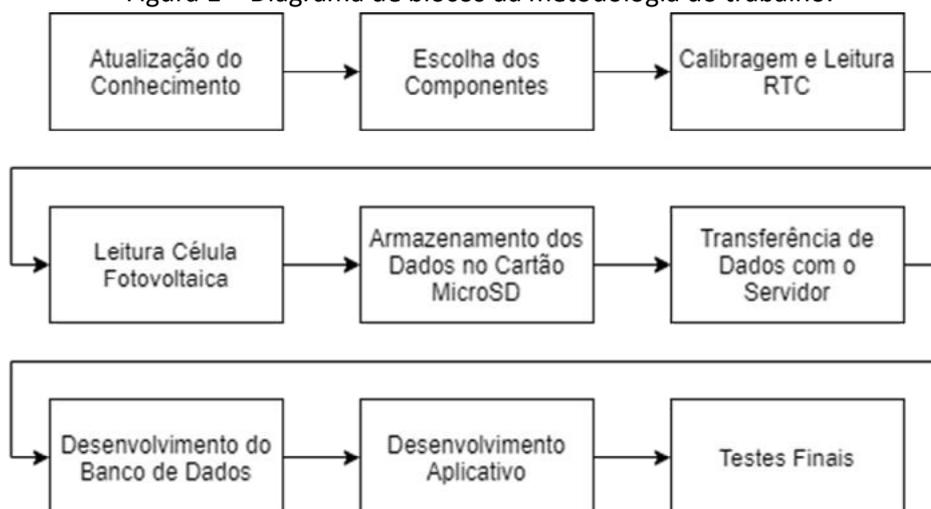
A informação sobre o recurso solar é a variável com maior importância para o desenvolvimento de um projeto de sistema de aproveitamento da energia solar. Com isso, a medição precisa da radiação solar é muito importante tanto para melhorar a tecnologia dos módulos como para prever o desempenho (KEOGH e BLAKERS, 2004).

A geração de energia através de sistemas fotovoltaicos é afetada pelas sombras das nuvens. Com isso, previsões precisas de nuvens passando sobre o campo fotovoltaico são necessárias para o gerenciamento otimizado do sistema. Redes de sensores de irradiância estão se posicionando como uma fonte promissora de dados nas escalas espacial e temporal do problema (ESPINOSA-GARIVA et al, 2020).

As previsões precisas da radiação solar fornecem informações sobre as incertezas da geração de eletricidade de uma usina solar. Através do conhecimento das incertezas, podemos gerenciar a entrada de energia elétrica na rede para não causar distúrbios de energia (BAKKER et al. 2019).

Com isso, este trabalho tem como finalidade a obtenção dos dados para o estudo das previsões precisas de uma usina de energia elétrica fotovoltaica através da construção de um sistema embarcado distribuído de aquisição de dados e um *software* de leitura e monitoramento, integrando-os a um banco de dados para análises futuras. A metodologia utilizada para o desenvolvimento do trabalho foi separada nas seguintes seções representadas na Figura 1: atualização do conhecimento através de uma revisão sobre os temas do trabalho, escolha dos componentes para a montagem do sistema embarcado, calibragem e leitura dos relógios do sistema, leitura da célula fotovoltaica pelo sistema embarcado, armazenamento dos dados para o estudo das previsões precisas em um cartão MicroSD, transferência de dados com o servidor onde estará o aplicativo para a análise da aquisição de dados, desenvolvimento de um banco de dados relacional para o armazenamento dos dados gerados, desenvolvimento de uma interface amigável para o usuário obter os dados armazenados, testar o *software* para análise da aquisição de dados.

Figura 1 – Diagrama de blocos da metodologia do trabalho.



Fonte: Do autor.

2 Fundamentação Teórica

O fluxo de energia emitida pelo sol e transmitida através de radiação eletromagnética é denominado de radiação solar. Durante muitos anos, a radiação solar era considerada uma constante. No entanto, observações desde a década de 1970 demonstram a variação da radiação solar através do tempo em escala de minutos e de décadas. (GOMEZ, J.M.R. et al, 2018).

De acordo com a ANEEL (Agência Nacional de Energia Elétrica) e a ABSOLAR (Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica), em fevereiro de 2022 o Brasil alcançou a geração de 4,6 GW através de usinas solares de grande porte, correspondendo a 2,4% de toda a matriz energética do país.

A produção de energia elétrica pela energia solar é resultado da incidência de radiação solar nas células solares fotovoltaicas. Existem diversas maneiras de obtenção de dados de irradiância, uma delas é através de células de referências, que são dispositivos usados para uma obtenção da radiação solar. As vantagens dessas células são o custo reduzido para construção e operação e a resposta espectral idêntica ao módulo fotovoltaico quando utilizadas da mesma tecnologia (ROSSO, A.P. et al, 2019).

A medição da irradiância em um único ponto de uma usina fotovoltaica pode gerar valores não compatíveis com os gerados por toda a usina. Na geração centralizada, a dispersão espacial das condições de operação da usina pode afetar os valores medidos em um único ponto da planta, podendo mudar os resultados de desempenho de toda a geração (DYRESON et al, 2014; ESPINOSA-GARIVA et al, 2020).

Com o crescimento da energia solar fotovoltaica na matriz energética, haverá um aumento significativo da importância das informações meteorológicas e climáticas em razão de seu forte impacto no planejamento e operação dos sistemas fotovoltaicos de geração de energia elétrica. Com isso, observa-se a importância da realização de medições precisas da radiação solar em campo, buscando compreender a variação da radiação solar ao longo do tempo e a sua dispersão espacial (ROSSO, A.P. et al, 2019).

A partir do crescimento da energia solar fotovoltaica na matriz energética, deverá aumentar significativamente a importância das informações meteorológicas e climáticas em razão de seu forte impacto no planejamento e operação dos sistemas fotovoltaicos de geração de energia elétrica. A disponibilidade e a variabilidade do recurso energético solar estão intrinsecamente associadas às condições de tempo e clima da região (PEREIRA et al, 2017).

Sistema distribuído é o sistema onde um conjunto de processos em um ou mais sítios, são conectados entre si através de uma rede e são executados de forma concorrente. A utilização desses sistemas vem crescendo cada vez mais conforme a evolução da área de redes de computadores (GORENDER, S. et. al, 2002).

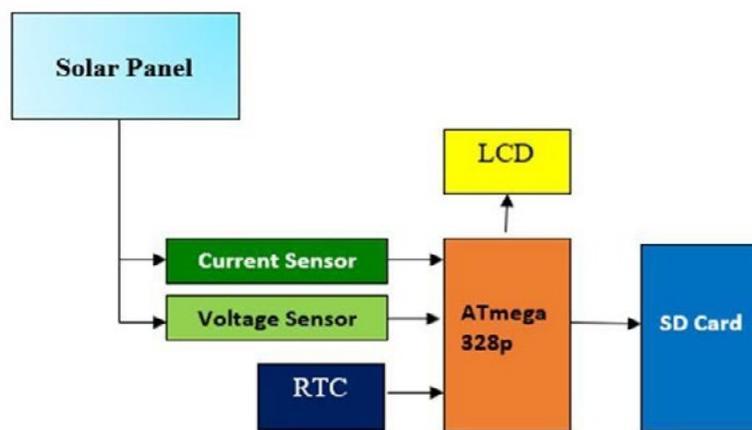
Aquisição de dados consiste em fazer medições de fenômenos físicos e registrá-los de alguma maneira no meio digital para serem analisados futuramente. Os sistemas de aquisição de dados atualmente consistem em quatro componentes essenciais: sensores, condicionadores de sinal, conversores analógico-digital e algum computador com *software* de aquisição de dados para gravação e análise (DEWESOFT, 2020).

3 Estado da Arte

Os microcontroladores são uma junção de *software* com *hardware*, contendo ao menos uma memória, um processador e interfaces de entrada e saída, como sensores, *displays*, botões e cartões de memória. Os microcontroladores são geralmente utilizados em circuitos de controle ou sistemas que irão fornecer informações para o circuito de controle. O microcontrolador precisa de um *software* para definir o que fazer com seus sinais de entrada, que é escrito ou convertido através de um compilador para linguagem de máquina, e registrado no microcontrolador. Os sistemas de aquisição de dados são utilizados em medições da radiação solar para analisar e arquivar os dados de irradiância.

Hadi et al, 2018 utilizaram um microcontrolador ATmega328p para desenvolver o *datalogger* junto com um sensor de corrente e de tensão. Utilizou um relógio de tempo real RTC (*Real Time Clock*), um LCD (*Liquid Crystal Display*) e um módulo de cartão SD para arquivar as leituras. O diagrama de bloco do *datalogger* está apresentado na Figura 2.

Figura 2 – Diagrama de blocos do *datalogger*.



Fonte: Hadi et al (2018).

Hadi et al, 2018 utilizaram um divisor de tensão como sensor de tensão para converter a tensão de saída do dispositivo fotovoltaico. A tensão de saída do dispositivo varia de 0 V até 48 V e foi dividido para uma tensão de 0 V até 5 V, ficando na faixa da tensão de entrada de leitura do microcontrolador. O sensor de corrente que foi utilizado é um sensor ACS712. O sensor ACS712 é um sensor que converte pulso elétrico para uma faixa de tensão de 0V até 5V. Para o relógio de tempo real foi utilizado um DS1307 RTC, que pode salvar o tempo em segundos, minutos, horas, dia, mês e ano, com mudança de mês de 30 ou 31 dias e anos bissextos. Além disso, o RTC possui sua própria tensão de alimentação, possibilitando deixar o relógio ligado enquanto todo o sistema está desligado. O display LCD foi utilizado para mostrar ao usuário em tempo real as informações medidas. Como cartão SD utilizaram um Vgen de 8GB de memória, para poder transportar as informações salvas para um computador.

Para validar as medições, foi utilizado um multímetro para medir tanto a corrente quanto a tensão gerada. A representação dessa medida estão presentes nas Figura 3 a e b a seguir:

Figura 3a – Validação da tensão medida pelo sistema.



Fonte: Hadi et al (2018).

Figura 3b – Validação da corrente medida pelo sistema.



Fonte: Hadi et al (2018).

Pode-se observar que há uma pequena variação na medição da tensão, mas com um resultado muito satisfatório nas medidas. O estudo observou que o erro médio do sistema é de 3%, sendo causado pelo sensor de corrente.

Dyrezon et al, 2014 utilizaram um resistor *shunt* para converter a corrente de um sensor de irradiância 200S da LI-COR em tensão. A leitura em tensão foi através de um microcontrolador Propeller da Parallax Inc. Esse microcontrolador armazena os dados de irradiância, tempo, temperatura do chip e a tensão em um cartão SD de 2GB. Cada sensor de irradiância foi montado em um poste e conectado com o sistema embarcado como demonstrado na Figura 4:

Figura 4 – Sensor de irradiância e sistema embarcado.



Fonte: Dyrezon et al (2014).

A comunicação entre o computador e o sistema de aquisição de dados foi feita através de uma comunicação *half-duplex*, onde somente um dos lados transfere dados, e um programa na linguagem Turbo C++ foi desenvolvido para facilitar a comunicação.

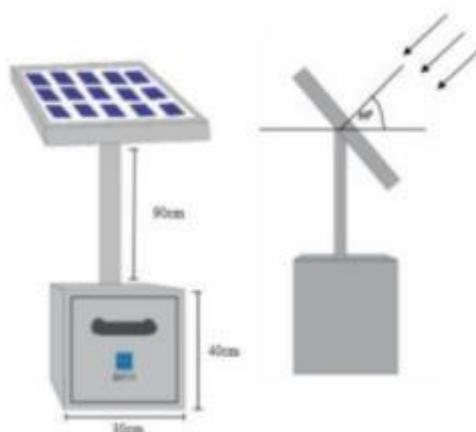
Com o trabalho, pôde-se observar que como esperado, os valores foram alterados conforme o coeficiente de velocidade das nuvens, mas com resultados consistentes para a energia medida pelos sensores.

Chowdhury et al, 2011, desenvolveram um sistema de segurança baseado em sensor infravermelho usando um microcontrolador, sendo utilizado um sensor PIR (*passive infrared*) conectado a um regulador de tensão de 5 V LM7805, um sensor de temperatura LM35 e um microcontrolador PIC 16F876A conectado a um cristal de 4 MHz, além de um alarme como saída. O sensor de temperatura fica monitorando a temperatura do ambiente, e como o sensor PIR não funciona abaixo de 15 °C, o microcontrolador só começará a monitorar o ambiente quando esta temperatura seja atingida ou superada. O *software* foi feito na linguagem Assembly e compilado através do MPLAB, e consiste em quando o sistema estiver ativo, ele irá verificar se a temperatura está igual ou acima de 15 °C, se estiver e algum movimento for captado pelo sensor PIR, o microcontrolador espera um tempo pré-definido e então busca novamente algum movimento antes de acionar o alarme, para evitar acioná-lo por algum ruído.

Devido a interface de fácil acesso, seu baixo custo e baixo consumo de energia, esse sistema teve um resultado satisfatório para ser utilizado em casas, escritórios e lojas. Ainda assim, em trabalhos futuros há algumas melhorias que podem ser feitas, como a utilização sensores mais robustos para um resultado mais satisfatório, mais sensores para o monitoramento de áreas maiores, etc.

Gusa et al, 2018 utilizaram um Arduino Atmega 2560 com um sensor ACS712 para monitorar a corrente e tensão de um painel fotovoltaico, além de um sensor de temperatura DHT11 para monitorar a temperatura ao redor do painel fotovoltaico e um módulo *Wi-Fi* ESP8266 para passar essas informações em tempo real a um *smartphone* entre as 08:00 horas da manhã e 04:00 horas da tarde durante sete dias. O *design* do protótipo está representado na Figura 5:

Figura 5 – Design do painel fotovoltaico conectado a uma caixa onde estará o sistema embarcado de monitoramento.



Fonte: Gusa et al (2018).

Também foi utilizado uma tela para monitoramento em tempo real da tensão, corrente e energia gerada pelo painel, além da temperatura do ambiente, representada na Figura 6.

Figura 6 – Tela para monitoramento. Em amarelo a tensão, em azul a corrente, branco a energia e em vermelho a temperatura. Os valores ao lado do círculo verde é a energia.



Fonte: Gusa et al (2018).

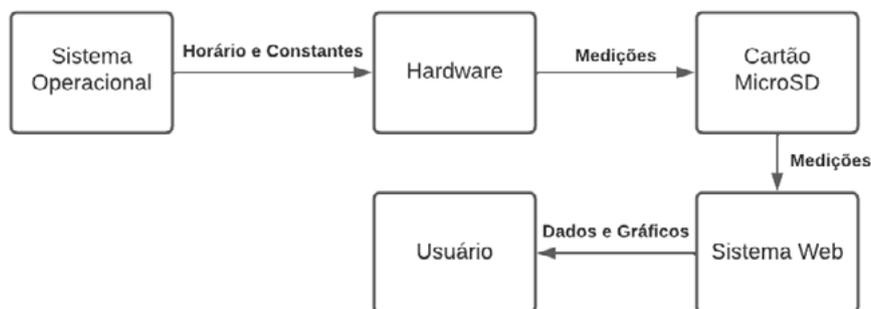
Os estudos demonstraram que a margem de erro desse sistema foi de menos de 10%, e com a representação em tempo real no *smartphone* de forma satisfatória. Com isso, concluiu-se que o sistema contempla o seu objetivo de desenvolvimento.

4 Desenvolvimento

Os componentes utilizados no trabalho foram escolhidos através das conclusões obtidas com o Estado da Arte e procura pelo melhor custo e disponibilidade no mercado. Com os componentes escolhidos e comprados, o projeto foi analisado como um todo e separado em três partes: *Hardware*, Banco de Dados e Sistema *Web*. O diagrama de blocos de todo o projeto está

representado pela Figura 7, onde pode-se observar que o sistema operacional do computador envia as informações de horários e constantes da célula para o hardware, que faz as medições e as envia para o cartão MicroSD, onde o usuário envia as informações armazenadas para o sistema *web* que retorna ao próprio usuário as medições através de dados e gráficos.

