# 45º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026


EXPEDIENTE
EQUIPES ORGANIZADORAS
PROMOÇÃO
CONTATOS
APOIO
SESSÃO DE ABERTURA


## FORJAMENTO

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**

## CHAPAS / Brddrg

**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC**
**12º Congresso do BrDDRG**

## RENOMAT

**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT**

## INOVMAT

**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT**

Anais
PROCEEDINGS

45º SENAFOR
Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

FORJAMENTO
29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

CHAPAS / Brddrg
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

RENOMAT
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

INOVMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

**45º SENAFOR**
**Anais do Seminário Nacional de Forjamento**
ISSN 2764-4316

## EXPEDIENTE

O **45º SENAFOR**, nesta edição, abrigou as seguintes conferências:

- **29ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**
- **15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 12º Congresso do BrDDRG**
- **15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
- **4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**

e realizado, em Porto Alegre RS, nos dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026.

Foram apresentadas, além de palestras de professores nacionais e internacionais especialmente convidados, trabalhos técnicos para apresentação oral e em pôster, visitas técnicas programadas e, principalmente, uma área física para exposição de produtos e serviços de importantes empresas apoiadoras e parceiras do SENAFOR.

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.*

# 45º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

**FORJAMENTO**
29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

**CHAPAS / Brddrg**
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

**RENOMAT**
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

**INOVMAT**
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

## COMISSÃO ORGANIZADORA

**Coordenação geral**
Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (UFRGS / CBCM)

**Comitê Organizacional:**
Alex Bueno (UFSC Blumenau, SC)
André Rosiak (UFSC, Florianópolis, SC))
Diego Wermuth (UFRGS Porto Alegre, RS)
Luana de Lucca de Costa (UFRGS Porto Alegre, RS)
Matheus Henrique Riffel (UFRGS Porto Alegre, RS)
Rafael Gustavo Schreiber (UFRGS Porto Alegre, RS)
Rafael Pandolfo da Rocha (UFRGS Porto Alegre, RS

## COMISSÃO ORGANIZADORA POR ÁREA

### FORJAMENTO

**Coordenação:**
Alberto Moreira Guerreiro Brito (LdTM / UFRGS)
**Comitê Técnico-Científico:**
Alisson Duarte da Silva (UFMG)
Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC)
Mathias Liewald (Institute of Metal Forming Technology (IFU) Alemanha)
Paulo António Firme Martins (IST/Universidade de Lisboa, Portugal)
Paulo Roberto Cetlin (UFMG)

### CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / BRDDRG

**Coordenação CICC:**
Alexandre da Silva Rocha (LdTM - UFRGS)
Halston José Mozetic (UFRGS Porto Alegre, RS)
**Coordenação BrDDRG:**
Luis Fernando Folle (UFSM, Santa Maria RS)
**Comissão técnico/cientifica:**
Abel Dias dos Santos (Universidade do Porto, Portugal)
Paulo Victor Prestes Marcondes (UFPR, Curitiba PR)

### RENOMAT

**Coordenação:**
Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS, Porto Alegre RS)
**Program Chair:**
Roderval Marcelino (UFSC, Florianópolis SC)
Vilson Gruber (UFSC Florianópolis SC)
Noé Cheung (UNICAMP Campinas SP)
**Comissão Científica:**
**Manufatura:** Cesar Rolando Nunura (UTEC Universidad de Ingeniería y Tecnología, Lima / Peru)
**Fotovoltaica:** Luis Horacio Vera (Universidad Nacional del Nordeste, Corrientes / Argentina)
**Biomassa:** Gonzalo Mármol de los Dolores (Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja – CSIC, Madrid / Espanha)
**Eólica:** Sérgio Boscato Garcia (PUCRS, Porto Alegre / Brasil)
**Mobilidade Elétrica:** Vicente Mariano Canalli (IEPC-VMC, Caxias do Sul / Brasil)

### INOVMAT

**Coordenação:**
Patrice Monteiro de Aquim (Universidade FEEVALE)
**Comitê Técnico-Científico:**
Anderson Daleffe (UNISATC, Urussanga SC)
Claudia Trindade (FEEVALE)
Cristiane Krause Santin (UFPEL)
Eduardo Cassel (PUCRS)
Everton Hansen (UNISINOS)
Jorge Luis Braz Medeiros (FURG)
Sandra Raquel Kunst (UFRGS, Porto Alegre RS)
Vinicius Martins (IFSUL)

# 45º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

## FORJAMENTO

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

## CHAPAS / Brddrg

15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

## RENOMAT

15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

## INOVMAT

4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

## PROMOÇÃO E REALIZAÇÃO

UFRGS
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

METAL FORMING
CBCM

Brddrg

FUNDAÇÃO LUIZ ENGLERT
PORTO ALEGRE

45º SENAFOR
Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

**FORJAMENTO**

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

**CHAPAS / Brddrg**

15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

**RENOMAT**

15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

**INOVMAT**

4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

## CONTATO / CONTACT

**Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica / CBCM**
***Metalforming Innovation Center / CBCM***
**Universidade Federal do 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.br@gmail.com
Telefone/WhatsApp: +55 (51) 99981-2841

# 45º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

**FORJAMENTO**

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

**CHAPAS / Brddrg**

15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

**RENOMAT**

15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

**INOVMAT**

4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

## APOIO

UNIVERSIDADE FEEVALE
CONHECIMENTO PARA INOVAR O MUNDO

MARISTA

PUCRS ESCOLA POLITÉCNICA

Abipeças Sindipeças

CNPq

FAPERGS

CAPES

## PATROCÍNIO MASTER

PRESSTRADE®

## PATROCÍNIO OURO

cadence

QFORM UK

6 PRO

ECAI

## PATROCÍNIO PRATA

FICEP

INDUCTOTHERM GROUP BRASIL

Lasco
LASCO.COM

CONTEAÇOS

SMS group

GERDAU
O futuro se molda

## MÍDIA APOIADORA

REVISTA DO PARAFUSO

45º SENAFOR
Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 7, 8 e 9 de outubro de 2026

Anais PROCEEDINGS

FORJAMENTO
29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

CHAPAS / Brddrg
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

RENOMAT
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

INOVMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

# SESSÃO DE ABERTURA DO 42º SENAFOR
# *OPENING SESSION*

**ABERTURA**
*Lirio Schaeffer (CBCM – UFRGS)*

**BOAS-VINDAS / Homenagens:**
Homenagens Póstumas:
- *Prof. Dr. Eng. Paulo Regner*
- *Eng. Pedro Schmitt*

Homenagens Especiais
- *Prof. Dr. Eng. Alberto Moreira Guerreiro Brito (LdTM / UFRGS) 40 anos de SENAFOR*
- *VIEMAR Automotive 30 anos*

**VIEMAR 30 anos - trajetória e desafios futuros**
*Juliana Toniolo (VIEMAR Automotive, Viamão RS)*

**Keynote Lectures:**

**Soluções Inteligentes em Aço para o Auto Esporte Nacional (Stock Car, Copa Truck e Rally)**
*Jetson Lemos Ferreira (ArcelorMittal)*

**Macroeconomia Brasileira e as Lições do International Forging Congress Brazilian Macroeconomics and Lessons from the International Forging Congress**
*Silvia Aquino (SINDIFORJA, São Paulo SP) e Nicholas Begs (ARCO FORJADO, Cotia SP))*

FORJAMENTO
29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil

# PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS

**Sessão Abertura da Conferência FORJAMENTO**
Coordenação de Sessão/Chairperson: Lirio Schaeffer (CBCM – UFRGS)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture:**

1. **"Do impacto ambiental à contribuição positiva" — rumo ao forjamento sustentável e à sustentabilidade no forjamento.**
   *From Footprint to Handprint – Towards Sustainable Forging and Forging Sustainability*
   *Christian Hinsel (Hirschvogel Umformtechnik GmbH, Denklingen, Bayern, Deutschland)*

**Sessão 1**
Coordenador da Sessão/Chairperson: Lirio Schaeffer (CBCM – UFRGS)

**Palestras Técnicas Destaque / Technical Keynote Lectures:**

2. **Multiscale Modeling and AI for Forging from Processes to Properties**
   *Junhe Lian (IBF - Universidade Técnica de Aachen, Alemanha)*

**Apresentação de trabalhos técnicos:**

3. **O engenheiro de forjamento de 2035: simulação, IA e lições do caminho europeu rumo ao forjamento neutro em carbono**
   The Forging Engineer of 2035: Simulation, AI and Lessons from the European Forging Industry's Path to Net-Zero
   *Mauricio Santaella (Advanced Engineering Lab – Aella, Alemanha / Brasil)*
4. **Influência dos parâmetros de processo nas tensões do ferramental de conformação a frio**
   Process parameters influence in cold forging tooling stresses
   *Nicolas S. Machado (CISER, Joinville SC), Alisson S. Duarte (SIXPRO Virtual&Practical Process, Brasil)*
5. **Palestra Institucional INDUCTOTHERM**
   Fornos de Aquecimento por Indução para Barras – Hot Forming
   *Rodolfo Fonseca (Inductotherm, Indaiatuba / SP)*
6. **QForm Direct: Criação Automática de Pré-formas para o Forjamento**
   QForm Direct: Automatic Preform Creation
   *Ivan Kulakov (QForm Group), Alisson Duarte da Silva (SIXPRO, Sabará MG)*
7. **Soldagem de Manutenção de Engrenagens de Prensas**
   *José Santaella Redorat Jr. (SANTEC Tecnologia de Soldagem, Campinas SP)*

**Sessão 2**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Alberto Moreira Guerreiro Brito (LdTM / UFRGS

8. **Trefilação em Linha em Prensas Horizontais de Conformação a Frio**
   J. B Graef (Southwind, São Paulo SP)
9. **Centro de IA Industrial SIXPRO: Inspeção de Qualidade e Triagem**
   *Ricardo Viana (SIXPRO, Sabará MG)*
10. **Palestra Institucional CONTE Aços**
    CONTE Aços Especiais
    *Amauri Gattis e Cristiano Klein (CONTE, Joinville SC)*

11. **Inspeção de Qualidade e Triagem no Forjamento**
    *Ricado Viana (QForm Sixpro)*

12. **Palestra Institucional SMS Group**
    Soluções para Forjaria, Extrusão e Indução – Tecnologias para a Conformação de Metais
    *Martin Scholler (SMS Group, GMBh)*

**Sessão 3**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Douglas Rodrigues de Rodrigues (GREFORTEC)

**Apresentação de Trabalhos Técnicos:**

15. **Validação do desenvolvimento de uma ferramenta de simulação de conformação em um processo de extrusão inversa**
    Validation of the development of a forming simulation tool for a reverse extrusion process
    *German Abate, Daniel Martinez Krahmer, Luciano Buglioni (INTI Departamento de Procesos de Mecanizado y Confp, Buenos Aires ARGENTINA)*