Figura 7 – Diagrama de blocos do projeto.

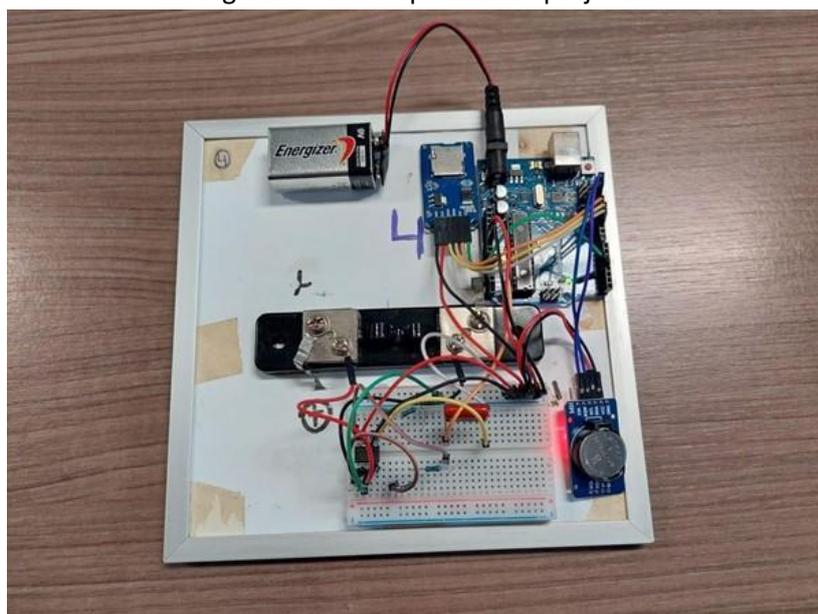


Fonte: Do autor.

4.1 Hardware

A plataforma escolhida para ser responsável pelo controle do sistema foi o Arduino Uno, responsável pela leitura da tensão do *shunt* escolhido por conta do seu baixo preço e alta precisão comparado à outras opções do mercado, amplificada por um amplificador operacional, além da calibragem e conversão desta tensão para irradiância. O Arduino também foi responsável pela calibragem e leitura do horário e temperatura registrados pelo relógio de tempo real e do armazenamento de todas essas informações no cartão MicroSD. A programação do Arduino foi toda desenvolvida através da IDE (*Integrated Development Environment*) do próprio Arduino. Podemos observar a montagem final do protótipo através da Figura 8.

Figura 8 – Protótipo final do projeto.



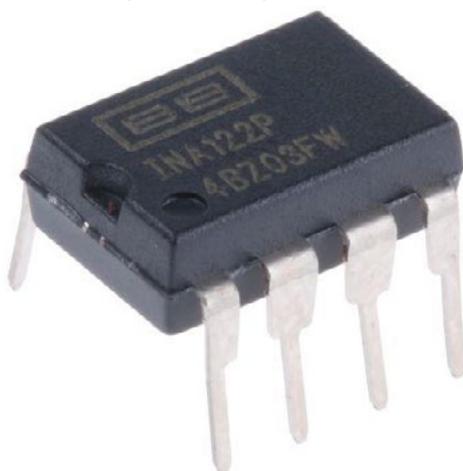
Fonte: Do autor.

O Arduino IDE é um *software* de código aberto desenvolvido para facilitar a criação de códigos e o carregamento para a placa. O *software* pode ser utilizado com qualquer placa Arduino (ARDUINO, 2021).

4.1.1 Amplificador INA122P e filtro

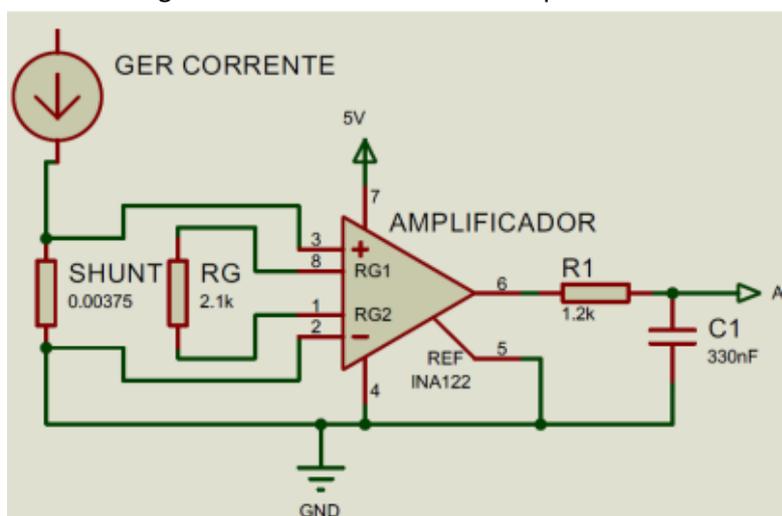
A saída do resistor *shunt* é conectada a um amplificador operacional INA122P desenvolvido pela Texas Instruments, demonstrado na Figura 9, junto a um filtro de tipo RC que elimina sinais de interferência indesejados, para converter o valor de tensão no resistor *shunt* à faixa detectada pelas portas analógicas do Arduino. O circuito elétrico da amplificação da tensão no resistor *shunt* está representado na Figura 10.

Figura 9 – Modelo de amplificador operacional utilizado no trabalho.



Fonte: octopart.com.

Figura 10 – Circuito eletrônico amplificador.



Fonte: ROSSO, A.P. et al, 2019.

O código onde o Arduino faz a leitura e conversão dos dados está representado na Figura 11.

Figura 11 – Código de leitura do amplificador operacional.

```
void setup(void)
{
    pinMode(in, INPUT);
}
void loop(void)
{
    adc_noise1 = analogRead(in);
    adc_noise2 = moving_average(adc_noise1);

    tensao = (adc_noise2*(5.0/1023.0))/ganho;
    corrente = tensao*(20/0.075);
    radiancia = (tensao/0.0285)*1000;
}
long moving_average(int sig)
{
    int i;
    long acc = 0;
    for(i = num; i > 0; i--) values[i] = values[i-1];
    values[0] = sig;
    for(i = 0; i < num; i++) acc += values[i];
    return acc / num;
}
```

Fonte: Do autor.

Três argumentos são pré-definidos para o código da Figura 11 e serão alterados para cada célula fotovoltaica. O argumento *num* representa a quantidade desejada de medições a serem feitas para ser calculado uma média e definir o valor a ser armazenado, buscando assim diminuir possíveis ruídos nas medições. O argumento *shunt* é a constante de calibração da célula, sendo medido de forma experimental junto a uma outra célula com constante já definida. Esta calibração é feita de forma a encontrar um valor em que a corrente medida pelas células seja a mais aproximada possível. Por último, o argumento *ganho* é o ganho que o amplificador operacional proporciona ao valor do *shunt*. Com estes valores, o código lê o que chega ao pino analógico do Arduino através da função *analogRead()* e calcula a média das medições definidas por *num* através da função *moving_average()*. Após o retorno da média, faz-se a conversão da tensão real dividindo o valor medido pelo ganho, e com a tensão real convertida se obtém a irradiância.

4.1.2 Relógio de tempo real (RTC)

O relógio de tempo real escolhido para o sistema foi o DS3231 devido a sua faixa de temperaturas permitidas (0°C a 70°C) e sua precisão (± 2 ppm) serem suficientes para o projeto. A Figura 12 demonstra o DS3231.

Figura 12 – Relógio de tempo real usado no trabalho.



Fonte: filipeflop.com.

Este RTC foi calibrado através do sistema operacional do computador no momento da compilação do código para o Arduino. Para mitigar erros causados pelo atraso humano entre compilar e carregar o código para o Arduino, foi desenvolvido um *script* na linguagem de programação Python que faz a compilação e carrega o código automaticamente. Este *script* está representado na Figura 13.

Figura 13 – *Script* em Python para compilação e carregamento do código.

```
import os

file = open(r"D:\xampp\htdocs\CelulasReferencia\Python\cmd.txt")
lines = file.readlines()

for line in lines:
    os.system(line)
```

Fonte: Do autor.

O *script* da Figura 13 faz a leitura de um arquivo que contém os comandos necessários para o carregamento e compilação do código do Arduino, onde o usuário final do sistema poderá modificar conforme o sistema operacional utilizado.

Para a leitura do horário e temperatura armazenado no RTC, é utilizada a biblioteca do Arduino RTCLib e suas funções *getTemperature()* e as funções *year()*, *month()*, *day()*, *hour()*, *minute()* e *second()* do objeto *now()* da mesma biblioteca, conforme demonstrado na Figura 14.

Figura 14 – Código da leitura das informações do RTC.

```
RTC_DS3231 rtc;
char daysOfTheWeek[7][12] = {"Domingo", "Segunda", "Terça", "Quarta", "Quinta", "Sexta", "Sábado"};
rtc.adjust(DateTime(F(__DATE__), F(__TIME__)));
float c = rtc.getTemperature();
t = rtc.now();
float ano = t.year();
float mes = t.month();
float dia = t.day();
float hora = t.hour();
float minuto = t.minute();
float segundo = t.second();
```

Fonte: Do autor.

4.1.3 Armazenamento no cartão MicroSD

As informações são armazenadas em um cartão MicroSD através de um módulo do Arduino para leitura e escrita de dados em cartões SD e MicroSD. O código do Arduino armazena as informações no cartão através da função *grava_SD()*, que utiliza a função *abre_arquivo_gravacao()* para abrir e/ou criar o arquivo “data.txt” dentro do cartão. Com o arquivo aberto, é utilizada a função *print()* do objeto *File*, cuja escreve o que é passado como argumento no final de tudo que já está escrito no arquivo. O padrão de cada linha armazenada é o seguinte: *ID_CÉLULA;DATA(“yyyy-MM-dd;HH:mm:ss”);TEMPERATURA*. O código responsável por esta parte do sistema está apresentado na Figura 15.

Figura 15 – Código do armazenamento no cartão MicroSD.

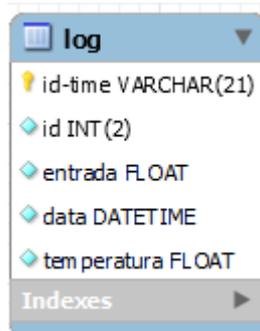
```
File file;
void grava_SD(DateTime t)
{
    float c = rtc.getTemperature();
    abre_arquivo_gravacao("data.txt");
    file.print(id_modulo);
    file.print(";");
    file.print(radiancia);
    file.print(";");
    file.print(t.year());
    file.print("-");
    if (t.month() < 10)
    {
        file.print("0");
    }
    file.print(t.month());
    file.print("-");
    if (t.day() < 10)
    {
        file.print("0");
    }
    file.print(t.day());
    file.print(";");
    if (t.hour() < 10)
    {
        file.print("0");
    }
    file.print(t.hour());
    file.print(":");
    if (t.minute() < 10)
    {
        file.print("0");
    }
    file.print(t.minute());
    file.print(":");
    if (t.second() < 10)
    {
        file.print("0");
    }
    file.print(t.second());
    file.print(";");
    file.println(c);
    fecha_arquivo();
}
int abre_arquivo_gravacao(char filename[])
{
    file = SD.open(filename, FILE_WRITE);
    if (file)
    {
        return 1;
    } else
    {
        return 0;
    }
}
void fecha_arquivo()
{
    if (file)
    {
        file.close();
    }
}
```

Fonte: Do autor.

4.2 Banco de Dados

Para o armazenamento das informações medidas e futuras consultas pelo sistema *web*, uma base de dados relacional na linguagem MySQL foi desenvolvida e hospedada no mesmo servidor que do sistema *web*. A base de dados possui apenas uma tabela de *Log* que irá armazenar uma chave primária *id-time*, uma coluna para o *id*, uma entrada que será a *irradiância*, uma *data* e outra *temperatura*. O diagrama da base está representado na Figura 16.

Figura 16 – Diagrama da Base de Dados.



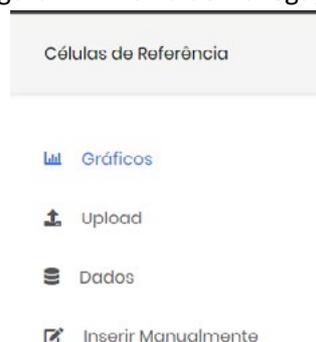
Fonte: Do autor.

4.3 Sistema Web

Para desenvolver o sistema *web* que irá armazenar e demonstrar os dados coletados, a linguagem de programação PHP foi escolhida junto ao framework Bootstrap devido ao conhecimento prévio com as duas tecnologias. Bootstrap é um framework *front-end* que fornece estruturas de *layout* para a criação de sites e aplicações responsivas de forma rápida e simples (ALURA, 2021). Como *template* do sistema foi utilizado um desenvolvido pelo site Colorlib.

O Sistema *Web* foi dividido em quatro páginas, sendo elas: *Gráficos*, *Upload*, *Dados* e *Inserir Manualmente*. Para a navegação entre as páginas, foi criada uma barra de navegação lateral responsável pela troca de páginas, que está representada na Figura 17.

Figura 17 – Barra de Navegação.

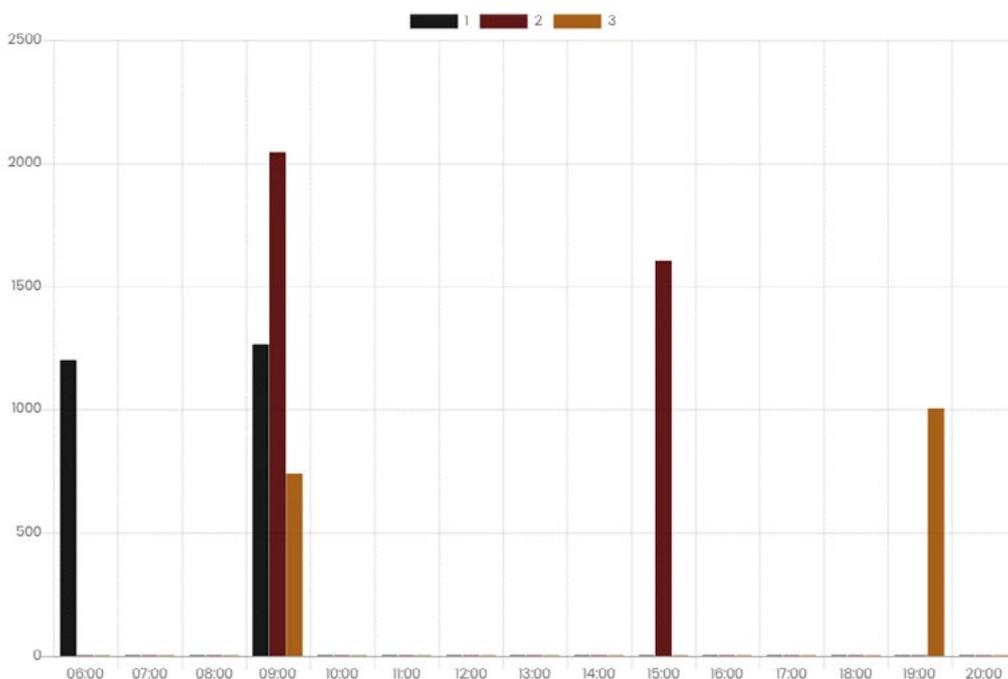


Fonte: Do autor.

A página inicial do sistema é a de gráficos, que busca demonstrar de forma mais clara as informações captadas durante todo o dia atual pelas células de referência dentro do período das 06:00hrs às 20:00hrs. Para atender este objetivo, há três gráficos diferentes com as medições

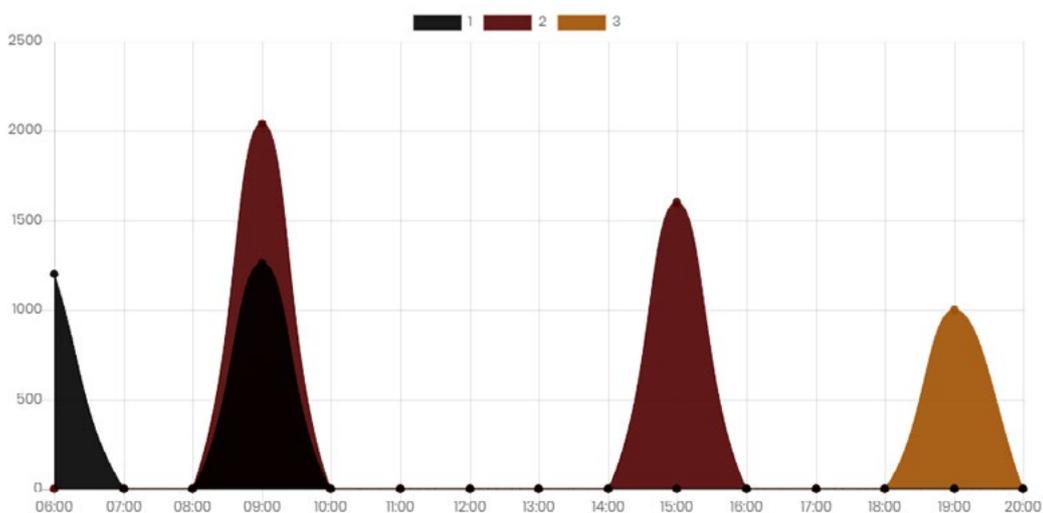
diárias: barras, linhas e pizza, representados respectivamente pelas Figuras 18, 19 e 20. Nos gráficos de barras e de linhas, o eixo horizontal representa o horário da medição em h, enquanto o eixo vertical representa a irradiância em W/m^2 , enquanto no gráfico de pizza o valor de cada fatia é a soma da irradiância em W/m^2 de todo o dia.

Figura 18 – Gráfico de barras do sistema *web*.



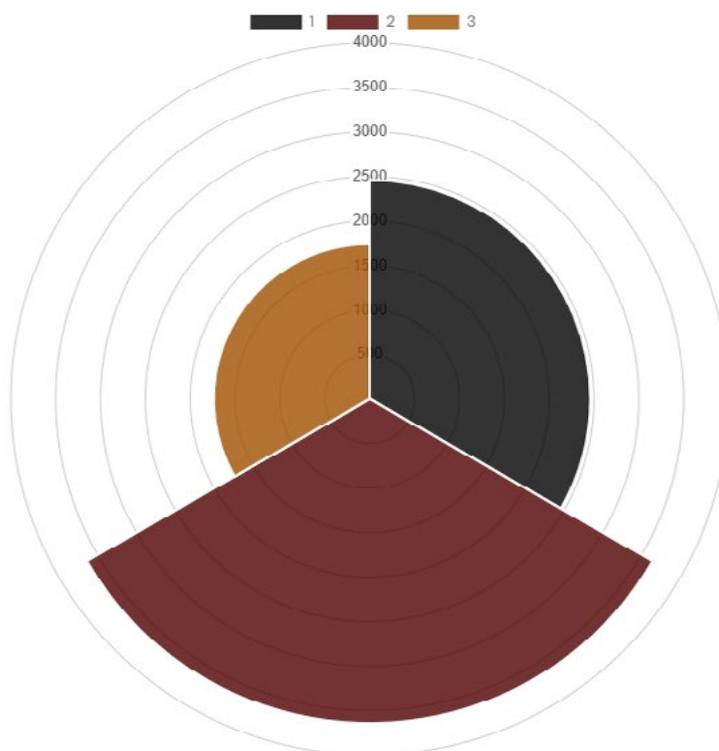
Fonte: Do autor.

Figura 19 – Gráfico de linhas do sistema *web*.



Fonte: Do autor.

Figura 20 – Gráfico de pizza do sistema *web*.



Fonte: Do autor.

Buscando mais praticidade e rapidez, foi desenvolvido uma página para fazer o *Upload* dos arquivos salvos dentro dos cartões MicroSD. Esta página consiste em um único botão de seleção para adicionar as informações contidas em todos os arquivos desejados, como demonstrado na Figura 21.

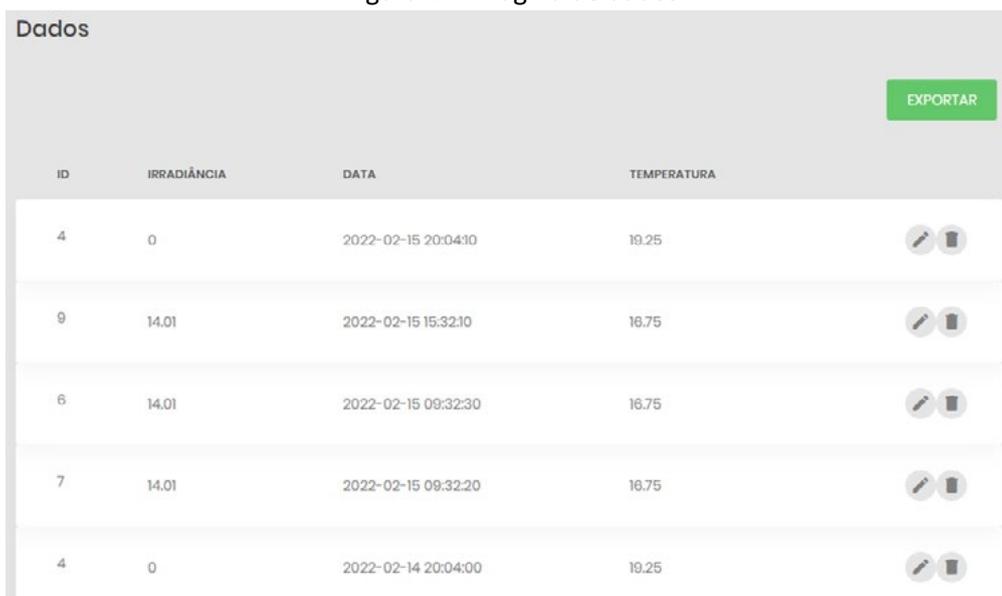
Figura 21 – Página de *upload* de arquivos.



Fonte: Do autor.

O sistema *web* possui também uma página de dados, onde todas as informações cadastradas na base de dados serão apresentadas junto a uma tabela, possuindo a opção para editar e apagar alguma informação específica. Esta página permite também que o usuário exporte todos os dados da base para um arquivo *.csv* clicando em um botão de “*Exportar*”. A página está representada na Figura 22.

Figura 22 – Página de dados.

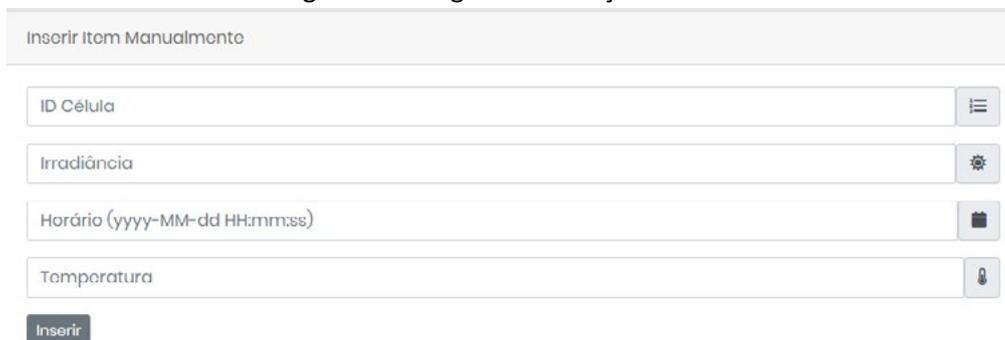


ID	IRRADIÂNCIA	DATA	TEMPERATURA	
4	0	2022-02-15 20:04:10	19.25	 
9	14.01	2022-02-15 15:32:10	16.75	 
6	14.01	2022-02-15 09:32:30	16.75	 
7	14.01	2022-02-15 09:32:20	16.75	 
4	0	2022-02-14 20:04:00	19.25	 

Fonte: Do autor.

A última página do sistema é a de inserção manual, que consiste em um formulário simples com os campos das colunas da base de dados com o objetivo de adicionar novas linhas de forma manual à tabela, mesmo sem a linha estar armazenada no arquivo do cartão MicroSD de alguma das células. A página é representada pela Figura 23.

Figura 23 – Página de inserção manual.



Inserir Item Manualmente

ID Célula 

Irradiância 

Horário (yyyy-MM-dd HH:mm:ss) 

Temperatura 

Inserir

Fonte: Do autor.

5 Resultados e Discussões

As medições foram realizadas na cidade de Araranguá em Santa Catarina. A condição climática era nublado com chuva fraca, o que poderia prejudicar a precisão das medidas devido a uma passagem de nuvem no momento das medições.

Foram utilizadas três células de referência calibradas com suas respectivas constantes para os testes com IDs 1, 2 e 3. Todas foram colocadas apoiadas e viradas para cima lado a lado, buscando diminuir a interferência dos fatores externos. Todas as informações foram

armazenadas em seus respectivos cartões MicroSD, sendo configurado para o armazenamento ser feito a cada 10 segundos. A Figura 24 demonstra como foi montado o ambiente de testes.

Figura 24 – Ambiente de teste. Da esquerda para a direita: Célula 1, 2 e 3.



Fonte: Do autor.

Após o período de teste, todos os dados foram coletados e carregados para o sistema *web*. A Tabela 1 demonstra as medições mais relevantes.

Tabela 1 – Medições mais relevantes.

Horário (HH:mm:ss)	Entrada 1 (W/m ²)	Entrada 2 (W/m ²)	Entrada 3 (W/m ²)
09:13:30	1,75	1,73	12,19
09:13:40	1,75	1,73	12,19
09:13:50	1,75	1,73	12,19
09:14:00	1,75	1,73	12,19
09:14:10	1,75	1,73	12,19
09:14:20	1,75	1,73	12,19
09:16:20	5,25	6,93	10,45
09:16:30	5,25	6,93	10,45
09:16:40	5,25	6,93	10,45
09:16:50	5,25	6,93	10,45

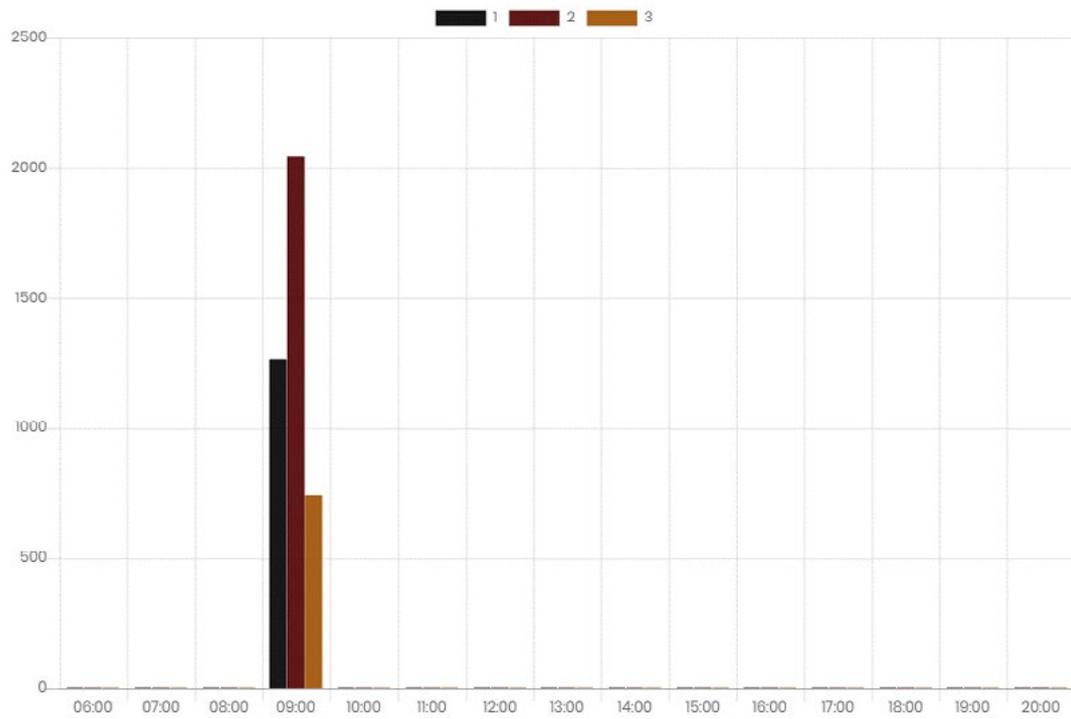
09:17:00	5,25	6,93	10,45
09:19:00	8,75	12,14	8,71
09:19:10	8,75	12,14	8,71
09:19:20	8,75	12,14	8,71
09:19:30	8,75	12,14	8,71
09:19:40	8,75	13,87	8,71
09:19:50	8,75	13,87	8,71
09:20:00	8,75	13,87	8,71
09:20:10	8,75	13,87	8,71
09:32:00	14,01	24,27	3,48
09:32:10	14,01	24,27	3,48
09:32:20	14,01	24,27	3,48
09:32:30	14,01	24,27	3,48
09:32:40	14,01	24,27	3,48
09:32:50	14,01	24,27	3,48

Fonte: Do autor.

Com estas informações da Tabela 1 observa-se que há um intervalo de calibração para as células chegarem ao seu valor real devido ao cálculo da média das últimas medições na entrada para evitar ruídos. Observa-se também que às 09:19 as células chegaram a um ponto de equilíbrio, com uma variação pequena entre elas, tendo o seu pico encontrado na célula 2. Também pode-se concluir que a partir das 09:32 as células possuem uma grande diferença entre suas medições, o que pode ter sido ocasionado devido ao aumento do volume de chuva no momento final.

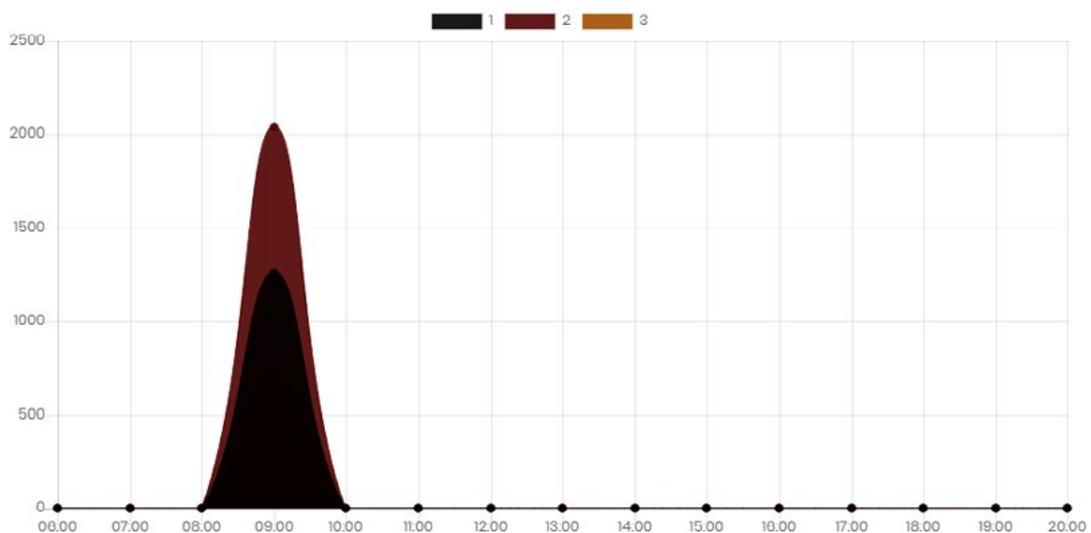
Ao carregar os dados para o sistema *web*, através dos gráficos pode-se observar que a célula 2 apresentou o maior valor registrado nas medidas devido à sua discrepância das demais nos últimos períodos da medição ao aumentar o volume de chuva. Essa informação pode ser encontrada nas Figuras 25, 26 e 27.