16. **Benchmarking via spike test em miniatura para a avaliação tribológica de CO2 em estado sólido no forjamento a frio**
    Miniature Spike Test Benchmarking for the Tribological Evaluation of CO2 Snow in Cold Forging
    *Diego Alba, Alexander Weiß, Gerd Reichardt, Mathias Liewald (Institut für Umformtechnik - Universität Stuttgart DE)*

17. **Nova Indústria Inteligente: Cultura de Dados, Pessoas e IA na Transformação Industrial**
    New Smart Industry: Data Culture, People, and AI in Industrial Transformation
    *Luciano André Alff (Hassmann S.A., Imigrante RS)*

18. **Linhas de Forjamento de Alumínio ANDRITZ Schuler para componentes de suspensão**
    ANDRITZ Schuler Aluminum Forging Lines for suspension components
    *Mauricio Alves Lahuerta, Thomas Bendel (Andritz Schuler, Diadema SP)*

19. **Avanços no Projeto MOVER: Integridade Superficial aplicada em Matrizes de Forjamento a Quente**
    Advances in the MOVER Project: Surface Integrity Applied to Hot Forging Dies
    *João Vitor Piovesan Dalla Nora, Felipe Canal; Frederico Murilo Wlassak; Morvan Silva Franco; Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)*

**Sessão 4**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Diego Pacheco Wermuth (IF-RS, São Leopoldo RS)

**Apresentação de trabalhos técnicos:**

20. **Análise de integridade superficial de matrizes de forjamento a quente.**
    Surface integrity analysis of hot forging matrices.
    *Paula Gonçalves Navarro, Diego Andrés Sánchez Durango, Heloísa Colli Moreira, Julio Cesar Klein das Neves, Giuseppe Pintaude (UTFPR, Curitiba PR)*

21. **Além da dureza: como uma abordagem técnica integrada eleva a vida útil de matrizes de forjamento**
    *Beyond Hardness: How an Integrated Technical Approach Enhances Forging Die Life*
    *Matheus Espíndola de Souza (METALL Aços Especiais, Caxias do Sul RS)*

22. **Tecnologias SMS group para Forjaria, Extrusão e Indução (Inovação e Eficiência na Conformação de Metais)**
    *Alison Foganholi (SMS Group, Vespasiano MG)*

23. **Metodologia de pós-processamento baseada na Razão de Plasticidade para previsão da vida útil de matrizes de forjamento a quente nitretadas em aço AISI H13: validação em escala industrial**
Post-processing methodology based on the Plasticity Ratio for predicting the service life of nitrided AISI H13 hot-forging dies: industrial-scale validation
*Thiago Marques Ivaniski, Alex Franscisco, Gustavo Cardoso, Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)*

24. **Otimização do Processo de Fosfatização: Aumento da Vida Útil dos Banhos e Redução do Consumo de Insumos**
Phosphating Process Optimization: Increasing Bath Life and Reducing Chemical Consumption
*Tiago Nunes Chalinski, Guilherme O. Goulart, Edson Prust (VIEMAR Automotive), Allison Duarte (UFMG)*

25. **Nitretação gasosa no contexto do forjamento a quente de peças complexas em aço AISI H13**
Gas Nitriding in the Context of Hot Forging of Complex AISI H13 Steel Components
*Alex André Francisco, Alexandre da Silva Rocha, Thiago Marques Ivaniski (LDTM / UFRGS)*

**Sessão 5**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Lirio Schaeffer (CBCM / UFRGS)

26. **Efficiency and benefits using data and AI**
Eficiência e benefícios utilizando dados e IA.
*Ullrich Möllmann (Möllmann Consulting International, Altdorf, Alemanha) e Johann Schaible (Universidade de Colonia, KOELN Alemanha).*

27. **Etapas fundamentais para um bom processo de TratamentoTérmico**
Key Steps to an Effective Heat Treatment Process
*Andrea Gremes Bender (Diretora de Tratamento Térmico GREFORTEC, São Leopoldo RS)*

28. **Desenvolvimento e validação de uma abordagem integrada baseada em simulação numérica e inteligência artificial para o apoio a decisão no forjamento a quente de precisão**
Development and validation of an integrated approach based on numerical simulation and artificial intelligence to support decision-making in precision hot forging.
*Fernando Silveira de Aguiar (SENAI - São Leopoldo), André Rosiak e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

29. **Desenvolvimento de um algoritmo para predefinição de geometria em produto final considerando ciclos de encarcaçamento das matrizes de forjamento à frio**
Development of an Algorithm for the Predefinition of Final Product Geometry Considering Shrink-Fitting Cycles of Cold Forging Dies
*Guilherme Oliveira Goulart (Viemar Automotive, Gravataí RS), Douglas Martinazzi, Lucas Paim (UFRGS), Franciny Castro (UniRitter), Cassio Lopes*

30. **Influência da Temperatura de Forjamento a Morno nas Propriedades Mecânicas do Aço DIN 30MnVS6**
*Vicente Martin Biason, André Rosiak, Matheus Henrique Riffel, Lirio Schaeffer*

31. **Efeitos tribológicos e geométricos na estabilidade da fixação de matrizes por cunha em forjamento com martelo de queda**
Tribological and Geometric Effects on Wedge-Based Die Fixation Stability in Drop Hammer Forging
*Jerry Adriani Capitani Mendelski (Ferramentas GEDORE do Brasil), Lirio Schaeffer (UFRGS)*

32. **Evolução Microestrutural de Aço Avançado de Alta Resistência Ultra Limpo Submetido ao Forjamento a Quente**
Microstructural Evolution of Ultra-Clean advanced High-Strength Steel subjectec to hot Forging
*Thomas Gomes dos Santos, André Rosiak, Lirio Schaeffer.*

33. **Substituição de Matrizes Convencionais por Ferramentas em Aço VF800 com Revestimento PVD Duplex para Conformação a Frio de Componentes Automotivos sem Utilização de Lubrificantes e manutenção preventiva**
    Performance Evaluation of Duplex PVD-Coated VF800 Tool Steel Dies for Dry Cold Forging of Automotive Suspension and Steering Components
    *Douglas Martinazzi (VIEMAR Automotive, Porto Alegre RS), Lucas Paim da Silva, Amarildo Silva dos Santos Junior, Guilherme Oliveira Goulart (VIEMAR)*

34. **Digitalização industrial aplicada ao forjamento a quente: Monitoramento inteligente para eliminação de defeitos Industrial**
    Digitalization Applied to Hot Forging: Intelligent Monitoring for Defect Elimination
    *Diego Pacheco Wermuth, (CBCM / UFRGS, Porto Alegre RS)*

35. **A Digitalização da Conformação Mecânica: Robotização como Resposta à Escassez de Mão de Obra Especializada.**
    The Digitalization of Metal Forming: Robotization as a Response to Specialized Labor Shortage
    *Fabio Tiburi e Lirio Schaeffer (UFRGS)*

36. **Atrito na Interface Peça-Ferramenta no Forjamento a Morno de 20MNCR5: Calibração por Ensaio do Anel e Simultação MEF**
    Friction at the Workpiece-Tool Interface in the Warm Forging of 20MNCR5: Calibration via Ring Compression Test and FEM simulation
    *Gustavo Cardoso (IFSul - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-Rio-Grandense, Sapucaia do Sul), Morvan da Silva Franco, Thiago Marques Ivaniski, Alexandre da Silva Rocha (PPGE3M / UFRGS, Porto Alegre RS)*

## APRESENTAÇÕES EM POSTER

1. **Estudo de dobra em flange de pescoço forjado a quente em matriz fechada com formação de rebarba e sua correção**
   Study of Flange Bending in a Hot-Forged Neck produced by Closed-Die Forging, incluiding Flash Formation and its Mitigation/Correction Methods
   *Phellipe Augusto Alves da Silva, Frederico de Castro Magalhães (UFMG, Belo Horizonte, MG)*

2. **Investigação do fator de atrito cisalhante no forjamento a quente do aço 20MnCr5 via ensaio do anel e simulação numérica**
   Investigation of the shear friction factor in hot forging of 20MnCr5 steel process using ring compression test and numerical simulation
   *Gustavo Cardoso (IFSul - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-Rio-Grandense, Sapucaia do Sul), Morvan da Silva Franco, Thiago Marques Ivaniski, Alexandre da Silva Rocha (PPGE3M / UFRGS, Porto Alegre RS)*

3. **Análise do Efeito da Dupla Normalização a Microestrutura e Distorção de Engrenagem Manufatura da Liga SAE 8620H Modificada**
   Analysis of the Effect of Double Normalizing on the Microstructure and Distortion of Gears Manufactured from Modified SAE 8620H Alloy
   *Ricardo Parizani (EATON, Valinhos SP), Eric Mazzer, Claudio Kiminami (UFSCAR, Valinhos SP)*

4. **Otimização dos Parâmetros de Encarcaçamento de Ferramentas de Extrusão Direta via Aprendizado de Máquina**
   Optimization of Shrink-Fit Parameters for Direct Extrusion Tooling via Machine Learning
   *André Rosiak, Matheus Henrique Riffel, Peterson Duarte Diehl, Diego Pacheco Wermuth, Lirio Schaeffer. (CBCM/UFRGS, Porto Alegre RS)*

45nd S E N A F O R
*29th International Forging Conference*
*28thd National Sheet Metal Forming Conference / 15h International Sheet Metal Forming Conference / 12th BrDDRG Congress*
*15th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS*
October 7-9, 2026

# Influência dos parâmetros de processo nas tensões do ferramental de conformação a frio

# Process parameters influence in cold forging tooling stresses

Nicolas S. Machado(1)
Alisson S. Duarte(2)

**RESUMO**

**Os parâmetros de conformação a frio são intrínsecos do processo, e influenciam como o material conformado se comportará e a resistência que será exigida do ferramental. Este artigo tem o intuito de analisar quão influente são os parâmetros de propriedades mecânicas da matéria-prima, atrito das ferramentas, dimensões do produto conformado, interferência das ferramentas e geometria da peça sobre a tensões no ferramental, classificando quais parâmetros possuem mais influência. A análise foi realizada através de simulação numérica, comparando dois fixadores de diferentes geometrias e alterando os parâmetros de processo de cada uma das propriedades destacadas.**

**Palavras chave — Forjamento a Frio, Parâmetros de processo, Vida Útil, Ferramentas, Matrizes, Simulação Numérica, Elementos finitos.**

Abstract

Cold forming parameters are intrinsic to the process and influence how the formed material will behave and the required strength of the tooling. This article aims to analyze the influence of parameters such as: raw material mechanical properties, tool friction, formed product dimensions, tool interference, and part geometry on tooling stresses, classifying which parameters have the most influence. The analysis was performed through numerical simulation, comparing two fasteners with different geometries and altering the process parameters of each of the highlighted properties.

Key words — Cold Forging, Process Parameters, Die Life, Tooling, Numerical Simulation, Finite Elements Method.

(1) Engenharia de Processo, Ciser, nicolas.machado@ciser.com.br
(2) Engenharia de Simulação, SIXPRO Virtual&Practical Process, Brasil, contato@sixpro.pro

1. Introdução

A conformação a frio é amplamente empregada na produção seriada de componentes metálicos devido à elevada produtividade, ao bom aproveitamento de material, à precisão dimensional e à possibilidade de obtenção de peças próximas da geometria final. Essas vantagens, entretanto, estão associadas a elevados esforços de conformação, uma vez que a deformação ocorre abaixo da temperatura de recristalização do material. Consequentemente, o ferramental é submetido a estados de tensão elevados e localmente complexos, tornando seu desempenho estrutural um aspecto determinante para a estabilidade e a eficiência econômica do processo [1,2].

As ferramentas de conformação a frio são formadas, principalmente, pelas matrizes fixas e matrizes móveis e, ainda, as matrizes fixas podem ser constituídas de capa (carcaça), anéis de contração (sobrecapa), núcleos (insertos) e extratores [1]. Na Figura 1 é mostrado a representação de uma matriz fixa com anéis de contração. Os anéis de contração realizam o pré-tensionamento do núcleo, diminuindo as tensões de tração tangenciais do núcleo, em alguns casos os anéis de contração ajudam inclusive nas tensões axiais, já que os esforços de tração são diminuídos por forças no sentido contrário, esse fenômeno pode ser observado na simulação numérica.

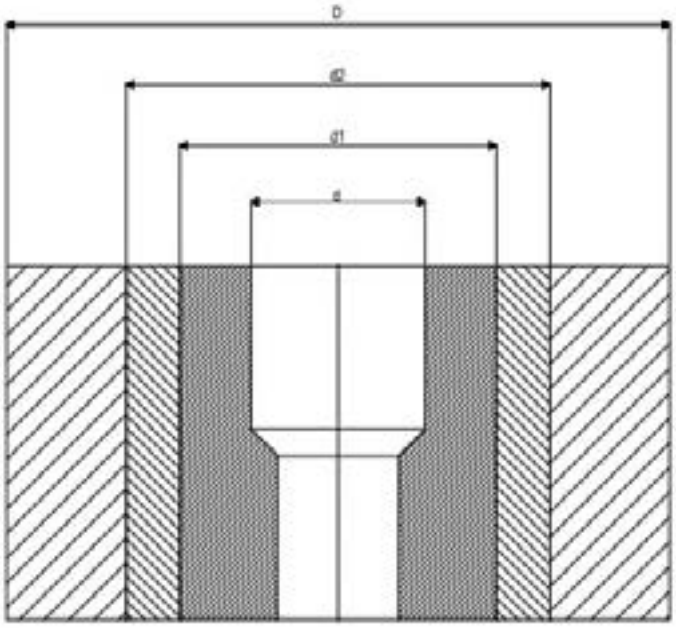



Figura 1 – Representação de anéis de contração para ferramenta de conformação [3].

As matrizes utilizadas em conformação a frio estão entre os componentes mais solicitados mecanicamente nos processos de fabricação. Em geometrias complexas, concentrações locais de tensões de tração podem favorecer a nucleação de trincas e a ocorrência de falhas por fadiga. Para reduzir essas tensões, é comum empregar sistemas de pré-tensionamento nos quais o núcleo da matriz é montado com interferência em um ou mais anéis de reforço. A magnitude dessa interferência modifica diretamente o estado inicial de tensões do conjunto e, portanto, pode alterar de maneira significativa as tensões resultantes durante a conformação [2,4]. Estudos baseados em elementos finitos mostram que modificações relativamente pequenas no pré-carregamento podem produzir reduções expressivas das tensões críticas e aumento da vida útil do ferramental [2].

O estado de tensões no ferramental, contudo, não depende exclusivamente de sua geometria ou do sistema de pré-tensionamento. As propriedades mecânicas da matéria-prima determinam a resistência oferecida ao escoamento plástico; as dimensões do produto e do material conformado afetam o volume deslocado e as condições de preenchimento; e o atrito modifica o fluxo de material e as forças transmitidas às ferramentas. Revisões recentes sobre otimização de processos de forjamento destacam justamente a natureza acoplada dessas variáveis e o uso crescente de ferramentas CAE para avaliar parâmetros de processo, geometria de tarugos e matrizes e cargas de conformação [5].

Nesse contexto, a simulação numérica pelo método dos elementos finitos permite investigar o comportamento do ferramental antes da execução de alterações no processo produtivo, fornecendo grandezas de difícil obtenção experimental, como a distribuição de tensões no interior das matrizes. Quando associada ao planejamento de experimentos (Design of Experiments – DOE), a simulação

também permite quantificar sistematicamente a influência relativa de diferentes variáveis e de suas interações. A utilização conjunta de DOE e simulação já vem sendo aplicada à análise de processos de forjamento com o objetivo de identificar parâmetros dominantes e orientar modificações capazes de reduzir danos e ampliar a vida das ferramentas [6]. Trabalhos mais recentes continuam demonstrando o potencial da integração entre experimentação industrial e análise por elementos finitos para identificar variáveis dominantes relacionadas às tensões e à durabilidade de matrizes de conformação a frio [7].

Diante disso, o presente trabalho tem como objetivo quantificar e comparar a influência das propriedades mecânicas da matéria-prima, do atrito entre material e ferramentas, das dimensões do produto e da interferência do ferramental sobre as tensões desenvolvidas nas matrizes durante a conformação a frio. Para isso, são analisadas duas geometrias de fixadores por meio de simulação numérica e de um planejamento fatorial completo $2^4$, permitindo avaliar tanto os efeitos principais quanto as interações entre os parâmetros. Busca-se, adicionalmente, verificar em que medida a importância relativa desses fatores depende da geometria da peça e da matriz considerada.

## 2. Metodologia

A metodologia foi estruturada para avaliar, por meio de simulação numérica e planejamento fatorial de experimentos, a influência relativa de quatro parâmetros sobre as tensões do ferramental de conformação a frio. Foram analisados dois casos com geometrias e sequências de conformação distintas. Para cada caso, as condições de processo foram combinadas em um planejamento fatorial completo $2^4$, totalizando 16 condições simuladas.

O Case 1 corresponde ao produto 150363-M70-2F. A sequência considerada compreende uma etapa de pré-forma seguida da conformação até a geometria final. A Figura 2 apresenta as configurações do ferramental e da peça utilizadas para representar (a) a pré-forma, (b) a forma final e (c) o produto.

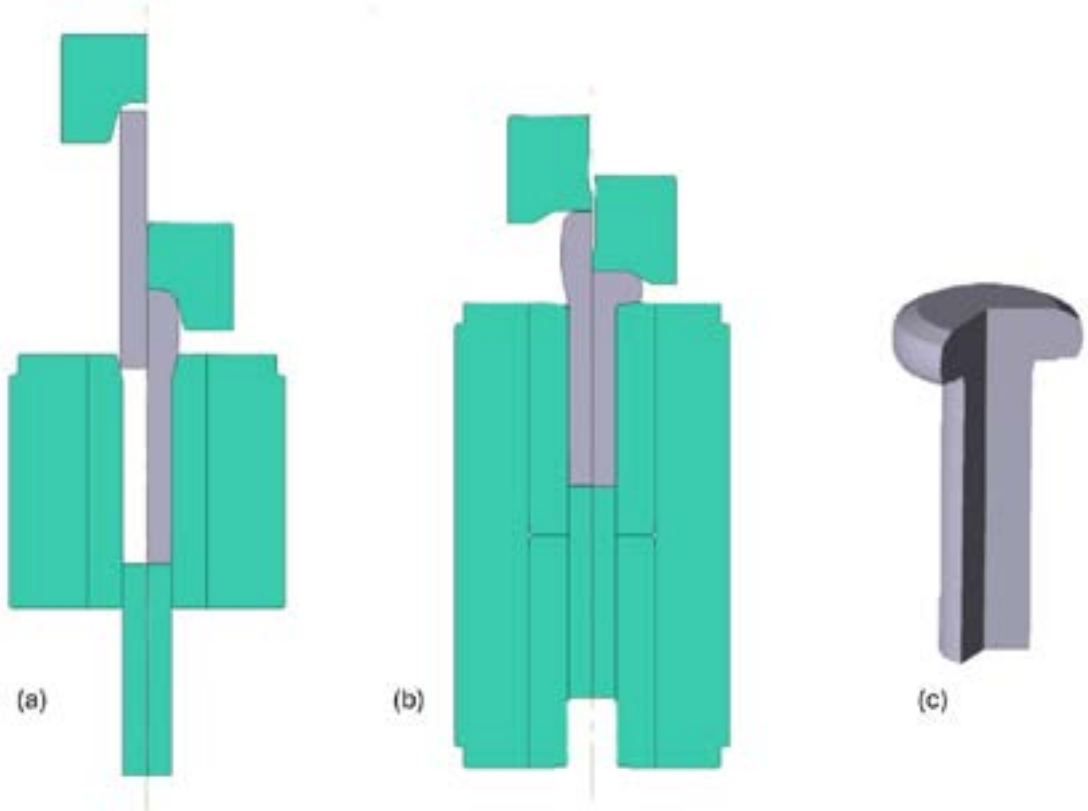



Figura 2 – Case 1: (a) Pré-forma, (b) Forma final e (c) Produto.

O Case 2 corresponde ao produto 1H186462-M70-3F e possui uma sequência de conformação com duas etapas intermediárias antes da forma final. A Figura 3 apresenta (a) a Pré-forma 1, (b) a Pré-forma 2, (c) a Forma final e (d) o Produto. Para esse caso, foram avaliadas separadamente as respostas de duas matrizes, denominadas Matriz 1 e Matriz 2.