Figura 25 – Gráfico de barras do sistema *web* após as medições.



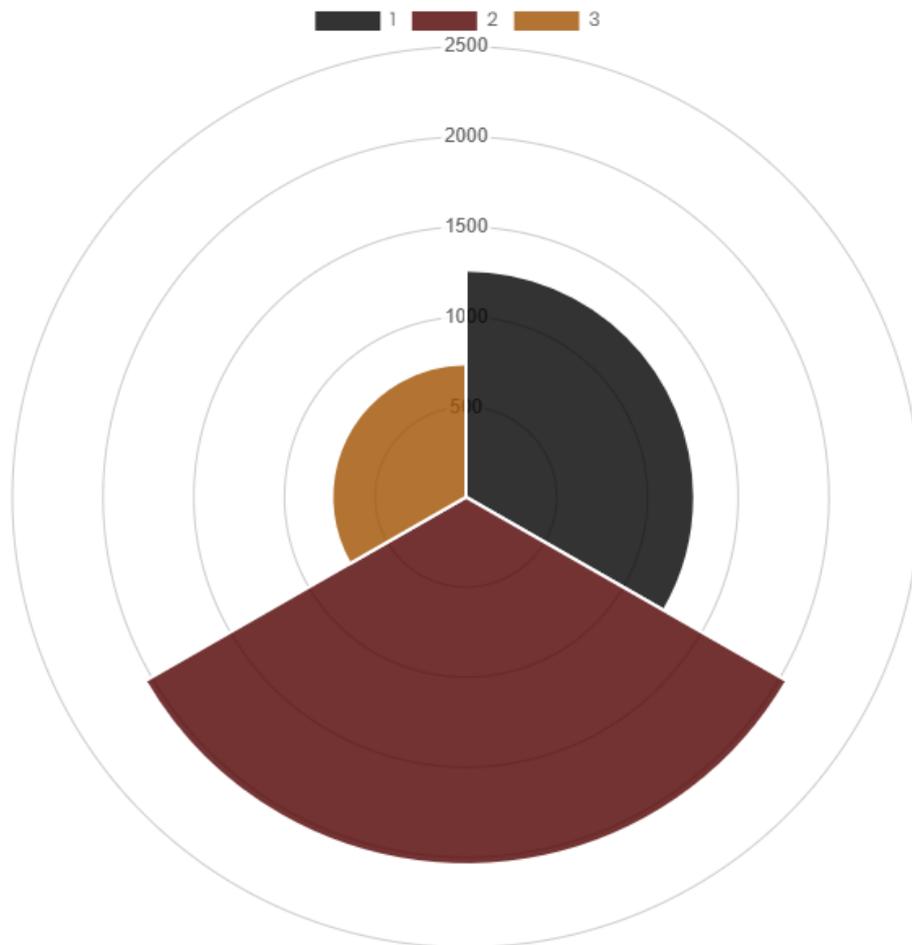
Fonte: Do autor.

Figura 26 – Gráfico de linhas do sistema *web* após as medições.



Fonte: Do autor.

Figura 27 – Gráfico de pizza do sistema *web* após as medições.



Fonte: Do autor.

6 Conclusão e Trabalhos Futuros

Este trabalho propôs o desenvolvimento de um protótipo de um sistema distribuído de aquisição de dados para armazenar os dados gerados por células fotovoltaicas de referência. Durante os testes observou-se que o sistema armazenou as informações corretamente, porém as primeiras medidas do dia devem ser desconsideradas por um usuário por conta da demora da estabilização devido ao filtro feito no *software* do sistema, além de demonstrar que em ambientes com chuva e muitas nuvens o valor medido do resistor *shunt* não é muito confiável por conta da sua alta variação.

As medições tomadas pelos sistemas não foram satisfatórias para a análise de dispersão dos dados devido ao pouco período de exposição e ao clima no dia das medições, porém consegue-se observar através da calibração que a medição de irradiância através do resistor *shunt* está correta, com seu armazenamento junto com a data e hora registrada pelo RTC acontecendo conforme planejado no cartão MicroSD.

Consegue-se concluir também que devido ao filtro do *software*, caso o valor da irradiância sofrer uma diferença brusca devido a passagem de alguma nuvem ou qualquer objeto sob a célula, haverá um período de estabilização da medida para que ela volte a ser confiável.

Pelos equipamentos serem de fácil acesso, com preço acessível e fácil montagem, o sistema se torna uma boa opção para futuras análises de dispersão, estudo com células de referência fotovoltaicas e outros estudos da área.

Para maior precisão nas informações de data e hora, seria interessante adicionar um módulo com conexão *Wi-Fi* para buscar da internet e armazenar no RTC o horário atual sempre que uma conexão conhecida estiver disponível, além de enviar para o servidor onde o sistema *web* está armazenado as informações coletadas de forma automatizada.

Também é possível a incrementação de um *Liquid Crystal Display* (LCD) para o usuário poder acompanhar os valores que estão sendo medidos pelo sistema embarcado em tempo real e poder atuar caso as medições forem discrepantes com a realidade.

Para melhorar a confiabilidade da irradiância armazenada, o Arduino Uno pode ser substituído por outra plataforma que possui maior precisão e confiabilidade para valores pequenos, além de ser feito uma placa de circuito integrado com melhor acabamento para evitar com que cabos e componentes sejam desconectados.

Outra melhoria interessante para o produto final seria aumentar a quantidade de gráficos e informações apresentados pelo sistema *web*, priorizando a criação de gráficos de desvios e adicionando análises feitas por inteligências artificiais buscando os melhores horários para a geração de energia e calibração das células, qual dia da semana seria mais interessante fazer as medições tendo como base a previsão do tempo da semana, entre outros tópicos que o usuário final poderia sugerir.

Os trabalhos futuros podem utilizar esta seção e todas as demais informações coletadas neste trabalho para estudos, além de poder alterar qualquer parte do desenvolvimento do *hardware*, banco de dados e sistema *web*.

Referências

- Hadi, M. S.; Afandi, A. N.; Wibawa, A. P.; Ahmar, A. S.; Saputra, K.H. **Standalone data logger for solar panel energy system with RTC and SD card**. Journal of Physics: Conf. Series 1028 012065, 2018.
- 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.
- Chowdhury, Z. I., Imtiaz, M. H., Azam, M. M., Sumi, M. R. A., & Nur, N. S. **Design and implementation of pyroelectric infrared sensor based security system using microcontroller**. IEEE Technology Students' Symposium, pp. 1-5, 2011.
- Gusa, R. F., Sunanda, W., Dinata, I., & Handayani, T. P. **Monitoring system for solar panel using smartphone based on microcontroller**. 2018 2nd international conference on green energy and applications (ICGEA), pp. 79-82, 2018.

Keogh, W. L.; Blakers, A. W. **Accurate measurement, using natural sunlight, of silicon solar cells.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, v. 12, n. 1, pp; 1-19, 2014.

Espinosa-Gavira, M. J. et al. **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.

Bakker, K. et al. **Comparison of statistical post-processing methods for probabilistic NWP forecasts of solar radiation.** Solar Energy, v. 191, pp. 138-150, 2019.

Gómez, J. M. et al. **A irradiância solar: conceitos básicos.** Revista Brasileira de Ensino de Física, v. 40, n. 3, 2018.

Rosso, A. P. et al. **Desenvolvimento de células e módulos de referência para medição da radiação solar.** 2019.

Gorender, S.; Macêdo, R. J. A. **Um modelo para tolerância a falhas em sistemas distribuídos com QoS.** Anais do Simpósio Brasileiro de Redes de Computadores, SBRC 2002, pp. 277-292, 2002.

ANEEL [Agência Nacional de Energia Elétrica]. Banco de Informações da Geração (BIG), 2017. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.cfm>. Acesso em: 04 mar. 2022.

Dewesoft. **O que é Aquisição de Dados – DAQ ou DAS?**, 2020. Disponível em: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.cfm>. Acesso em: 04 mar. 2022.

Alura. **Bootstrap - O que é, como e quando usar?**, 2021. Disponível em: <https://www.alura.com.br/artigos/bootstrap#:~:text=Bootstrap%20%C3%A9%20um%20framework%20front,dispositivos%20m%C3%B3veis%20da%20mesma%20forma>. Acesso em: 04 mar. 2022.

Absolar. **Energia fotovoltaica segue em plena expansão no Brasil**, 2022. Disponível em: <https://www.absolar.org.br/noticia/energia-fotovoltaica-segue-em-plena-expansao-no-brasil/>. Acesso em: 25 mar. 2022.

Arduino. **Arduino IDE**, 2021. Disponível em: <https://www.arduino.cc/en/software>. Acesso em: 04 mar. 2022.

**INOVAÇÃO NO USO DE SISTEMA FOTOVOLTAICO APLICADO ÀS SMART
AND EFFICIENT GREENHOUSES: UMA REVISÃO NO ÂMBITO DA
PROPRIEDADE INTELECTUAL**

***INNOVATION IN THE USE OF PHOTOVOLTAIC SYSTEMS APPLIED TO SMART
AND EFFICIENT GREENHOUSES: A REVIEW IN THE SCOPE OF INTELLECTUAL
PROPERTY***

Indicação do Apresentador: (Será enviado posteriormente o mais breve possível)

Janini Cunha de Borba*
Wilson Gruber**
Roderval Marcelino***
Giuliano Arns Rampinelli****

RESUMO

As casas de vegetação trouxeram a comunidade agrícola a possibilidade de cultivo em um ambiente protegido das intempéries da natureza. Mais tarde com os avanços tecnológicos, as casas de vegetação foram modernizadas dentro de um escopo inteligente e eficiente, dando nome ao que hoje chamamos de “*Smart and Efficient Greenhouses*”. Para tanto, as diversas tecnologias conferem a estufa uma grande autonomia, com a possibilidade de controle da intensidade luminosa, a administração de nutrientes e CO₂, a temperatura ambiente e a umidade relativa do ar, propriedades essas que impactam diretamente no desenvolvimento produtivo da cultura. Ademais, uma casa de vegetação com essas características necessita de um sistema que a torne sustentável no aspecto econômico e eficiente energeticamente, dando espaço ao uso da tecnologia fotovoltaica, que permite o fornecimento de energia elétrica com menor custo, concedendo inovação da sua aplicação junto a estufa. Dessa forma, este estudo com abordagem exploratória, caracterizou-se por uma revisão da propriedade intelectual acerca do uso de sistemas fotovoltaicos em casas de vegetação, tendo em vista a base de dados “*Derwent Innovations Index*”. Assim, o artigo procurou identificar o uso estratégico e inovativo da temática fotovoltaica colocando em evidência as patentes depositadas ao redor do mundo.

Palavras-chave: inovação; sistema fotovoltaico; energia; estufa.

ABSTRACT

The greenhouses brought to the agricultural community the possibility of cultivation in an environment protected from the elements of nature. Later, with technological advances, the

* Mestranda - Programa de Pós-graduação em Tecnologias da Informação e Comunicação. Universidade Federal de Santa Catarina. Especialista em Comércio Exterior. Universidade do Extremo Sul Catarinense. E-mail: janiniborba@gmail.com

** Professor - Programa de Pós-graduação em Tecnologias da Informação e Comunicação. Universidade Federal de Santa Catarina. Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. E-mail: wilson.gruber@ufsc.br

*** Professor - Programa de Pós-graduação em Tecnologias da Informação e Comunicação. Universidade Federal de Santa Catarina. Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. E-mail: roderval.marcelino@ufsc.br

**** Professor - Programa de Pós-graduação em Tecnologias da Informação e Comunicação. Universidade Federal de Santa Catarina. Doutor em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. E-mail: giuliano.rampinelli@ufsc.br

greenhouses were modernized within an intelligent and efficient scope, giving name to which we now call “Smart and Efficient Greenhouses”. For this, the different technologies give the greenhouse a great autonomy, with the possibility of controlling the light intensity, the administration of nutrients and CO₂, the ambient temperature and the relative humidity of the air, properties that directly impact the productive development of the culture. Furthermore, a greenhouse with these characteristics needs a system that makes it sustainable in the economic and energy efficient aspect, giving space to the use of photovoltaic technology, which allows the supply of electricity at a lower cost, granting innovation in its application with greenhouse. Thus, this study with an exploratory approach, was characterized by a review of intellectual property about the use of photovoltaic systems in greenhouses, in view of the database "Derwent Innovations Index". Thus, the article sought to identify the strategic and innovative use of the photovoltaic theme, highlighting the patents deposited around the world. **Keywords:** innovation; photovoltaic system; energy; greenhouse.

1 INTRODUÇÃO

A palavra “inovação” em seu significado pode remeter tanto uma atividade quanto o resultado de tal. No entanto, a definição geral de uma inovação pode ser dita como um produto ou processo novo ou melhorado, e em alguns casos até a combinação de ambos, que se diferencia de forma significativa dos produtos e processos anteriores (MANUAL DE OSLO, 2018).

O universo da inovação é amplo e oferece diferentes aspectos, assim como elenca Tidd e Bessant (2015) ao pontuarem o grau de inovação, que pode ser incremental ou radical (inovação descontínua), ou seja, caso surja uma mudança no mercado, o nível da inovação em um componente ou arquitetura e o aspecto de tempo/oportunidade que se relaciona ao ciclo de vida da inovação.

No que tange a inovação tecnológica, o avanço da tecnologia fotovoltaica nos últimos 60 anos tem sido uma “montanha-russa”, no entanto, os altos e baixos foram marcados por progressos inovadores significativos delineados por vários pontos de inflexão e avanços, caracterizados pelos investimentos governamentais e privados, decepções e preocupações, crescimento da indústria, aumento da força de trabalho da ciência e engenharia, quedas bruscas no preço da energia fotovoltaica e da eletricidade, ou seja, fatores que levaram a tecnologia fotovoltaica a posição de liderança atual em que se encontra, como uma empresa autêntica, crescente e admitida a estrutura mundial de eletricidade (KAZMERSKI, 2022).

Ainda, com a promoção da tecnologia solar fotovoltaica como um propulsor da eletrificação rural no mundo em desenvolvimento e um contribuinte para a atenuação das mudanças climáticas sugere que as inovações que melhoram a eficiência e a escalabilidade

fotovoltaica podem trazer vantagens consideráveis na diminuição da pobreza e das emissões de gases de efeito estufa (BUITENHUIS; PEARCE, 2012).

As taxas de produção agrícola tradicional têm sido afetadas pelos efeitos do aquecimento global que reflete nas mudanças climáticas, tendo em vista que essa queda ocorre em ambientes desprovidos de manutenção das condições ideais e fundamentais para o crescimento e floração das plantas (luz solar, temperatura, umidade, quantidade de água, entre outros). Ademais, a população urbana tem aumentado e as áreas verdes diminuído, validando a necessidade de métodos que permitam a produção de alimentos em ambientes controlados e com recursos hídricos racionados (CERRI *et al.*, 2007, GARCÍA; GONZÁLEZ, 2017).

Sendo assim, estufas fotovoltaicas dinâmicas desempenham a geração de energia sustentável com o cultivo das plantas, ofertando mais possibilidades de produção de energia e controle do microclima (GAO *et al.*, 2019). O consumo ideal de energia e a utilização dessa fonte renovável apresentam economia e diminuição ao impacto ambiental, caracterizando-os como aspectos chave para o alcance do gerenciamento sustentável, como no caso da indústria agrícola (ALINEJAD; YAGHOUBI; VADIEE, 2020).

Para tanto, apesar do aspecto inovativo não estar apenas vinculado ao contexto tecnológico, cabe destacar que o estudo em questão pretende associar a inovação ao uso do sistema fotovoltaico na representação da tecnologia energética na composição de casas de vegetação inteligentes e eficientes.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

Levantamentos acerca da inovação tecnológica vieram à tona a partir da década de 60, com a então elaboração do Manual Frascati, uma iniciativa da Organização para Cooperação e Desenvolvimento Econômico (OCDE). Tal manual tornou possível conceitos e definições no que versa as atividades de Pesquisa e Desenvolvimento (P&D) e revelou a criação de sistemas de indicadores de esforço e performance tecnológica. Para tanto, atualmente se faz uso do Manual de Oslo como referência conceitual e de metodologia para avaliar o processo de inovação, esse que comporta o conceito inovativo de forma mais abrangente (TIGRE, 2019).

Postura estratégica, inovação tecnológica e transnacionalização das empresas são como catalisadores que podem contribuir para transformar o cenário socioeconômico brasileiro. Uma forma de recuperar, pelo menos em parte as nefastas consequências das

décadas de 1980 e 1990, que aumentaram a lacuna tecnológica entre os países desenvolvidos, o Brasil e a América Latina, é tentar escapar do aprofundamento da atual assimetria da divisão internacional do trabalho (MATTOS; GUIMARÃES, 2005).

Com o passar dos anos, a inovação passou a ser vista como base na representação do impulsionamento no desenvolvimento dos países, tornando necessária uma definição comum que evitasse equívocos em seu entendimento e ao mesmo tempo possibilitasse o alcance de dados estatísticos para comparações no contexto internacional, surgindo aí o Manual de Oslo, um dos materiais mais consultados no mundo quando o assunto é Inovação (SILVA *et al.*, 2018).

Tendo em vista o espectro tecnológico e inovativo aqui evidenciado é que surge a temática da penetração no mercado de tecnologias fotovoltaicas, ao qual exige a extensão dos valores adicionais gerados pela tecnologia, incluindo os co-benefícios climáticos e sociais como inovações radicais em um novo modelo de negócios (ZHANG; YAN, 2014).

Para tanto, a recente atenção crescente na produção de energia a partir de fontes de energia renováveis levou a que os elementos fotovoltaicos, estivessem localizados em telhados de estufas (MARUCCI *et al.*, 2018).

Ademais, a agricultura moderna, para uma população cada vez maior, emprega vastas áreas de estufas consumindo quantidades consideráveis de energia (ALLARDYCE *et al.*, 2017). Para Yano e Cossu (2019), a sustentabilidade do abastecimento de energia e alimentos passou a representar uma grande preocupação em todo o mundo hoje. O cultivo em estufa, um sistema intensivo de produção de alimentos, contribui com vegetais e frutas frescas para o abastecimento mundial de alimentos. Os rendimentos e a qualidade das culturas em estufas podem ser melhorados por controles microclimáticos alimentados por combustíveis e entradas de eletricidade da rede.

Agricultura fotovoltaica, a combinação de geração de energia fotovoltaica e atividades agrícolas, é uma resposta natural para fornecer eletricidade verde e sustentável para a agricultura. Existem vários modos de aplicação principais da agricultura fotovoltaica, como estufa agrícola fotovoltaica, reprodução fotovoltaica, purificação de águas residuais fotovoltaicas, bombeamento de água fotovoltaica e estação de energia solar rural de novo tipo. A agricultura fotovoltaica pode efetivamente aliviar a contradição entre mais população e menos terra, promover poderosamente o desenvolvimento da agricultura ambiental

controlada, evidentemente aumentar os benefícios econômicos dos agricultores e melhorar significativamente o meio ambiente (XUE, 2017).

Em complemento, Zhang, Yu e Ren (2022) ressaltam que a contínua expansão da escala de desenvolvimento, as estufas fotovoltaicas integradas estão se tornando um importante tipo de consumidor de rede inteligente. O gerenciamento do lado da demanda de energia está se tornando cada vez mais importante em termos de satisfazer os requisitos de consumo de energia da produção e aumentar os benefícios econômicos do mesmo pedaço de terra.

As estufas fotovoltaicas são sistemas mistos, combinando eletricidade e produção agrícola na mesma área (EZZAERI *et al.*, 2018). Um dos grandes problemas enfrentados pelos produtores, é o aumento significativo do preço da energia. Para isso, os agricultores que desejam permanecer competitivos devem investir ao mesmo tempo na produção agrícola em estufa e em outras produções, por exemplo, a produção de energia elétrica fotovoltaica (EZZAERI *et al.*, 2020).

Para tanto, tendo em vista essa e as demais abordagens no que se refere a inovação atrelado ao universo agrícola inteligente, representado aqui pela estufa inteligente e eficiente energeticamente é que se tem a seguinte pergunta de pesquisa: **“Quais inovações são vistas no uso de sistema fotovoltaico aplicado às *smart and efficient greenhouses*?”**.

3 METODOLOGIA

A abordagem da pesquisa assinalou-se essencialmente como qualitativa, por não apresentar dados quantificáveis e análise de forma indutiva (RODRIGUES, 2007). Quanto aos fins, trata-se de pesquisa descritiva e explicativa. A primeira, “estuda, analisa, registra e interpreta os fatos do mundo físico sem interferência do pesquisador”, enquanto a segunda, “registra fatos, analisa-os, interpreta-os e identifica as causas” (RUIZ, 1996 p. 1)

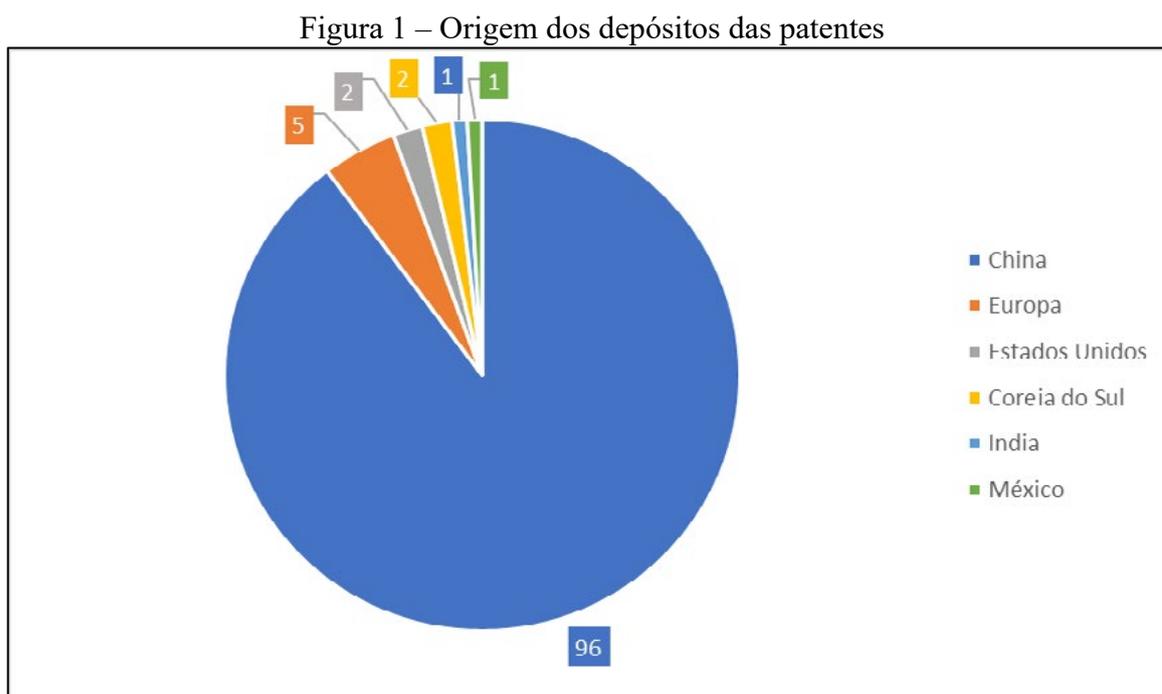
É também uma pesquisa bibliográfica, onde se faz uso das teorias publicadas em diversos tipos de fontes: livros, artigos, manuais, enciclopédias, anais, meios eletrônicos, etc. A prática da pesquisa bibliográfica é basilar para que se conheça e analise os principais constructos teóricos sobre um determinado tema ou assunto (HEERDT; LEONEL, 2007)

Sendo assim, para cumprir com os procedimentos de coleta e análise de dados, foram utilizados elementos secundários exclusivamente da base de dados *Derwent Innovations Index*

(DII). Tendo em vista uma revisão no âmbito da propriedade intelectual no uso de sistema fotovoltaico aplicado a casas de vegetação inteligentes e eficientes condicionados ao aspecto energético, a combinação dos termos de busca “*greenhouse AND fotovoltaic AND energy*” na base de dados mencionada reportou 107 resultados considerando um recorte temporal de 01/01/2017 a 30/06/2022.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Tendo em vista os 107 registros de patentes reportados pela pesquisa na base de dados elencada, considerando assim um recorte temporal dos últimos 5 anos e meio, a primeira análise procurou evidenciar em quais países as patentes foram depositadas, assim como mostra a Figura 1.

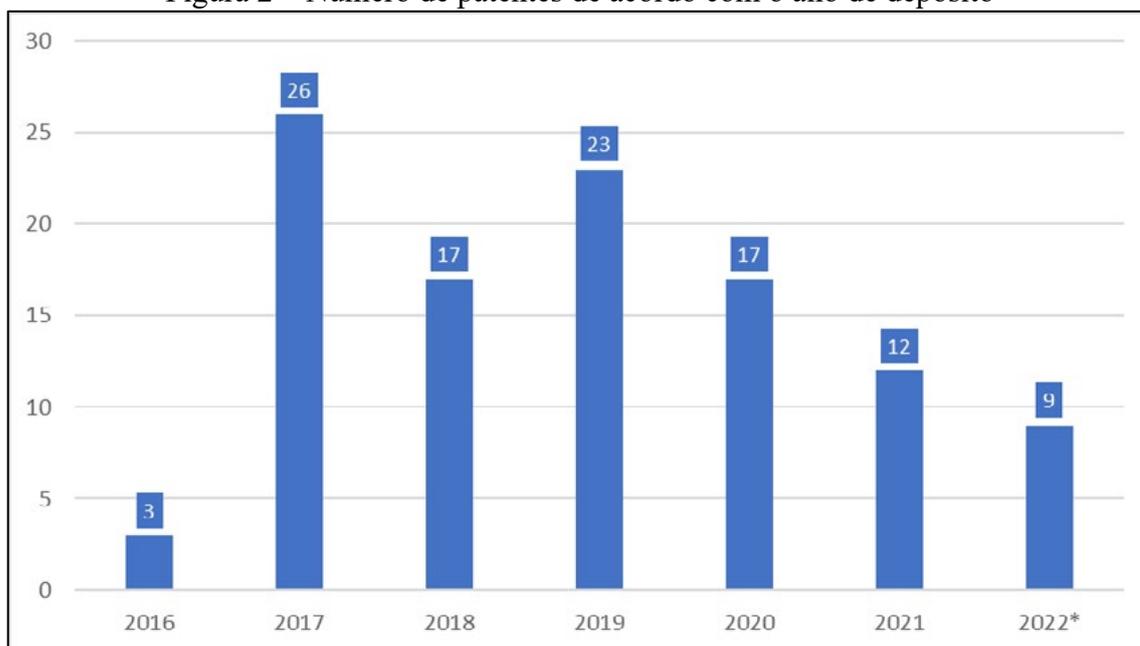


Fonte: Elaboração dos autores a partir de *Derwent Innovations Index* (2022).

A constatação que se teve é que a grande origem dos depósitos das patentes no âmbito da aplicação de sistema fotovoltaico em estufas, ocorreu na China, representando 89,71% de todos os resultados apresentados, sendo que os demais estiveram distribuídos entre países europeus, Estados Unidos, Coreia do Sul, Índia e México, o que dessa forma denota uma concentração de esforços acerca da temática dentro do território asiático.

Em um segundo momento, a pesquisa objetivou agrupar o número de patentes depositadas em cada um dos anos do período analisado para que assim fosse possível vislumbrar a frequência com que a temática abordada vem sendo explorada no mundo dentro do escopo da propriedade intelectual, assim demonstrado na Figura 2.

Figura 2 – Número de patentes de acordo com o ano de depósito



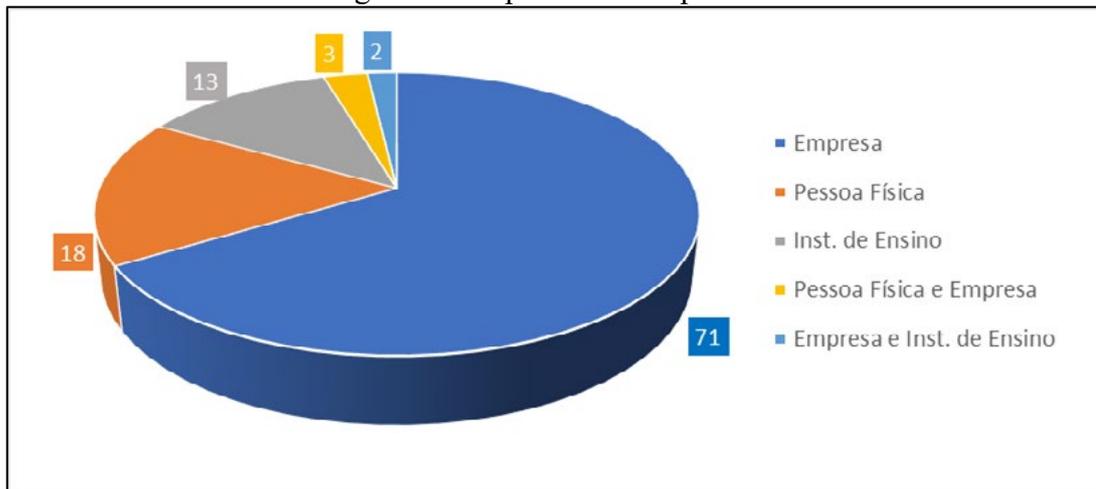
Fonte: Elaboração dos autores a partir de *Derwent Innovations Index* (2022).

Apesar do recorte temporal selecionado na base de dados ter incluído resultados a partir de 2017, cabe destacar que os números recorrentes do ano de 2016 referem-se ao ano em que a patente foi depositada, no entanto, a referência utilizada pela *DII* no retorno dos resultados se refere a data de publicação.

Em complemento, a análise da Figura 2 permitiu reconhecer um pico de depósitos de patentes em 2017 e 2019, esses dois anos representaram 45,79% dos resultados do período analisado. Ainda se percebeu um certo equilíbrio do volume apresentado em cada um dos anos, porém com um número mais reduzido em 2021.

No que se refere ao depositante das patentes, a Figura 3 ilustra como ocorreu a distribuição.

Figura 3 – Depositante das patentes



Fonte: Elaboração dos autores a partir de *Derwent Innovations Index* (2022).

Assim como mostra a Figura 3, das 107 patentes que aqui estão sendo analisados, 71 foram depositadas por empresas, sendo essas da área de tecnologia, energia elétrica e *agribusiness*, representando assim 66,35% de todo o resultado reportado, os outros 33,65% tratam de patentes que foram depositadas por pessoa física e que por sua vez também revelado como “inventor”, instituições de ensino ou até mesmo a combinação de pessoa física e empresa, bem como de empresa e instituição de ensino.

No que tange a análise descritiva das patentes, de antemão o modelo de utilidade de Zhou *et al.*, (2017) refere-se a um sistema fotovoltaico de refração com coleta de luz que compreende: um dispositivo de captura de luz, um dispositivo divisor e um dispositivo fotovoltaico. Tal sistema concentrador de refração para estufa agrícola fica localizado na parte superior da estufa, permitindo eficiência da iluminação e concentração da luz solar, efetivamente melhorando a energia gerada, além que, a reflexão das luzes é vantajosa em fornecer a eficiência fotossintética à planta. Os inventores ainda alegam que o modelo de utilidade possui estrutura simples, baixo custo e ao mesmo tempo, utilização abrangente da energia solar, o que conduz a economia de recursos terrestres e melhora o rendimento e a eficiência energética.