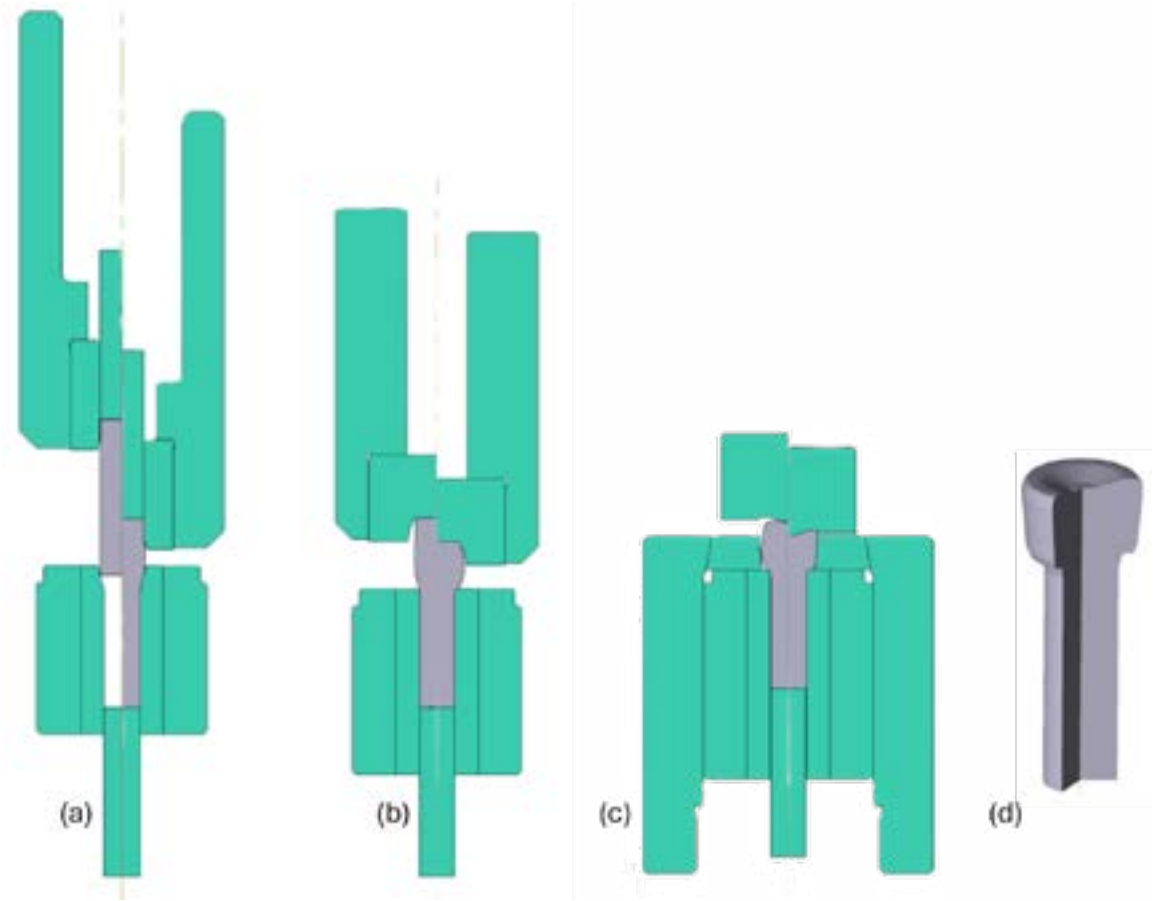



Figura 3 – Case 2: (a) Pré-forma 1, (b) Pré-forma 2, (c) Forma final e (d) Produto.

Foram selecionados quatro fatores: A – propriedades mecânicas da matéria-prima; B – atrito das ferramentas; C – dimensão do produto; e D – interferência do ferramental. Cada fator foi avaliado em dois níveis, codificados como 0 e 1. O planejamento fatorial completo $2^4$ resultou em 16 combinações para cada caso, permitindo calcular quatro efeitos principais, seis interações de segunda ordem, quatro interações de terceira ordem e uma interação de quarta ordem.

Tabela 1 – Fatores e níveis utilizados no planejamento fatorial.

| Fator | Parâmetro | Nível 0 | Nível 1 |
|---|---|---|---|
| A | Propriedades mecânicas da matéria-prima | 100834 – ARM CAL 12,52 mm SAE 10B30 HSF | 100959 – ARM ESF TRE 12,50 mm SAE 10B30 IT 13 |
| B | Atrito das ferramentas | Atrito padrão de simulação | 150% do atrito padrão de simulação |
| C | Dimensão do produto | Dimensão mínima do produto | Dimensão máxima do produto |
| D | Interferência do ferramental | Interferência nominal | 70% da interferência nominal |

Para o fator D, a interferência nominal depende da geometria e da matriz considerada. Nos dados do planejamento, o Case 1 utiliza 0,200 mm no nível nominal e 0,140 mm no nível reduzido. Para o Case 2, os valores nominais registrados são 0,220 mm e 0,110 mm para as duas interfaces consideradas, sendo reduzidos para 0,154 mm e 0,077 mm no nível correspondente a 70% da interferência nominal.

As 16 combinações do planejamento foram aplicadas às simulações de cada caso, mantendo-se constantes as demais condições não incluídas no DOE. Como variável-resposta foi utilizada a máxima tensão Y-Y obtida no ferramental. No Case 1, a resposta corresponde à Matriz 1. No Case 2, a mesma

variável foi extraída separadamente para a Matriz 1 e para a Matriz 2, originando três conjuntos de resultados: Estudo 1 (Case 1 – Matriz 1), Estudo 2 (Case 2 – Matriz 1) e Estudo 3 (Case 2 – Matriz 2).

Os fatores foram tratados em codificação binária e os efeitos fatoriais foram obtidos pela diferença entre as respostas médias nos níveis alto e baixo de cada termo. Para cada um dos 15 efeitos estimáveis no planejamento $2^4$ foi calculada a soma de quadrados (SS). A importância relativa de cada termo foi expressa pela contribuição percentual, definida pela razão entre o SS do efeito e a soma dos SS dos 15 efeitos, multiplicada por 100. Os resultados foram ordenados em diagramas de Pareto para facilitar a comparação entre fatores e interações. Como o planejamento não possui replicações, não foi estimado um termo independente de erro experimental; portanto, a análise foi utilizada para comparar magnitudes e contribuições relativas, sem atribuição de significância estatística por teste F ou valor de p.

As etapas empregadas desde a definição dos casos e fatores até a comparação das contribuições relativas dos parâmetros estão apresentadas na Figura 4.

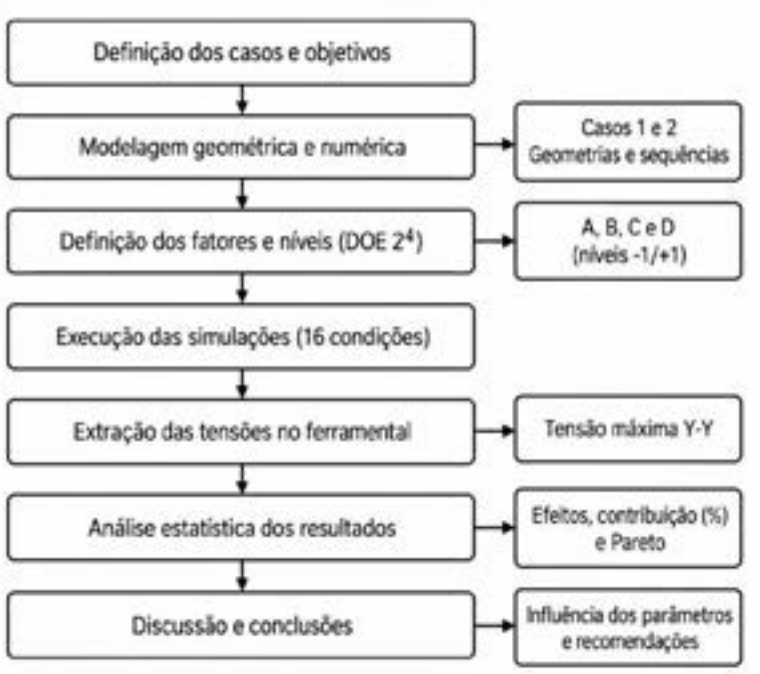



Figura 4 – Fluxograma da metodologia adotada.

## 3. Resultados e Discussão

A influência dos parâmetros de processo sobre a componente máxima de tensão Y-Y no ferramental foi avaliada a partir da decomposição da soma de quadrados dos 15 efeitos estimáveis no planejamento fatorial completo $2^4$. Foram considerados quatro efeitos principais — A, propriedades mecânicas da matéria-prima; B, atrito das ferramentas; C, dimensão do produto; e D, interferência do ferramental — além das interações de segunda, terceira e quarta ordens. A contribuição percentual de cada termo foi obtida pela razão entre sua soma de quadrados (SS) e a soma de quadrados de todos os efeitos fatoriais. Como o planejamento não possui replicações, essas contribuições devem ser interpretadas como medidas da importância relativa dos efeitos dentro das simulações realizadas, e não como testes de significância estatística baseados em valores de p.

A Tabela 2 apresenta as contribuições percentuais obtidas para os três estudos. O Estudo 1 corresponde à geometria 150363-M70-2F, considerando a Matriz 1. Os Estudos 2 e 3 correspondem à geometria 1H186462-M70-3F, considerando, respectivamente, as Matrizes 1 e 2. Em todos os casos, a interferência do ferramental (D) foi o efeito principal de maior contribuição, embora a magnitude dessa influência e a participação dos demais fatores tenham variado de forma expressiva entre os estudos.

Tabela 2 – Contribuição percentual dos efeitos fatoriais sobre a máxima tensão Y-Y no ferramental.

| Efeito | Estudo 1 (%) | Estudo 2 (%) | Estudo 3 (%) |
|---|---|---|---|
| A | 18,54 | 2,66 | 17,08 |
| B | 0,08 | 0,41 | 4,51 |
| C | 12,12 | 2,10 | 23,10 |
| D | 26,23 | 87,86 | 38,29 |
| A×B | 6,77 | 0,59 | 2,70 |
| A×C | 1,51 | 0,10 | 2,43 |
| A×D | 4,22 | 2,02 | 0,67 |
| B×C | 5,87 | 0,38 | 3,63 |
| B×D | 1,11 | 0,10 | 0,69 |
| C×D | 1,28 | 0,00 | 1,64 |
| A×B×C | 3,84 | 2,18 | 1,23 |
| A×B×D | 12,74 | 0,57 | 1,09 |
| A×C×D | 4,57 | 0,00 | 0,49 |
| B×C×D | 0,09 | 0,07 | 0,50 |
| A×B×C×D | 1,04 | 0,96 | 1,96 |

No Estudo 1, a interferência do ferramental apresentou a maior contribuição individual, com 26,23%, seguida pelas propriedades mecânicas da matéria-prima (18,54%) e pela dimensão do produto (12,12%). Entretanto, uma característica marcante desse caso foi a elevada participação das interações. A interação A×B×D respondeu por 12,74% da soma de quadrados, enquanto A×B e B×C contribuíram com 6,77% e 5,87%, respectivamente. Considerando conjuntamente todos os termos de interação, sua contribuição atingiu aproximadamente 43% do total. Assim, para essa geometria, a resposta do ferramental não pode ser interpretada adequadamente apenas pela ação isolada dos quatro parâmetros principais.

O atrito (B), quando considerado isoladamente no Estudo 1, apresentou contribuição de apenas 0,08%, sendo o menor dos efeitos principais. Esse resultado, entretanto, não significa que o atrito seja irrelevante para a resposta do ferramental. A presença de B em interações de contribuição elevada, particularmente A×B×D e A×B, indica que seu efeito depende das condições assumidas simultaneamente para outros parâmetros. Dessa forma, a avaliação apenas dos efeitos principais levaria a uma simplificação excessiva do comportamento observado nessa geometria.

O Estudo 2 apresentou comportamento substancialmente diferente. A interferência do ferramental (D) respondeu por 87,86% da soma de quadrados, enquanto A, B e C apresentaram contribuições de 2,66%, 0,41% e 2,10%, respectivamente. A soma dos quatro efeitos principais correspondeu a aproximadamente 93% da variabilidade fatorial calculada. Entre as interações, as maiores contribuições foram observadas para A×B×C, com 2,18%, e A×D, com 2,02%. Portanto, para a Matriz 1 da geometria 1H186462-M70-3F, a máxima tensão Y-Y mostrou-se predominantemente controlada pela interferência adotada no conjunto de ferramentas.

Na Matriz 2 da mesma geometria, correspondente ao Estudo 3, a distribuição das contribuições tornou-se novamente mais equilibrada. A interferência permaneceu como o fator dominante, com 38,29%, porém a dimensão do produto passou a representar 23,10% e as propriedades mecânicas da matéria-prima, 17,08%. O atrito apresentou contribuição de 4,51%, superior à verificada nos Estudos 1 e 2. As interações foram menos dominantes que no Estudo 1, destacando-se B×C, com 3,63%, A×B, com 2,70%, e A×C, com 2,43%.

A comparação entre os Estudos 2 e 3 é particularmente relevante porque as duas respostas foram obtidas para matrizes distintas da mesma geometria de produto e sob o mesmo planejamento de parâmetros. Enquanto a Matriz 1 apresentou forte concentração da resposta no fator D, a Matriz 2 mostrou sensibilidade distribuída principalmente entre D, C e A. Esse resultado evidencia que a

influência relativa de um parâmetro de processo não deve ser generalizada para todo o conjunto de ferramentas: diferentes componentes do ferramental podem responder de maneira distinta às mesmas alterações das condições de processo.

Considerando os três estudos em conjunto, a interferência do ferramental foi o único efeito principal que ocupou a primeira posição em todos os casos, com contribuições de 26,23%, 87,86% e 38,29% nos Estudos 1, 2 e 3, respectivamente. A dimensão do produto e as propriedades mecânicas da matéria-prima também apresentaram influência relevante, porém com forte dependência da geometria e da matriz analisada. O atrito apresentou a menor contribuição entre os efeitos principais nos Estudos 1 e 2, mas sua participação aumentou no Estudo 3 e, no Estudo 1, sua atuação por meio de interações mostrou-se mais relevante que seu efeito isolado.

Os resultados indicam, portanto, que a definição das condições de interferência merece atenção prioritária no projeto e na análise de ferramentais de conformação a frio estudados neste trabalho. Ao mesmo tempo, a comparação entre as geometrias demonstra que não é adequado estabelecer um único ranking universal de parâmetros para todas as ferramentas. A importância relativa das propriedades mecânicas da matéria-prima, do atrito e das dimensões do produto depende da configuração analisada e das interações entre os fatores. Essa característica reforça a utilidade da simulação numérica associada ao planejamento fatorial para identificar, para cada ferramental, quais parâmetros devem receber maior controle durante o desenvolvimento do processo.

Os diagramas de barras das Figuras 3 a 5 apresentam, em ordem crescente no eixo vertical, a contribuição percentual dos 15 efeitos fatoriais calculados para cada estudo. A ordenação permite identificar diretamente os fatores isolados e as combinações com maior influência sobre a máxima tensão Y-Y.

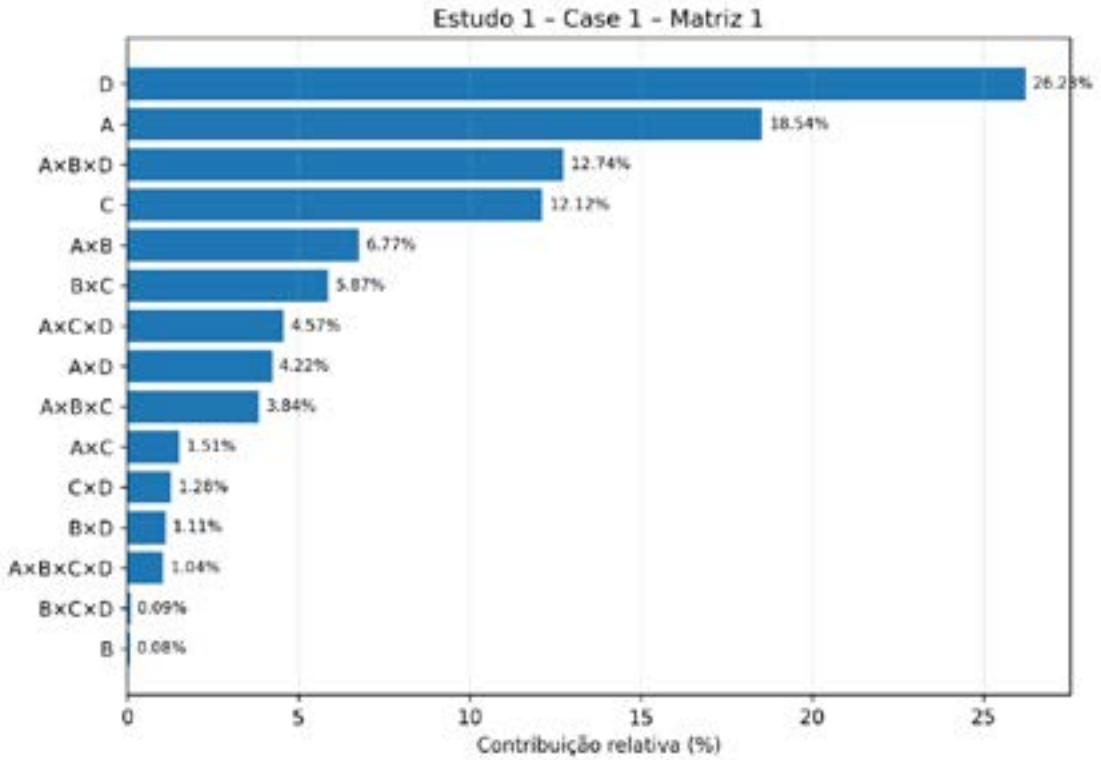



Figura 3 – Contribuição percentual dos efeitos, ordenada da maior para a menor influência: Estudo 1 (Case 1 – Matriz 1).

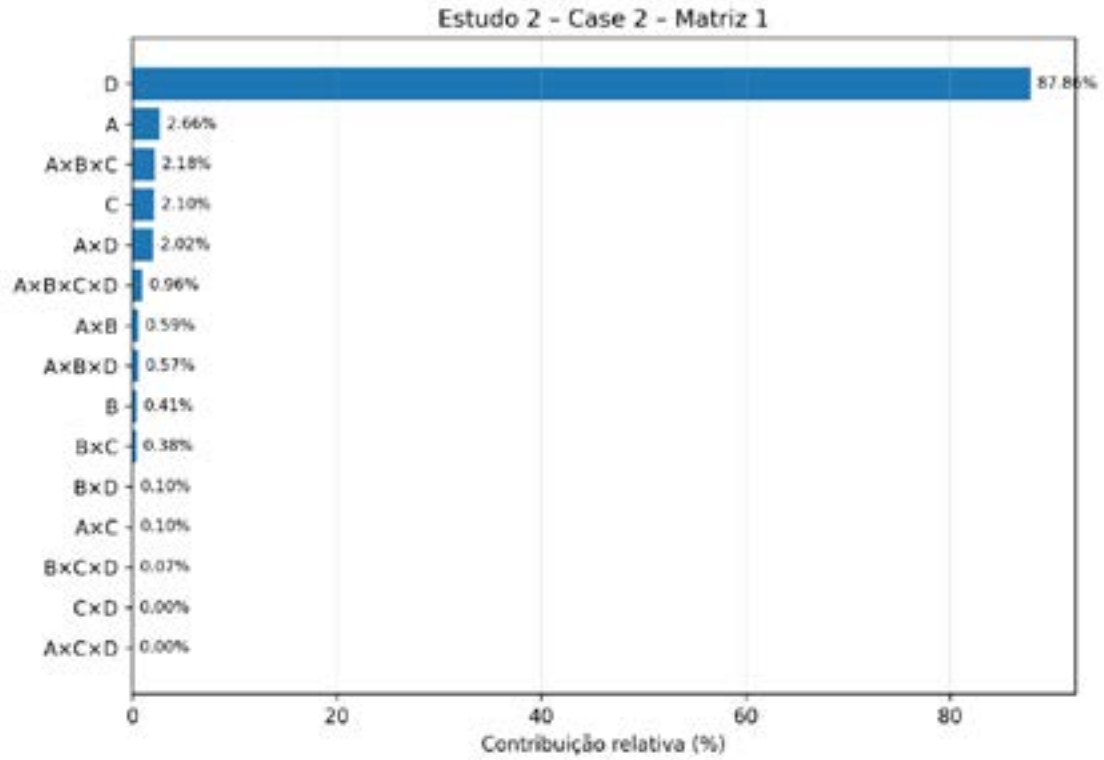



Figura 4 – Contribuição percentual dos efeitos, ordenada da maior para a menor influência: Estudo 2 (Case 2 – Matriz 1).

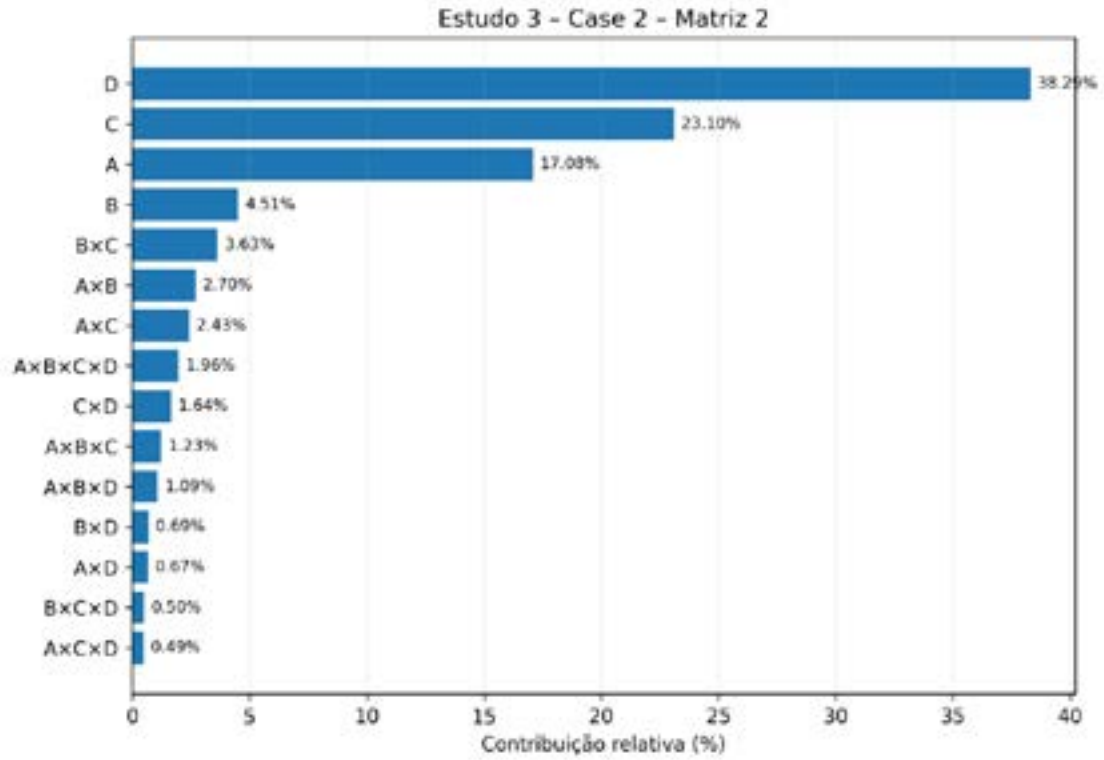



Figura 5 – Contribuição percentual dos efeitos, ordenada da maior para a menor influência: Estudo 3 (Case 2 – Matriz 2).