Na invenção de Li *et al.* (2020), o dispositivo realiza conversão fototérmica e fotoelétrica para eliminar o conflito entre a fotossíntese da cultura e a geração de energia fotovoltaica, melhorando a condição de crescimento da cultura. Monitora a mudança de temperatura no ambiente em tempo real pelo sensor de temperatura, ajusta a área de sombreamento por expansão e contração de dispositivos *PVT* (placa fotovoltaica-térmica) em ambos os lados da quilha, convertendo em energia elétrica e energia térmica para realizar o

sombreamento da estufa, reduzindo a faixa de flutuação de temperatura interna e mudança da umidade ao fornecer um ambiente de crescimento ideal para as plantas.

A estufa fotovoltaica de Wu e Wu (2021) objetivou a criação de um espaço selado de transmissão de luz para o crescimento de plantas, ao qual compreende um componente transparente recoberto num mecanismo de suporte, remontando uma estufa fechada transparente a partir da combinação com um transmissor de luz. Este transmissor abrange uma placa transparente e uma placa fotovoltaica que são dispostas em intervalos na superfície superior da estufa, compreendendo ainda um mecanismo de controle que utiliza o componente de transmissão de luz para coletar a energia luminosa e convertê-la em energia elétrica que fará o controle da temperatura e umidade dentro da estufa.

No contexto de estufa inteligente, a invenção de Hu (2021) elenca uma estufa detentora de um centro de coleta de dados para detectar e julgar se a soma da energia elétrica total de um dispositivo de geração de energia fotovoltaica atual e a quantidade elétrica residual de um dispositivo de armazenamento é inferior ao consumo total de energia de cada dispositivo elétrico em um corpo principal da estufa. Um computador inferior envia a instrução de controle de início de geração de energia para um controlador de geração de energia após um servidor em nuvem enviar a instrução de controle de início de geração de energia. Um controlador fotovoltaico é usado para controlar o dispositivo de geração de energia fotovoltaica e o dispositivo de armazenamento de energia elétrica para fornecer energia elétrica diretamente ao dispositivo elétrico em uma tabela de sequência de nível de prioridade alvo.

Nesse mesmo cenário de estufa inteligente, a patente de Wang *et al.* (2017) traz um sistema de aplicação fotovoltaica, detentor de um módulo de proteção externo arranjado com filme plástico, material transparente e fonte de alimentação conectada com módulo de armazenamento de energia e terminal de controle. O sistema possui uma unidade sensora de metais pesados e microelementos que se conecta a uma outra unidade sensora de agrotóxicos do solo. O mecanismo da estufa também apresenta tecnologia de transmissão de imagem para realização de análise e processamento de informações a partir de um terminal eletrônico do usuário por aplicativo.

Da mesma forma, tendo em vista um gerenciamento inteligente no que se refere a complementação de luz, ventilação e aquecimento da planta, a estufa agrícola fotovoltaica de Chuai, Qi e Liu (2021), implementa um painel solar flexível, cuja saída armazena energia elétrica e fornece diretamente para um dispositivo de carga no corpo do módulo inversor. O

módulo inversor e o painel solar fotovoltaico flexível são instalados em um suporte da estrutura de aço, satisfazendo a absorção da energia solar em cada seção de tempo e convenientemente para manutenção posterior.

Ainda no âmbito de armazenam de energia, o sistema de iluminação fotovoltaica inteligente para estufa agrícola de Sun e Chen (2017) apresentam uma tecnologia de iluminação fotovoltaica, cujo sistema é composto por uma bateria de armazenamento, um componente de bateria solar, um módulo MPPT (*maximum power point tracking*), uma unidade de controle de carga e descarga, unidade coletora de monitoramento, sistema de monitoramento de gerenciamento de fundo, um controlador centralizado, uma unidade de módulo de escurecimento e uma placa de lâmpada LED. Todos esses itens formam um sistema de iluminação inteligente utilizando energia solar, capaz de alterar o comprimento de onda característico da fonte de luz, de modo a atender diferentes culturas e necessidades diferentes de iluminação.

No que tange a estufa modular energeticamente eficiente de Reichert (2022), a mesma apresenta em sua composição, um módulo fotovoltaico projetado para ser parcialmente transparente e ajustável em termos de claridade. A estufa modular é composta por vários módulos fotovoltaicos em uma superfície de telhado transparente, sendo que um acumulador de energia é conectado a esses módulos. O inventor ressalta a vantagem da geração de energia elétrica e pela possibilidade de operá-la de forma independente, ainda podendo ser montada rapidamente e com economia de tempo usando os módulos individuais, e a energia gerada pelo módulo fotovoltaico pode ser armazenada para uso posterior.

E por fim, a estufa agrícola de Ducros e Pereira (2017) possui fonte de iluminação composta por LEDs azuis e vermelhos para emissão de luz para o espaço interno, módulo fotovoltaico que fornece energia elétrica à fonte de luz e sensor de luz que mede o espectro luminoso recebido pelas plantas. Um módulo fotovoltaico flexível fornece energia elétrica à fonte de luz e um sensor de luz mede um espectro luminoso recebido pelas plantas. O módulo fotovoltaico flexível fornece a energia elétrica para a fonte de luz, e o sensor de luz mede o espectro luminoso recebido pelas usinas para que a produção das usinas possa ser otimizada no tipo desértico desfavorável ou meio poluído.

5 CONCLUSÃO

As estufas agrícolas tem sido cada vez mais usadas ao redor do mundo. O cultivo em ambiente controlado é uma saída para países que não possuem grandes extensões territoriais, terras agricultáveis e população volumosa, sendo indispensável a produção de alimentos para suprir a demanda, ademais se faz necessário potencializar o uso das estufas agrícolas ao agregar tecnologias, deixando de lado a estufa tradicional e a tornando uma estufa inteligente e eficiente energeticamente.

Sendo assim, o quesito inovação pode ser visto aos passos em que se incrementa a tecnologia fotovoltaica em estufas agrícolas, por vezes fazendo uso de maneira inteligente da energia gerada pelo sistema, com o propósito de torna-la eficiente energeticamente, tendo em vista que muitas dessas estufas são ditas também como estufas inteligentes e que dessa forma possuem outros sistemas de controle que são alimentados pela energia.

Para tanto, os achados deste estudo no âmbito das patentes, ressaltaram a implementação da tecnologia fotovoltaica em estufas agrícolas. A constatação foi que a representatividade das patentes depositadas ao redor do mundo está na China, que elencou quase 90% dos resultados apresentados, denotando esforços dessa população no contexto inventivo da temática.

A análise descritiva das invenções trouxe diversas caracterizações no uso do sistema fotovoltaico para estufas agrícolas ao contextualizar acerca de um modelo de refração com coleta de luz para eficiência da iluminação e concentração da luz solar, fonte de iluminação composta por LEDs azuis e vermelhos, bem como um dispositivo de conversão fototérmica e fotoelétrica que objetiva extinguir o conflito entre a fotossíntese da planta e a própria geração de energia fotovoltaica.

Algumas patentes foram discriminadas por seus inventores também no âmbito das “*smart greenhouses*” por apresentarem mecanismos de controle e monitoramento em tempo real por meio de sensores, centro de coleta de dados para gerenciamento da energia gerada e residual, tecnologia de transmissão de imagem, bem como pela recorrência do processo de armazenagem da energia junto a componentes e módulos.

Dessa forma, tendo em vista a temática apresentada em elencar de maneira descritiva no âmbito da propriedade intelectual, as inovações no uso de sistema fotovoltaico em estufas inteligentes e eficientes se propõe como estudo futuro a análise de outras tecnologias aplicada ao universo das estufas agrícolas, trazendo à tona mecanismos de automatização e soluções tecnológicas no que tange o ambiente da agricultura inteligente.

REFERÊNCIAS

ALINEJAD, T.; YAGHOUBI, M.; VADIEE, A. Thermo-environomic assessment of an integrated greenhouse with an adjustable solar photovoltaic blind system. **Renewable Energy**, [S.L.], v. 156, p. 1-13, ago. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.renene.2020.04.070>.

ALLARDYCE, Claire S. *et al.* The influence of greenhouse-integrated photovoltaics on crop production. **Solar Energy**, [S.L.], v. 155, p. 517-522, out. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2017.06.044>.

BUITENHUIS, A.J.; PEARCE, J.M.. Open-source development of solar photovoltaic technology. **Energy For Sustainable Development**, [S.L.], v. 16, n. 3, p. 379-388, set. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.esd.2012.06.006>.

CERRI, Carlos Eduardo P. *et al.* Tropical agriculture and global warming: impacts and mitigation options. **Scientia Agricola**, [S.L.], v. 64, n. 1, p. 83-99, fev. 2007. FapUNIFESP (SciELO). <http://dx.doi.org/10.1590/s0103-90162007000100013>.

CHUAI, X; QI, M; LIU, Z. **Integrated photovoltaic agricultural greenhouse for maintenance, has flexible solar panel whose current output stores electric energy in energy storage device, and directly supplies power to load device in body of inverter module**. Depositante: Jilin Agric Sci & Technology College (Jili-Non-Standard). CN n. CN215346107-U. Depósito: 24 maio 2021. Concessão: 31 dez. 2021. Concessão: 15 set. 2017.

DUCROS, C; A PEREIRA,. **Agricultural greenhouse, has light source comprising blue and red LEDs for emitting light into interior space, photovoltaic module supplying electrical energy to light source, and light sensor measuring luminous spectrum received by plants**. Depositante: Commissariat Energie Atomique (Coms-C). FR n. FR3042382-A1. Depósito: 16 out. 2015. Concessão: 21 abr. 2017.

EZZAERI, K. *et al.* Performance of photovoltaic canarian greenhouse: a comparison study between summer and winter seasons. **Solar Energy**, [S.L.], v. 198, p. 275-282, mar. 2020. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2020.01.057>.

EZZAERI, K. *et al.* The effect of photovoltaic panels on the microclimate and on the tomato production under photovoltaic canarian greenhouses. **Solar Energy**, [S.L.], v. 173, p. 1126-1134, out. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.solener.2018.08.043>.

GAO, Yuan; DONG, Jianfei; ISABELLA, Olindo; SANTBERGEN, Rudi; TAN, Hairen; ZEMAN, Miro; ZHANG, Guoqi. Modeling and analyses of energy performances of photovoltaic greenhouses with sun-tracking functionality. **Applied Energy**, [S.L.], v. 233-234, p. 424-442, jan. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.apenergy.2018.10.019>.

GARCÍA, Aldo Pardo; GONZÁLEZ, Leonidés Castellanos. AUTOMATIZACIÓN DE AMBIENTES EN INVERNADEROS SIMULANDO ESCENARIOS FUTUROS. **Revista Colombiana de Tecnologías de Avanzada (Rcta)**, [S.L.], v. 1, n. 29, p. 133-137, 27 maio 2017. Universidad de Pamplona. <http://dx.doi.org/10.24054/16927257.v29.n29.2017.2497>.

HEERDT, Mauri Luiz; LEONEL, Vilson. **Metodologia científica e da pesquisa**: livro didático. 2007.

HU, Z. **Energy intelligent greenhouse, has photovoltaic controller that is used for controlling power generation device and electric energy storage device to directly supply electric energy to electric device in target priority level sequence table**. Depositante: Runtai New Energy Group Co Ltd (Runt-Non-Standard). CN n. CN113849015-A. Depósito: 08 out. 2021. Concessão: 28 dez. 2021.

KAZMERSKI, Lawrence L. Solar Photovoltaics: living a technology from research curiosity to reality. **Comprehensive Renewable Energy**, [S.L.], p. 8-33, 2022. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-12-819727-1.00073-x>.

LI, J *et al.* **Greenhouse photovoltaic thermal shading device, has temperature sensor hung in room and photovoltaic thermal plate for converting solar radiation energy into electric energy and heat energy by storage battery and heat storage box**. Depositante: Univ Lanzhou Technology (Uylz-C). CN n. CN111820046(A). Depósito: 31 jul. 2020. Concessão: 27 out. 2020.

Manual de Oslo: Diretrizes Para Coleta, Relatórios Usando Dados Na Inovação. 4ª edição. 2018. OCDE/Eurostat.

MARUCCI, Alvaro *et al.* A combination of agricultural and energy purposes: evaluation of a prototype of photovoltaic greenhouse tunnel. **Renewable And Sustainable Energy Reviews**, [S.L.], v. 82, p. 1178-1186, fev. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2017.09.029>.

MATTOS, João Roberto Loureiro de; GUIMARÃES, Leonam dos Santos. **Gestão da Inovação**: uma abordagem prática. São Paulo: Saraiva, 2005. 278 p.

REICHERT, W. **Energy-efficient modular greenhouse, has photovoltaic module is designed to be partially transparent or adjustable in terms of transparency, while first frame element and a second frame element are arranged parallel to each other**. DE n. DE102020118210-A1. Depósito: 10 jul. 2020. Concessão: 13 jan. 2022.

RODRIGUES, William Costa et al. Metodologia científica. **Faetec/IST. Paracambi**, p. 2-20, 2007.

RUIZ, João Álvaro. Metodologia científica. **Guia para eficiência nos estudos**, v. 4, 1996.

SILVA, Fabiane Padilha da *et al.* **Gestão da Inovação**. Porto Alegre: Sagah, 2018. 221 p. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788595028005/pageid/2>. Acesso em: 22 fev. 2022.

SUN, Y; CHEN, X. **Intelligent photovoltaic illuminating system for agricultural greenhouse, has charging/discharging control unit connected with centralized controller and dimming module unit to generate LED driving signal for providing electric energy**.

Depositante: Shanghai Surpass Sun Electric Co Ltd (Shan-Non-Standard). CN n. CN205938915-U. Depósito: 26 jan. 2016. Concessão: 08 fev. 2017.

TIDD, Joe; BESSANT, John. **Gestão da Inovação**. 5. ed. Porto Alegre: Bookman, 2015. 633 p.

TIGRE, Paulo. **Gestão da Inovação - Uma Abordagem Estratégica, Organizacional e de Gestão de Conhecimento**. Rio de Janeiro: Grupo GEN, 2019. 9788595150812. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788595150812/>. Acesso em: 22 fev. 2022.

WANG, G *et al.* **Intelligent agricultural greenhouse photovoltaic comprehensive application system, has external protection module arranged with film and transparent material, and power supply connected with energy storage module and control terminal**. Depositante: Univ Qingdao Technology (Uqdt-C) And Shandong Donge Aoxing Solar Energy Techn (Shan-Non-Standard). CN n. CN107168419-A. Depósito: 22 maio 2017.

WU, H; WU, X. **Photovoltaic greenhouse for creating sealed light-transmitting space for plant growth, has control mechanism utilizing light transmission component to collect light energy and to convert into electric energy to control temperature and humidity in greenhouse**. Depositante: Hejiang Honglian Agric Co Ltd (Heji-Non-Standard). CN n. CN213153144-U. Depósito: 24 set. 2020. Concessão: 11 maio 2021.

XUE, Jinlin. Photovoltaic agriculture - New opportunity for photovoltaic applications in China. **Renewable And Sustainable Energy Reviews**, [S.L.], v. 73, p. 1-9, jun. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2017.01.098>.

YANO, Akira; COSSU, Marco. Energy sustainable greenhouse crop cultivation using photovoltaic technologies. **Renewable And Sustainable Energy Reviews**, [S.L.], v. 109, p. 116-137, jul. 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.rser.2019.04.026>.

ZHANG, Chi; YAN, Jinyue. Business Model Innovation on the Photovoltaic Water Pumping Systems for Grassland and Farmland Conservation in China. **Energy Procedia**, [S.L.], v. 61, p. 1483-1486, 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.egypro.2014.12.152>.

ZHANG, Kai; YU, Jihua; REN, Yan. Demand side management of energy consumption in a photovoltaic integrated greenhouse. **International Journal Of Electrical Power & Energy Systems**, [S.L.], v. 134, p. 107433, jan. 2022. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijepes.2021.107433>.

ZHOU, J; LIU, S; RUI, L; YE, J. **Agricultural greenhouse refracted frequency concentration photovoltaic system has frequency dividing unit that is provided to convert visible light irradiated to photovoltaic cell layer into electrical energy by photovoltaic cell layer**. Depositante: Wuhan Fenghuo Fuhua Electric Co Ltd (Wuha-C). CN n. CN206314302-U. Depósito: 04 nov. 2016. Concessão: 11 jul. 2017.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
25th International Forging Conference

24ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 11ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 8º Congresso do BrDDRG

24th National Sheet Metal Forming Conference / 11th International Sheet Metal Forming Conference / 8th BrDDRG Congress

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
11th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 5, 6 e 7 de outubro de 2022 / October 5-7, 2022

INOVAÇÃO E SUSTENTABILIDADE: ENERGIA SOLAR NA CONSTRUÇÃO CIVIL

Júlia Hartmann Mozetic ⁽¹⁾

RESUMO

A sustentabilidade é um tema recorrente no meio da construção civil. O setor é responsável pela geração de grandes volumes de resíduos e utilização de recursos naturais. As fontes renováveis de energia, ainda que sejam estudadas há muito tempo, ainda são pouco integradas com a construção civil. A energia solar fotovoltaica está se tornando mais comum e presente nas discussões sobre inovação e nas aplicações em residências, empresas, indústrias, fachadas e estacionamentos. O presente trabalho tem por objetivo apresentar um panorama da aplicação da energia solar fotovoltaica no mercado da construção civil.

Palavras-chave — energia solar fotovoltaica, construção civil, edificação sustentável, inovação

1. INTRODUÇÃO

A construção civil é nacionalmente reconhecida como um dos setores que mais gera empregos formais no Brasil. Segundo IBGE (2022), mais de 2 milhões de pessoas foram empregadas pelo setor da construção civil no ano de 2020. Além de acompanhar as mudanças da sociedade, o ramo da construção precisa constantemente se moldar as complexidades e exigências das novas gerações nos quesitos inovação e sustentabilidade. A Agenda 2030, criada em 2015 pela Cúpula de Desenvolvimento Sustentável da Organização das Nações Unidas (ONU), prevê os 17 Objetivos de Desenvolvimento Sustentável (ODS). Dentre eles, a energia limpa e acessível em conjunto com cidades e comunidades sustentáveis, incentiva, no caso da construção civil, a utilização da energia solar para aquecimento de água e produção de energia nas edificações.

A Resolução Normativa 482/2012 da ANEEL impulsionou o mercado da energia solar fotovoltaica no Brasil, permitindo que o consumidor gere sua própria energia por meio de fontes renováveis. Segundo a Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica (ABSOLAR) em 2012 a geração de energia proveniente do sol atingia cerca de 7 MW de potência. Dez anos depois, em 2022, o Brasil atingiu a marca de um pouco mais de 18 MW de potência instalada. Ainda que os materiais para implantação do sistema fotovoltaico representem quase 70% do valor investido, o custo vem diminuindo ao passo que surgem novas tecnologias e incentivos fiscais por parte do governo federal, como a redução das taxas de juros para empréstimos destinados a este fim.

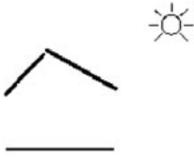
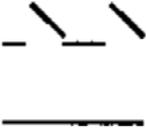
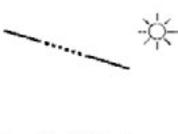
O presente trabalho tem por objetivo apresentar um panorama atual da interface entre a energia solar e sua aplicação na construção civil.

2. PANORÂMA DA ENERGIA SOLAR NA CONSTRUÇÃO CIVIL

Uma edificação energeticamente sustentável é aquela que apresenta seu balanço de energia igual a zero, ou seja, o valor consumido é igual o valor gerado através de fontes renováveis (Almutairi *et al.*, 2022). O potencial brasileiro de geração de energia elétrica através da fonte solar é quase o dobro se comparado com a Alemanha que é líder na geração de energia fotovoltaica (ROSA A.R., GASPARIN F. P., 2016).

O mercado de geração de energia solar fotovoltaica é dividido em dois principais grupos. Sistemas solares fotovoltaicos com capacidade instalada de até 5MW estão no grupo da Geração Distribuída (GD). Este grupo inclui os sistemas instalados em casas, condomínios, prédios residenciais e comerciais na modalidade de microgeração e até usinas de pequeno e médio porte na modalidade de minigeração. Sistemas acima de 5MW são classificados como usinas de grande porte e fazem parte da Geração Centralizada (GC), que comercializam a energia produzida no ambiente de contratação livre (ACL) através de negociações abertas, ou no ambiente de contratação regulada (ACR) vendendo a energia produzida em leilões regulados pelo governo (ABSOLAR, 2022).

A vida útil de um painel fotovoltaico garantida pelos fabricantes é de 25 a 30 anos. Por resistirem a exposição a chuvas, ondas de calor e outros eventos climáticos, os painéis se adequam na aplicação como envoltório das edificações. Além de gerar eletricidade, funcionam como um elemento da arquitetura da edificação na cobertura de telhados, janelas ou fachadas (Rüther, 2004). Thomas et al. (1999) apresentou nove tipos de integração entre edificação e sistema fotovoltaico conforme Figura 1.

Telhado inclinado		
Telhado com painéis integrados		
Painéis em instalação em laje de cobertura		
Painéis instalados em fachada curva		
Átiro		

Fachada PV vertical		
Fachada PV com janelas		
PV inclinados com janelas		
Fachada inclinada		
Brisas PV fixos		
Brisas PV móveis		

Figura 1. Tipos de edifícios solares (Fonte: adaptado de THOMAS e GRANIER, 1999)

2.1. Sistemas Unifamiliares e Multifamiliares

Os sistemas solares unifamiliares têm por característica a baixa potência e o local de instalação, normalmente nos telhados das residências acima do revestimento pré-existente. Esse modelo de sistema vem crescendo cada vez mais à medida que o custo da energia produzida aumenta bem como a tarifa cobrada pelas concessionárias locais (Dantas, 2018). Os sistemas solares multifamiliares por sua vez são empregados para utilização nas áreas comuns de condomínios com múltiplos moradores, dimensionado para atender o consumo energético de locais como o hall de entrada e elevadores por exemplo.

No modelo residencial os consumidores são enquadrados no subgrupo B e pagam a tarifa branca que aplica valores diferenciados em função do horário e dia da semana, ou seja, o valor em R\$/kWh cobrado é maior em horários de ponta e menores em horários de fora de ponta (ANEEL, 2022). Sistemas solares fotovoltaicos residenciais apresentam a peculiaridade de que boa parte da energia produzida no horário de maior incidência solar não é consumida instantaneamente.

2.2. Sistemas Comerciais e Industriais

Os sistemas comerciais e industriais apresentam seu perfil de consumo mais próximo ao da geração do sistema solar fotovoltaico de forma que a energia produzida é na maioria das vezes

consumida de forma instantânea (Rüther, 2004).

A Figura 2 apresenta a *Arena Umwelt* localizada na Suíça, reconhecida como centro de excelência de questões ambientais, energéticas e mobilidade sustentável. A edificação tem sua cobertura revestida 3663 painéis fotovoltaicos de tamanho padrão e 1644 painéis de formato especial. Devido à combinação do maior sistema fotovoltaico integrado ao edifício da Suíça e tecnologia de construção inovadora, a arena ambiental produz cerca de 40% mais energia do que precisa para sua própria operação.



Figura 2. Arena Umwelt (Fonte: MEYER, 2015)

2.3. Sistemas de *Carport*

O sistema de *Carport*, também conhecido como estacionamento solar, é composto por uma estrutura de garagem em aço galvanizado com perfis de alumínio de tamanho personalizado conforme o tamanho dos painéis fotovoltaicos a serem instalados. Em 2021 na cidade de Baltimore nos Estados Unidos, a loja de mobiliário doméstico IKEA instalou no seu estacionamento um sistema de *Carport* que diminui cerca de 84% da energia consumida pelo estabelecimento.



Figura 3. Estacionamento solar nos Estados Unidos da loja IKEA

Os sistemas de *Carport* também vem sendo utilizados como fonte de abastecimento de veículos. Em 2020 a BYD, empresa de origem chinesa, vendeu o primeiro ônibus elétrico abastecido por energia solar para a operadora de energia EDP no Ceará. A recarga das baterias é feita por 183 placas solares e permitem ao veículo uma autonomia de aproximadamente 300 quilômetros.



Figura 4. Estacionamento solar para abastecimento de ônibus elétrico

2.4. Fachadas Solares

Os painéis fotovoltaicos podem ter como aplicação de revestimento do envoltório das edificações, compondo as fachadas solares. O sistema solar vem competindo com outros materiais nobres de revestimento de fachadas, uma vez que além da aparência estética positiva ele gera energia no local de consumo.

No ano de 2020, 850 metros quadrados de painéis fotovoltaicos revestiram a fachada do Centro de Pesquisas e Eficiência Energética (CPEE) do Grupo CAO de veículos automotores em Anápolis, Goiás. A energia gerada pela fachada solar abastece na sua totalidade o consumo de energia elétrica demandada pela edificação mensalmente.



Figura 5. Fachada solar do CPEE em Anápolis, Goiás

3. CONCLUSÕES

O panorama apresentado evidencia a presença consolidada da energia solar fotovoltaica integrada às edificações. Ainda que estejam surgindo novas tecnologias focadas em baratear e popularizar os sistemas de geração própria de energia, a energia solar já é uma realidade na vida das pessoas. Seja no sistema residencial, em prédios comerciais, industriais ou até mesmo em fachadas e estacionamentos, grande parte da população brasileira conhece os benefícios e vantagens da utilização dos painéis fotovoltaicos para geração de energia. Verificou-se que existe uma tendência ao longo do tempo que surjam inovações que permitam ainda mais a integração das edificações com os sistemas sustentáveis de geração de energia.

REFERÊNCIAS

- Almutairi, K., Aungkulanon, P., Algarni, S., Alqahtani, T., e Keshuov, S. A. (2022) Solar irradiance and efficient use of energy: Residential construction toward net-zero energy building. *Sustainable Energy Technologies and Assessments*, 53. doi:10.1016/j.seta.2022.102550
- ANEEL. (2022) Entendendo a tarifa. Obtido 18 de setembro de 2022, de <https://www.gov.br/aneel/pt-br/assuntos/tarifas/entenda-a-tarifa/postos-tarifarios>
- Dantas, S. G. (2018) *VIABILIDADE ECONÔMICA DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS NO BRASIL E POSSÍVEIS EFEITOS NO SETOR ELÉTRICO*.
- Robson Oliveira da Rosa -, A. (2016) *PANORAMA DA ENERGIA SOLAR FOTOVOLTAICA NO BRASIL*. *Revista Brasileira de Energia Solar Ano (Vol. 7)*.
- Rüther, R. (2004) *Edifícios Solares Fotovoltaicos*. (1º ed, Vol. 1). UFSC, Florianópolis.
- Thomas, R., Grainger, T., Clegg, F., e Brewery, A. B. (1999) *Max Fordham & Partners In Association with Feilden Clegg Architects Photovoltaics in Buildings A Design Guide ii Photovoltaics in Buildings A Design Guide*.



Projeto de desenvolvimento de ferramentas para compactação de nanoplacas de grafeno balanceadas com Fe, Ni e Nb para fabricação pela Metalurgia do Pó Convencional para uso em baterias

C. A. O. Motta ⁽¹⁾
J. de Souza ⁽²⁾
D. L. Cardoso ⁽³⁾
S. M. Momberger ⁽⁴⁾
R. E. Rossini ⁽⁵⁾
A. F. Bueno ⁽⁶⁾
L. Schaeffer ⁽⁷⁾

RESUMO

A aplicação do grafeno está sendo desenvolvida em diversas áreas tecnológicas, como construção civil, energia, telecomunicações, medicina e eletrônica. O material possui alta condutividade elétrica, o que pode indicar a possibilidade de aplicação em baterias de alta capacidade. Este artigo teve como objetivo desenvolver um conjunto de ferramentas para a compactação de placas de bateria de Fe, Ni, Nb e nanoplacas de grafeno balanceadas entre si, para uso no processo convencional de metalurgia do pó. As referências dimensionais foram obtidas a partir de placas de baterias FeNi utilizadas comercialmente, o que permitiu a concepção do projeto.

Palavras-chave — Nióbio, Baterias, Grafeno, Metalurgia do Pó, Níquel

ABSTRACT

The application of graphene is being developed in several technological areas, such as civil construction, energy, telecommunications, medicine and electronics. The material has high electrical conductivity, which may indicate the possibility of application in high-capacity batteries. This article aimed to develop a set of tools for the compaction of Fe, Ni, Nb battery plates and graphene nanoplates balanced with each other, for use in the conventional powder metallurgy process. Dimensional references were obtained from commercially used FeNi battery plates, which allowed the design of the project.

Key words — Niobium, Batteries, Graphene, Powder Metallurgy, Nickel

- (1) Master Manufacturing Processes; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.
- (2) Prof. Dr. Ing.; Liberato Salzano Vieira da Cunha Technical School, Brazil.
- (3) Student Technician; Liberato Salzano Vieira da Cunha - Technical School, Brazil.
- (4) Student Technician; Liberato Salzano Vieira da Cunha - Technical School, Brazil.
- (5) Prof. Dr. Ing.; Mechanical Engineer; State University of Rio Grande do Sul, Brazil.
- (6) Prof. Dr. Ing.; Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.
- (7) Prof. Dr. Ing.; Mechanical Engineer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

1. INTRODUÇÃO

Os processos de fabricação vêm ofertando inúmeras inovações tecnológicas, sobretudo com foco na capacidade produtiva e desenvolvimento de processos mais ecologicamente corretos. A capacidade produtiva segundo [1],[2], está baseada nas estratégias de mercado que influenciam na variedade e quantidade de produtos ou serviços que podem ser entregues em um determinado período de tempo.

Muitas empresas, conforme [3], que estão visando a elevação nos seus lucros, buscam uma maior assertividade na qualidade de produtos e rapidez de entrega, investindo nas fábricas inteligentes. Nessas fábricas a tecnologia e a inovação fazem parte do cotidiano, ofertando a fabricação de variados tipos de produtos em menores tempos.

O mercado de veículos elétricos apresenta segundo dados obtidos por [4], [5], um crescimento exponencial na sua demanda. Dados observados mostraram que desde o ano de 2005, em especial nos países com maior renda per capita, houve um crescimento de 39,2% na aquisição desses bens na Noruega, na Islândia com 11, 7% e a Suécia com 6,3%. O sucesso do mercado dos veículos automotores elétricos está diretamente relacionado ao desempenho das baterias. Elas vêm se tornando um item de intensa pesquisa com vistas a qualidade, confiabilidade e durabilidade com viés no equilíbrio ambiental, seguindo a tendência das necessidades globais de redução emissões de poluentes e do uso racional de recursos, [4]. O entendimento do cenário atual, vislumbrando o 'futuro', segundo o mesmo autor, é de importante valia para que as pesquisas envolvendo o desenvolvimento de baterias de alto desempenho para autos elétricos sejam assertivas.

Existem baterias já desenvolvidas e em uso nos carros elétricos como as baterias de íon de Lítio (LIBs) e Lítio-Cobalto (LCO) esse último em modelos elétricos Tesla, [6] e de Lítio, Ferro Cobalto, Níquel e Manganês que apresentam elevada capacidade específica teórica (~330 Ah/kg), todavia, vem apresentando baixo desempenho cíclico [7].