A comparação visual reforça os resultados quantitativos: no Estudo 1 a influência está distribuída entre D, A, A×B×D, C e outras interações; no Estudo 2 há predominância muito acentuada de D; e no Estudo 3 D permanece dominante, mas C e A também apresentam participações elevadas.

As Figuras 6 a 8 apresentam a máxima tensão Y-Y obtida em cada uma das 16 condições do planejamento, com as condições reordenadas da menor para a maior tensão. Essa representação

complementa a análise dos efeitos ao mostrar a amplitude efetiva da resposta e quais combinações de níveis produziram os estados mais compressivos e os valores mais elevados de Y-Y em cada matriz.

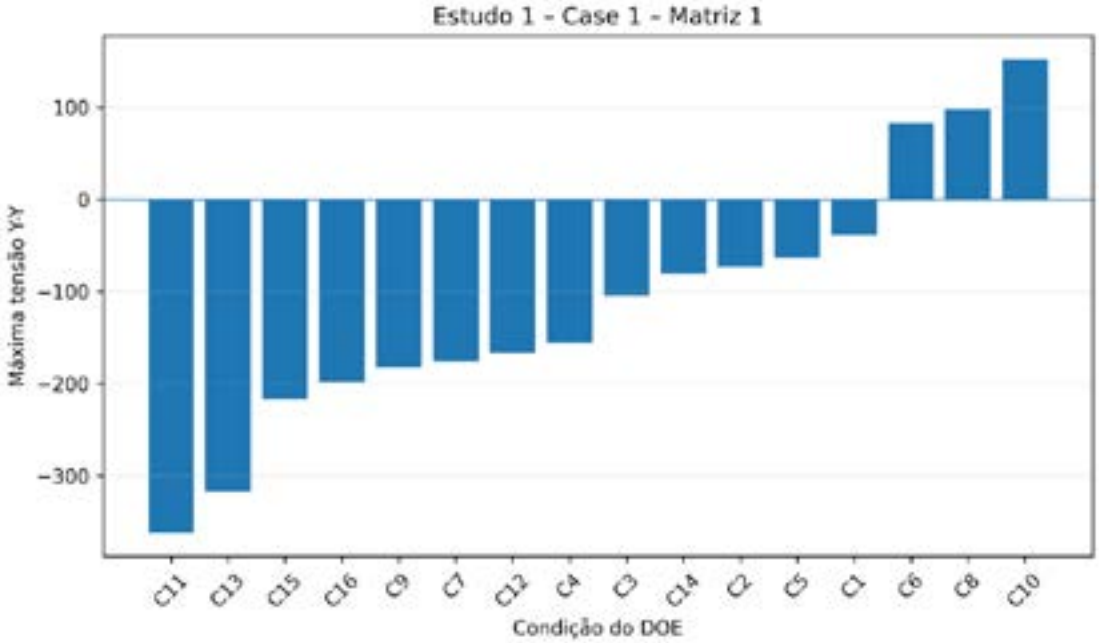



Figura 6 – Máxima tensão Y-Y para as 16 condições, ordenada da menor para a maior: Estudo 1 (Case 1 – Matriz 1).

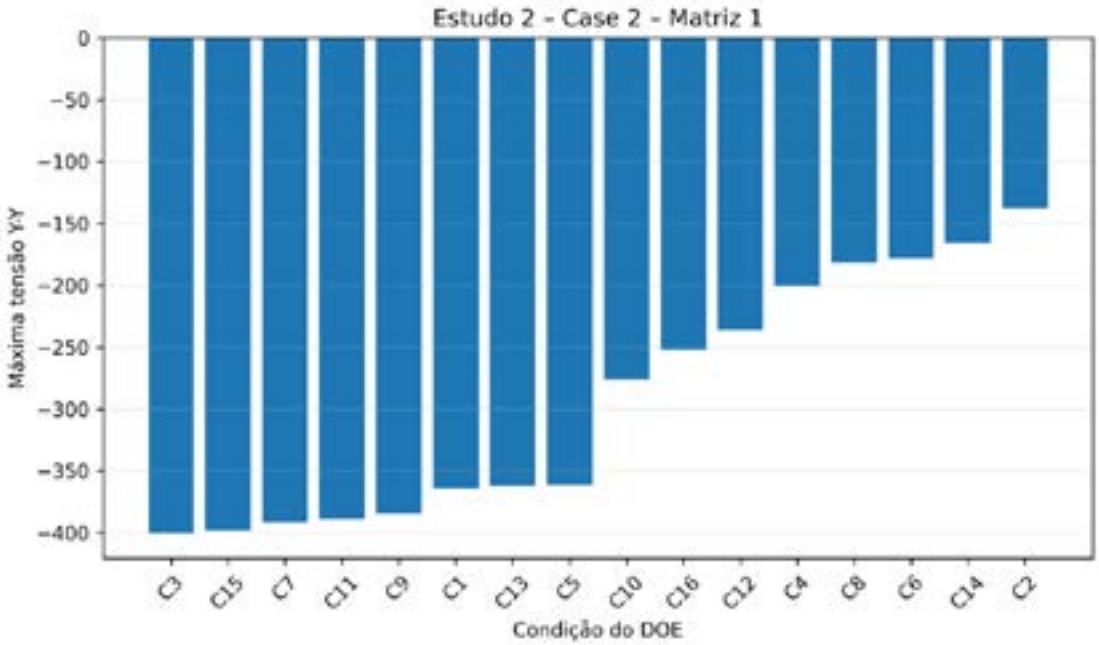



Figura 7 – Máxima tensão Y-Y para as 16 condições, ordenada da menor para a maior: Estudo 2 (Case 2 – Matriz 1).

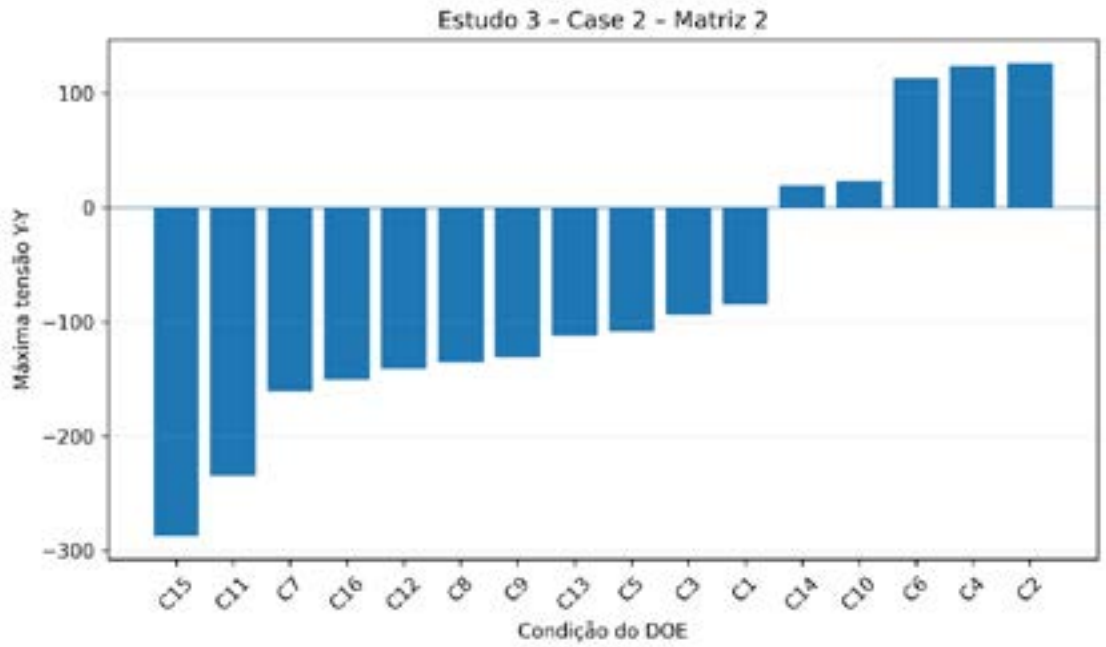



Figura 8 – Máxima tensão Y-Y para as 16 condições, ordenada da menor para a maior: Estudo 3 (Case 2 – Matriz 2).

A dispersão entre as condições é especialmente pronunciada nos Estudos 1 e 2. Como os valores de Y-Y incluem respostas negativas e positivas, a ordenação deve ser interpretada algebricamente: valores mais negativos correspondem a estados mais compressivos nessa componente, enquanto valores crescentes indicam deslocamento em direção a estados menos compressivos ou mais trativos. Por esse motivo, os gráficos de tensão devem ser analisados em conjunto com os diagramas de contribuição, e não apenas pela magnitude absoluta.

## 4. Conclusões

A análise fatorial mostrou que a interferência do ferramental foi o efeito principal de maior contribuição para a máxima tensão Y-Y nos três estudos avaliados, respondendo por 26,23%, 87,86% e 38,29% da soma de quadrados nos Estudos 1, 2 e 3, respectivamente. Esse comportamento evidencia a importância do pré-tensionamento na definição do estado de tensões das matrizes de conformação a frio.

A influência dos demais parâmetros não apresentou comportamento universal. No Estudo 1, as propriedades mecânicas da matéria-prima e a dimensão do produto contribuíram com 18,54% e 12,12%, enquanto as interações representaram aproximadamente 43% da variabilidade fatorial, destacando-se A×B×D. No Estudo 2, a resposta foi fortemente concentrada na interferência, ao passo que, no Estudo 3, a dimensão do produto e as propriedades mecânicas apresentaram contribuições relevantes de 23,10% e 17,08%, respectivamente.

A comparação entre as duas matrizes da geometria 1H186462-M70-3F demonstrou ainda que componentes distintos do mesmo conjunto de ferramentas podem apresentar sensibilidades diferentes às mesmas variações de processo. Dessa forma, os resultados não sustentam a adoção de um único ranking geral de influência aplicável a todas as geometrias e matrizes.

Conclui-se que a combinação entre simulação numérica e planejamento fatorial é adequada para identificar os parâmetros que mais afetam as tensões do ferramental e suas interações. Para os casos estudados, a interferência deve receber atenção prioritária no projeto e no ajuste do conjunto de matrizes, enquanto propriedades mecânicas, dimensões e atrito devem ser avaliados de forma específica para cada geometria. Como o planejamento utilizado não possui replicações, as contribuições obtidas representam a importância relativa dos efeitos dentro das condições simuladas e não devem ser interpretadas como testes de significância estatística.

5. Referências

[1] SEO, Y. H. Development of smart cold forging die life cycle management system based on real-time forging load monitoring. Scientific Reports, v. 12, 13297, 2022. DOI: 10.1038/s41598-022-17564-7.

[2] DALBOSCO, M.; DA SILVA LOPES, G.; SCHMITT, P. D.; PINOTTI, L.; BOING, D. Improving fatigue life of cold forging dies by finite element analysis: A case study. Journal of Manufacturing Processes, v. 64, p. 349–355, 2021. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.039.

[3] Suski, Cássio Aurélio. Conformação mecânica de múltiplos estágio / Cássio Aurélio S Suski. - Florianópolis: Publicações do IFSC, 2014.

[3] KILLMANN, M.; MERKLEIN, M. Local prestressing of cold forging tools by reinforcements with adapted interference. Procedia Structural Integrity, v. 38, p. 212–219, 2022. DOI: 10.1016/j.prostr.2022.03.022.

[4] KITAYAMA, S. Technical review on design optimization in forging. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 132, p. 4161–4189, 2024.

[5] ALESSIO, A.; ANTONELLI, D.; DOGLIONE, R.; GENTA, G. Application of design of experiments to forging simulations to increase die life expectancy. International Journal on Interactive Design and Manufacturing, v. 17, p. 1351–1361, 2023. DOI: 10.1007/s12008-022-01137-z.

[6] DAMIÁN-SÁNCHEZ, D.; YÁÑEZ-CONTRERAS, P.; AGUILAR-JUÁREZ, B.; CHIMAL-CRUZ, M. A.; SANTANDER-BASTIDA, F. J. Cold-Forging Die Optimization Using Experimental and Finite Element Analysis. Technologies, v. 14, n. 4, 224, 2026. DOI: 10.3390/technologies14040224.

ENGENHARIA DE SOLDAGEM

# Solda de Manutenção em Forjarias — Recuperação de Engrenagens
# Maintenance Welding in Forge Shops — Gear Reclamation

*Conceitos, critérios metalúrgicos e orientações práticas de execução*

**José Santaella Redorat Jr. — SANTEC Soldas**

## 1. Resumo

As engrenagens empregadas em prensas e martelos de forjaria — pinhões e coroas de acionamento, redutores, engrenagens de excêntrico e de volante — operam sob cargas cíclicas elevadas, choques de impacto e, em muitos casos, ambiente agressivo de calor e partículas. O desgaste de flanco, lascamento ou descamação e a fratura de dentes, assim como trincas de fadiga na raiz do dente, no cubo e no rasgo de chaveta, são falhas recorrentes. A solda de manutenção, quando conduzida com critério metalúrgico — determinação do material de base, cálculo do carbono equivalente, pré-aquecimento adequado, técnica de eliminação de trincas, processo e metal de adição corretos e tratamento térmico pós-soldagem — permite restabelecer a integridade e a geometria funcional da engrenagem com segurança, evitando a substituição integral da peça e a consequente parada prolongada de produção.

**Summary** - Gears used in forging presses and hammers—such as drive pinions and bull gears, reduction gears, eccentric gears, and flywheel gears—operate under high cyclic loads, impact shocks, and, in many instances, harsh environments involving heat and particulates. Common failure modes include flank wear, chipping or spalling, and tooth fracture, as well as fatigue cracks at the tooth root, hub, and keyway. Maintenance welding—when performed with metallurgical rigor (involving base material identification, carbon equivalent calculation, proper preheating, crack removal techniques, the correct process and filler metal, and post-weld heat treatment)—allows for the safe restoration of the gear's integrity and functional geometry, thereby avoiding the need for complete component replacement and the resulting prolonged production downtime.

## 2. Introdução

Engrenagens de forjaria costumam ser peças de grande porte, fundidas ou forjadas, de reposição cara e prazo de fabricação longo — muitas vezes maior do que o tempo que a planta pode ficar parada. Isso torna a solda de recuperação uma alternativa técnica e economicamente relevante, desde que respeitados os mesmos rigores aplicados às demais peças críticas de forjaria: matrizes, blocos de martelo, virabrequins e tirantes de prensa. A diferença essencial em relação a essas outras peças está na exigência dimensional: a engrenagem, além de recuperar resistência mecânica, precisa devolver o perfil evolvente do dente dentro de tolerância, sob pena de gerar ruído, vibração e desgaste acelerado do par engrenado.

Este resumo tem por objetivo orientar de forma prática os envolvidos na manutenção de engrenagens de forjaria, com base nos critérios de engenharia de soldagem aplicados pela SANTEC ao longo de décadas de atuação em prensas de extrusão e forjamento.

## 3. Falhas típicas em engrenagens de forjaria

- Desgaste de flanco e perda de perfil nos dentes por atrito e sobrecarga cíclica;
- Lascamento (pitting) e quebra parcial ou total de dentes por fadiga de contato ou choque;
- Trincas de fadiga na raiz do dente, região de maior concentração de tensão;
- Trincas radiais e circunferenciais no cubo e no rasgo de chaveta, associadas a ajustes forçados e fadiga torcional;
- Descontinuidades de fundição (poros, inclusões) em coroas fundidas, que se propagam sob operação, tal como observado em camisas e cilindros de prensa.

## 4. Procedimento de Inspeção

A inspeção precede e acompanha toda a intervenção. A superfície deve ser limpa, desengraxada e preparada para os ensaios. Recomenda-se combinar inspeção visual e dimensional com partículas magnéticas ou líquido penetrante, ultrassom, medição de dureza e, quando necessário, análise química e metalografia.

### 4.1 Ensaios não destrutivos

A inspeção por partículas magnéticas é indicada para materiais ferromagnéticos e para a detecção de trincas superficiais e subsuperficiais próximas da superfície. O relatório de inspeção da coroa de moinho de cimento utilizado como referência registrou a aplicação em todos os dentes, com técnica por yoke e partículas coloridas em via úmida, tendo sido encontradas trincas de 100 mm a 280 mm e dentes parcialmente arrancados. O resultado demonstra a importância de inspecionar todos os dentes e de registrar as indicações por posição, e não apenas examinar visualmente as regiões evidentemente danificadas.

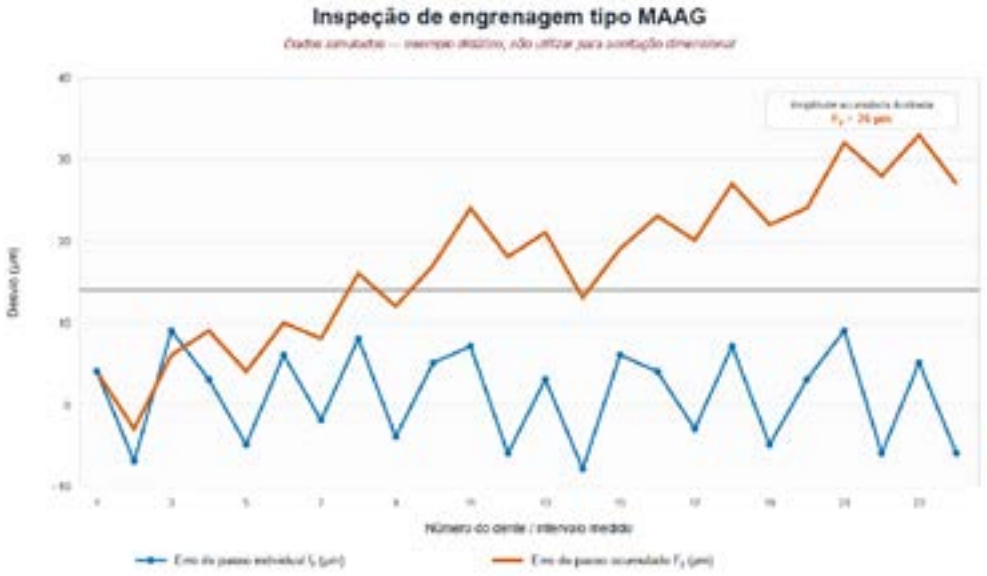
O líquido penetrante é útil para materiais não ferromagnéticos e para confirmação superficial após a usinagem ou a goivagem. O ultrassom deve ser considerado para investigar a continuidade de trincas na raiz, no cubo, na alma e em regiões de maior espessura. Após o reparo, partículas magnéticas e, quando aplicável, ultrassom deve ser repetidos para comprovar a integridade do depósito e da zona termicamente afetada.

### 4.2 Controle MAAG do engrenamento

A inspeção geométrica tipo MAAG deve verificar, conforme a capacidade do equipamento e o desenho da engrenagem, o erro de passo individual, o erro de passo acumulado, o perfil evolvente, a linha de flanco ou hélice, a espessura do dente, o batimento radial e a excentricidade. Esses parâmetros devem ser comparados com o desenho, a classe de qualidade especificada e os limites definidos pelo fabricante ou pela engenharia do conjunto.

# Engenharia de Soldagem

O erro de passo individual, normalmente indicado por $\mathbf{f_p}$, representa a diferença entre o passo medido em um intervalo e o passo nominal ou de referência. O erro de passo acumulado, indicado por $\mathbf{F_p}$, mostra a soma algébrica dos desvios ao longo da circunferência e pode revelar tendência de concentração de erro, excentricidade ou variação sistemática. No gráfico fornecido, o valor acumulado ilustrado é $\mathbf{F_p = 36\ \mu m}$; o próprio documento informa que se trata de dado simulado e didático, que não deve ser usado isoladamente para aceitação dimensional.




Após um reparo, a medição MAAG não deve ser substituída por inspeção visual. O dente recuperado deve ser comparado ao dente conjugado, aos dentes adjacentes e ao desenho original. Quando a medição integral não for possível, devem ser utilizados gabaritos, instrumentos de medição de perfil, relógio comparador e referências dimensionais previamente aprovadas, com registro da incerteza e das limitações do método.

## 5. Caracterização do material e critérios metalúrgicos

### 5.1 Identificação do metal de base

A identificação do material deve ser feita por documentação de fabricação, análise química por espectrometria, dureza, metalografia e, quando necessário, réplica metalográfica. Não se deve selecionar o consumível apenas pela aparência da peça ou pela designação comercial presumida.