O Nióbio em baterias de íon de Lítio vem sendo uma opção de estudos na construção de baterias de alto desempenho por ofertar cargas rápidas, aumento das densidades de potência e de armazenamento de energia [8]. O grafeno, é um dos nanomateriais que vem recebendo espaço nas pesquisas e aplicações voltadas ao uso em acumuladores de energia e supercapacitores, devido sua capacidade de acúmulo de energia sobre variados sistemas eletroquímicos, segundo relata [9].

Em consequência à crescente demanda de autos elétricos faz-se então a necessidade de se obter maiores eficiências, sobretudo do processo de fabricação das baterias. Os desafios dos projetos de baterias de alto desempenho para autos elétricos devem considerar premissas que vão desde a combinação de materiais para o máximo desempenho, processos rápidos e confiáveis de fabricação e segurança, [10], até sua capacidade de abastecimento para as cadeias produtivas, conforme preconiza a Comissão Europeia em sua divulgação de lista de materiais de alto risco de abastecimento global [11].

Dessa forma, seguindo a tendência mundial de pesquisas e inovações, o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) vem atuando também em linhas de pesquisas que possam trazer competitividade a indústria brasileira, inovando na geração de produtos e processos, como a metalurgia do pó.

O desenvolvimento de ferramentas para a geração de placas para veículos automotores, em especial elétricos pelo processo da metalurgia do pó convencional será o tema central dessa pesquisa. O modelamento virtual das placas, a partir da reengenharia, o modelamento virtual das ferramentas para compactação das placas e o balanço mássico inicialmente proposto para a geração das primeiras placas com grafeno em suas formulações será abordado nessa pesquisa.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho teve como objetivo principal o desenvolvimento virtual de placas anódicas e catódicas e o desenvolvimento virtual das ferramentas que serão utilizadas para a compactação

dessas placas. Também foi objetivo central dessa pesquisa apresentar o balanço de massa entre os elementos ferro, nióbio, níquel e grafeno que formarão os compostos que servirão como material de estudo das baterias a serem produzidas pelas placas obtidas por metalurgia do pó convencional.

Os materiais que foram utilizados para o balanceamento das placas de baterias obtidas por metalurgia do pó foram o Ferro, Níquel, Nióbio e o nano pó de Grafeno UGZ-1001 da empresa UCSGRAPHENE com 93,2% de pureza obtido por esfoliação em fase líquida. O grafeno descrito apresenta as propriedades físicas mostradas na tabela 1.

Tabela 1: Propriedades do Grafeno UGZ – 1001

Cor		Cinza
Aspecto		Pó
Odor		Inodoro
Carbono (% em massa)		>= 93,2
Umidade (% em massa)		0,344 ± 0,051
Cinzas (% em massa)		6,81 ± 0,23
Área Superficial	Específica (BET)	11,25 m ² /g

O balanço de massa foi ajustado para geração de três compostos codificados como composto A, B e C e o percentual de cada elemento em massa nos três compostos são apresentados na tabela 2.

Tabela 2: Balanço de massas para geração das placas

Compostos	% Ferro	%Níquel	%Nióbio	%Grafeno
A	99,8	NA	NA	0,2
B	75	NA	25	NA
C	75	25	NA	NA

*NA = Não Aplicado

2.1 Métodos Usados na Pesquisa

Para o atendimento do projeto de geração de placas de Fe, Ni, Nb e grafeno para baterias de veículos automotores pelo processo da metalurgia do pó convencional, foram necessários seguir uma sequência ordenada de tarefas, iniciando pelo projeto do conjunto de ferramentas e do invólucro que são apresentadas nos subcapítulos seguintes.

2.2 Modelagem Virtual das placas A,B e C obtidas por metalurgia do pó

As placas dos compostos A, B e C desenvolvidas pelo processo da metalurgia do pó convencional, visando a aplicação em baterias, foram projetadas a partir das placas comerciais de FeNi figura 1(a) e terão as suas dimensões conforme apresentado na figura 1(b).

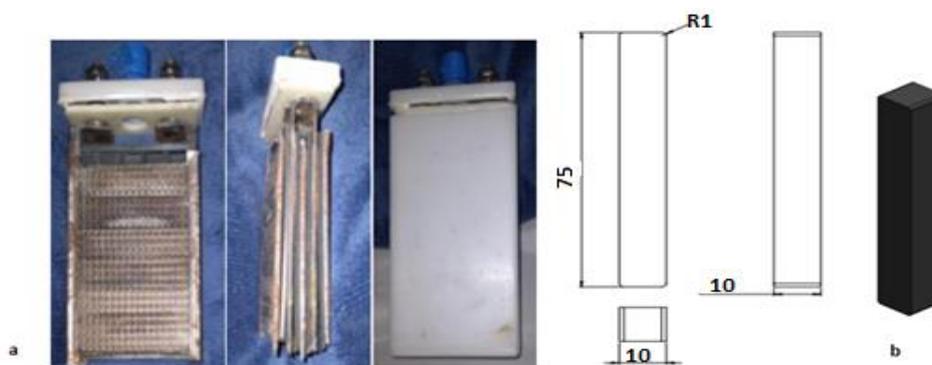


Figura 1: (a) Bateria Comercial de FeNi; (b) Projeto virtual das placas A,B e C, para compactação via metalurgia do pó convencional.

A Quantidade de placas que serão necessárias para os testes de aplicação das baterias serão definidas através de testes de aplicação tomando como base baterias comerciais de 1.2 V. As propriedades mecânicas iniciais das placas terão como referência o elemento de maior percentual em massa, que para todas as ligas balanceadas é o elemento ferro. Os níveis de porosidade das placas compactadas estarão intrinsecamente associados a densificação do compactado.

2.3 Modelagem Virtual das Ferramentas para Compactação das Placas

Uma vez que fora definido a geometria das placas, realizou-se o projeto das ferramentas visando a geração pelo processo da metalurgia do pó Convencional. Para o atendimento dos requisitos de projeto das ferramentas, fatores de importância na fabricação desse tipo de ferramentas tiveram que ser cuidadosamente consideradas. Um conjunto de ferramentas para esse processo não deve apresentar cantos vivos e devem possuir ângulos de extração em torno de 2° (graus) e o mínimo de raio tanto em bordas internas como nas externas para evitar deslocamento das peças compactadas ou regiões de elevada tensão que possam vir a prejudicar a densificação das peças compactadas.

Para a geração das placas foi necessário também considerar a capacidade de prensagem do equipamento onde ocorrerão as compactações e a região de assentamento e apoio das ferramentas Figura 2(a). Na figura 2(b) são apresentados o modelamento virtual do conjunto das ferramentas que serão usadas para a fabricação das placas A, B e C para as baterias.

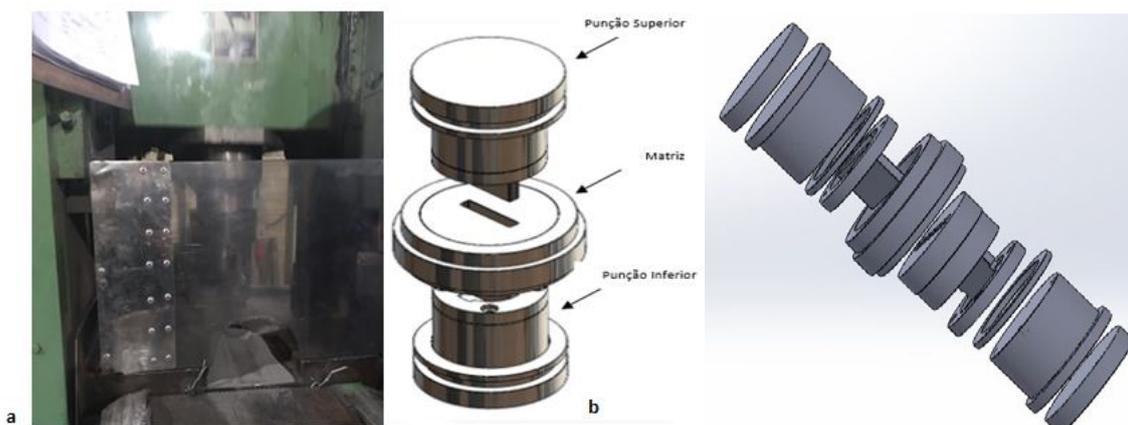


Figura 2: (a) Equipamento de compactação; (b) Projeto virtual das ferramentas para compactação das placas A, B e C.

2.4 Modelagem Virtual do invólucro da bateria teste

A realização dos testes de funcionamento da bateria com uso das placas obtidas pelas ligas A, B e C via metalurgia do pó convencional dar-se-á através de um invólucro com dimensões aproximadas ao da bateria de FeNi de 1.2V de uso comercial que servirá como modelo para discussões de resultados futuros obtidos. O invólucro das placas para geração da bateria foi modelado virtualmente segundo modelo já disponível no LdTM da UFRGS. O invólucro que será usado para os testes, pode ser visto na figura 3(a). Na figura 3(b) é apresentado o modelamento virtual realizado para a fabricação de invólucros, visando a realização de testes simultâneos. Além da simultaneidade dos testes a fabricação de invólucros permite que cada liga seja ensaiada em 'caixas' diferentes, tornando mais ágeis os testes e as coletas de resultados.

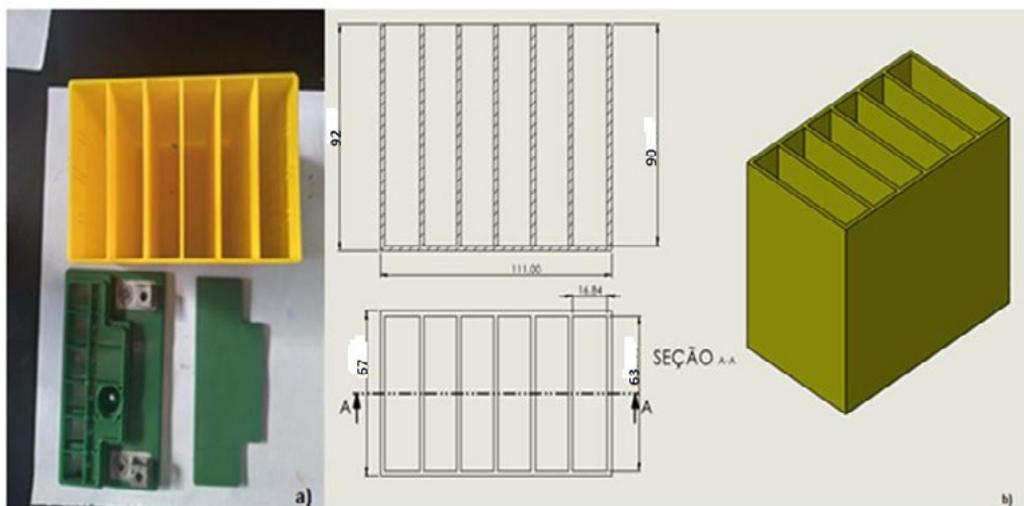


Figura 3: (a) Invólucro de bateria para testes de aplicação em laboratórios; (b) Projeto virtual dos invólucros da bateria para testes

Conclusão

A pesquisa desenvolvida e apresentada propôs a elaboração de um processo virtual com vistas a geração de placas para baterias de veículos automotores pelo processo da metalurgia do pó convencional, com ligas balanceadas por Fe, Ni, Nb e Nano pó de grafeno. Os modelamentos virtuais tiveram como referência as placas de FeNi de baterias comerciais automotivas de 1.2V, permitindo a idealização do conjunto de ferramentas para compactação dos modelos para teste. Os dimensionais da cavidade do pó solto na matriz, bem como a geometria dos punções de compactação e extração tiveram que atender as premissas de ajustes e tolerâncias descritas pela Norma Brasileira 6158 /1994 da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) que define os sistemas de tolerâncias e ajustes e os requisitos de fabricação de ferramentas sugeridas no subcapítulo 2.3. O modelo físico do invólucro de testes de baterias disponível no LdTM (Laboratório de Transformação Mecânica) da UFRGS juntamente com o modelo físico da bateria comercial, foram usados para o dimensionamento das placas, o que permitirá a fabricação de novos invólucros em caso de necessidade de outros testes.

AGRADECIMENTOS

Este artigo faz parte de vários estudos de um grupo de Pesquisadores, Professores e estudantes de Engenharia do Brasil. O grupo de pesquisa vem recebendo apoio econômico de empresas do setor de metalurgia pó e fabricante de nano pós de grafeno.

REFERÊNCIAS

- [1]. COURA, A. F., ESTUDO DA CAPACIDADE PRODUTIVA NO PROCESSO DE UMA INDÚSTRIA DE FERRAMENTAS: UM ESTUDO DE CASO. Trabalho de Conclusão de Curso. UTFP – 2016.
- [2]. SCHULZ, K. J., PIATAK, N. M., PAPP, J. F. (2017). Niobium and tantalum (No. 1802-M). US Geological Survey.
- [3]. SIGAHI, T.F., ANDRADE, B. A Indústria 4.0 na Perspectiva da Engenharia de Produção no Brasil: Levantamento e Síntese de Trabalhos Publicados em Congressos Nacionais. XXXVII ENCONTRO NACIONAL DE ENGENHARIA DE PRODUÇÃO. Joinville, SC, Brasil, 10 a 13 de outubro de (2017).
- [4]. MARTINS, L. S., GUIMARÃES, L. F., BOTELH, A. B., TENÓRIO, J. A. S., ESPINOS, D. C. R. (2021). Electric car battery: An overview on global demand, recycling and future approaches towards sustainability. Journal of Environmental Management, 295, 113091. doi:10.1016/j.jenvman.2021.11309

- [5]. IEA, 2020b. Number of Electric Cars in Circulation in Selected Countries, 2013-2017 [WWW Document]. URL. <https://www.iea.org/data-and-statistics/charts/number-of-electric-cars-in-circulation-in-selected-countries-2013-2017>.
- [6]. HARPER, G., SOMMERVILLE, R., KENDRICK, E., DRISCOLL, L., SLATER, P., STOLKIN, R., WALTON, A., CHRISTENSEN, P., HEIDRICH, O., HOLMBERG, K. A. L. E. The impact of tribology on energy use and CO₂ emission globally and in combustion engine and electric cars. (2019). *Tribol Int* 2019;135:389–96. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.03.024>.
- [7]. XU, L., CHEN, C., FU, M. L., 2020. Separation of cobalt and lithium from spent lithium-ion battery leach liquors by ionic liquid extraction using Cyphos IL-101. *Hydrometallurgy* 105439. <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2020.105439>
- [8]. ALBUQUERQUE, A. V. O Nióbio nas baterias de íons de lítio. 8^o SIMPÓSIO SAE BRASIL DE VEÍCULOS ELÉTRICOS E HÍBRIDOS, 13 de Agosto de 2019, São Paulo – Brasil.
- [9]. IVANOVICH, H. F., BUENO, A. F., BUSARELLO, T. D. C., PÉRES, A. BATERIAS ESTRUTURAIS E SUAS APLICAÇÕES EM VEÍCULOS ELÉTRICOS: UMA REVISÃO. 39^o SENAFOR, 23rd International Forging Conference – Brazil, 9th International Sheet Metal Forming Conference/ 9th International Sheet Metal Forming Conference/ 6th BrDDRGCongress, 9th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2nd International Conference on Surface Engineering in Material Forming (2020).
- [10]. SHU X, GUO Y, YANG W, WEI K, ZHU G (2021). Life cycle assessment of the environmental impact of batteries used in pure electric passenger cars. *Energy Reports*, 7, 2302–2315. [doi:10.1016/j.egyr.2021.04.038](https://doi.org/10.1016/j.egyr.2021.04.038)
- [11]. KEERSEMARKER M. (2020) Critical Raw Materials. In: Suriname Revisited: Economic Potential of its Mineral Resources. Springer Briefs in Earth Science. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-40268-6_9