Em um relatório de ensaio de uma engrenagem de prensa, a composição média encontrada foi compatível com aço carbono SAE 1045: aproximadamente 0,47% C, 0,65% Mn, 0,30% Si, 0,17% Cr, 0,043% Mo e 0,23% Ni, com dureza superficial média de 90,7 HRB e microestrutura de ferrita e perlita. Esses valores pertencem exclusivamente à amostra analisada e servem como referência de caracterização, não como especificação universal para outras engrenagens.

Em outro caso, referente a um dente de coroa de moinho de cimento, foram encontrados aproximadamente 0,380% C, 0,914% Mn, 0,465% Si, 0,740% Cr, 0,745% Ni e 0,334% Mo. A avaliação indicou material compatível com aço fundido ASTM A 148 e composição similar ao SAE/AISI 8640, com matriz martensítica e ferrita. A dureza variou aproximadamente de 30 a 35 HRC entre núcleo e região próxima à superfície devido a um processo de têmpera superficial nos flancos dos dentes.

### 5.2 Critérios para Soldagem de Aços – Carbono Equivalente

Para uma primeira avaliação da temperabilidade e da tendência à formação de estruturas duras na zona termicamente afetada, pode ser empregada a expressão do carbono equivalente do IIW.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu + Si}{15} \ \%$$

Equação do IIW – International Institute of Welding – England

O valor calculado deve ser interpretado junto com espessura, restrição da junta, temperatura inicial, aporte térmico, hidrogênio difusível e condição metalúrgica da peça.

O carbono equivalente é uma ferramenta de orientação e não substitui um procedimento qualificado. A temperatura final deve ser confirmada por engenharia de soldagem, termometria adequada e, quando necessário, por ensaio de simulação ou qualificação específica.

A espessura do metal de base pode tornar necessário o préaquecimento mesmo para aços de baixo carbono. Existem vários métodos para se calcular a temperatura de pré-aquecimento considerando também a espessura, sendo as Equações abaixo as de maior uso:

$$T_{pré\text{-}aq} = 350 \times ( C_{eq\ Total} - 0{,}25 )^{½}$$

Onde

$$C_{eq\ Total} = 0{,}005 \times C_{eq} \times t\ (espessura\ -\ mm)$$

Algo como 250 °C – 300 °C atende a maioria dos casos.

Como adendo ao pré-aquecimento, segue que alguns aços, em especial os que possuem carbono equivalente maior que 0,45%, podem requerer também um pós-aquecimento. São tratamentos especialmente recomendados para a soldagem de seções espessas. No entanto, para a maioria dos aços carbono e de baixa liga, apenas o pré-aquecimento é necessário. O pré-aquecimento a 120 – 150 °C é geralmente empregado na soldagem de múltiplos passes em seções de espessura maior que 30 mm para reduzir a possibilidade de formação de trincas na solda. Normalmente todas as aplicações que requerem pré-aquecimento requerem também resfriamento lento.

## 5.3 Critérios para Soldagem de Aços – Pós-Aquecimento

Significa o aquecimento da junta soldada imediatamente após a solda ter sido realizada. É bem diferente de outros tratamentos executados após o resfriamento da solda tais como alívio de tensões, revenimento e recozimento. O pós-aquecimento tem a mesma função do pré-aquecimento: mantém a temperatura da peça em um nível suficientemente elevado de tal maneira que a junta soldada resfrie lentamente. Assim como no pré-aquecimento, o resultado é uma ductilidade maior na região da solda. O pós-aquecimento é mais frequentemente empregado em aços altamente temperáveis, mas algumas vezes é utilizado em aços menos temperáveis se for difícil a aplicação de um pré-aquecimento adequado devido à dimensão das peças sendo soldadas. Além do pré-aquecimento e do pós-aquecimento vários outros tratamentos térmicos são empregados em juntas soldadas para influenciar nas propriedades do metal de solda:

- alívio de tensões;
- recozimento pleno;
- normalização;
- têmpera;
- revenimento.

Esses tratamentos são similares de dois pontos de vista. Usualmente requerem temperaturas mais altas que o préaquecimento e o pós-aquecimento. Embora sejam atividades de "pós-aquecimento" no sentido de que são aplicados após a solda ter sido executada, diferem do pós-aquecimento no fato de que a solda é deixada resfriar antes que o tratamento seja iniciado. São largamente utilizados em soldas de aços carbono bem como de aços de baixa, média e alta liga.

## 5.4 Critérios para Soldagem de Aços – Técnica 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 evitados 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 executadas, 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.

## 5.5 Preparação do Reparo

A região danificada deve ser delimitada por inspeção e removida até metal íntegro. Trincas devem ser abertas por goivagem, usinagem ou esmerilhamento, com terminação arredondada e acesso suficiente para a deposição. Após a remoção, a superfície deve ser limpa até metal branco, sem óleo, graxa, tinta, óxidos, escória ou partículas abrasivas.

Quando for utilizada goivagem a arco de grafite, é obrigatório remover a camada superficial afetada pelo calor com disco ou rebolo até metal limpo. A preparação deve ser novamente inspecionada por partículas magnéticas ou líquido penetrante. Nenhuma indicação linear relevante deve permanecer na área que receberá solda.

No dente parcialmente arrancado ou fraturado, a geometria da cavidade deve permitir deposição com fusão adequada e acesso do eletrodo. O reparo deve conservar material suficiente para usinagem ou retificação posterior; não se deve tentar obter a dimensão final somente pela deposição manual.

# 6 Processo, consumíveis e execução

O processo SMAW, com eletrodo revestido, é adequado para muitos reparos de campo devido à flexibilidade, ao controle da poça e à possibilidade de trabalhar em geometrias complexas. Outros processos, como FCAW ou GMAW, podem ser utilizados quando houver procedimento qualificado, controle de proteção gasosa e acesso compatível.

Para o amanteigamento e a reposição estrutural em aço de maior temperabilidade, o relatório de referência especificou eletrodo básico de baixo hidrogênio **AWS E8018-C1 H4R, Ni 2**, com diâmetro de 3,2 mm e corrente contínua, eletrodo positivo, na faixa de 110 a 150 A. A seleção definitiva deve considerar resistência, tenacidade, dureza, diluição e compatibilidade com o metal de base.

Os eletrodos básicos devem ser ressecados e mantidos em estufa conforme a recomendação do fabricante. No procedimento de referência, foi indicada ressecagem a 350 °C por duas horas e manutenção entre 125 °C e 180 °C, com retorno à estufa em período máximo de quatro horas. O local deve permanecer livre de água, óleo, graxa, condensação e qualquer fonte de hidrogênio.

A técnica recomendada inclui cordões filetados e alinhados, sem trançamento excessivo, com remoção completa da escória entre passes. O aporte térmico deve ser controlado para evitar tanto o resfriamento brusco quanto o superaquecimento. O martelamento leve com agulhas, aplicado conforme procedimento, pode reduzir tensões de contração em depósitos menores; não deve ser usado para mascarar defeitos nem considerado suficiente para depósitos massivos.

## 6.1 Pré-aquecimento e interpasse

A peça deve ser aquecida de forma uniforme e isolada com manta cerâmica ou outro sistema apropriado. Em materiais de elevado carbono equivalente e grande espessura, o aquecimento por resistências elétricas.

Como referência do caso de aço similar ao ASTM A 148/SAE 8640, foi adotado pré-aquecimento mínimo de 350 °C e temperatura de interpasse de aproximadamente 300 °C. Esses valores não devem ser generalizados para qualquer engrenagem: a EPS deve estabelecer faixa mínima e máxima, método de medição, região de controle e tempo de permanência.

# 7 Tratamento térmico pós-soldagem

Para reparos com grande volume de metal depositado, seção completa do dente ou forte restrição, o martelamento pode ser insuficiente. Deve ser avaliada a necessidade de alívio de tensões por tratamento térmico pós-soldagem, com aquecimento controlado por resistências elétricas, termopares e registro do ciclo.

Após o tratamento, deve ser realizada medição de dureza na região reparada e, quando necessário, na ZTA e no metal de base. No caso de referência, a faixa desejada para o depósito de amanteigamento foi de aproximadamente 30 a 35 HRC. Caso a dureza fique abaixo do limite funcional, pode ser aplicada camada final resistente ao desgaste, como o consumível comercial indicado no relatório, desde que a compatibilidade e o procedimento tenham sido aprovados.

# 8. Possibilidades de reparo dos dentes

## 8.1 Desgaste de flanco e perda de perfil

Quando não há trinca e a perda de material é limitada, pode-se recuperar o flanco com amanteigamento de baixa diluição e camada final resistente ao desgaste. O excesso deve ser deixado para acabamento por usinagem ou retificação. A decisão depende da espessura remanescente, da dureza e do padrão de contato do par.

### 8.2 Lascamento ou dente parcialmente arrancado

O material instável deve ser removido até metal são, com transições suaves. A deposição deve ser feita em camadas controladas, preferencialmente com amanteigamento tenaz próximo ao metal de base e revestimento final dimensionado para desgaste. A inspeção por partículas magnéticas deve ser executada antes da soldagem, entre etapas críticas e após o acabamento.

### 8.3 Fratura parcial ou total

O reparo de uma fratura só deve ser aprovado quando a causa da falha tiver sido investigada e quando a seção remanescente suportar as cargas de serviço. Em dentes totalmente fraturados, pode ser necessário construir o volume completo, utilizar dispositivo ou modelo para controle geométrico e executar tratamento térmico. Em casos de trinca extensa na raiz, danos repetitivos, distorção severa ou perda de referência dimensional, a substituição do segmento ou da engrenagem pode ser mais segura que o reparo.

### 8.4 Trinca na raiz, cubo ou chaveta

A trinca deve ser completamente removida e sua extensão avaliada por END. Trincas que alcançam o cubo, a alma, o rasgo de chaveta ou regiões de elevada solicitação exigem análise estrutural. Não é aceitável simplesmente preencher a abertura com solda sem remover a ponta da trinca e verificar a continuidade do metal íntegro.

## 9. Critérios de qualidade e aceitação

A aceitação deve ser definida em plano de inspeção e teste, aprovado antes do reparo. Como critérios mínimos, recomenda-se:

- ausência de trincas após a preparação, durante a soldagem e no exame final;

- ausência de falta de fusão, falta de penetração, porosidade relevante, inclusões de escória, mordeduras e geometrias que atuem como concentradores de tensão;
- dureza dentro da faixa especificada para o metal de base, amanteigamento e revestimento;
- confirmação da remoção integral das indicações originais;
- controle dimensional do perfil evolvente, espessura, passo individual, passo acumulado, hélice, batimento e concentricidade;
- compatibilidade do contato com o pinhão ou a coroa conjugada, verificada por método aprovado;
- registro dos consumíveis, lotes, ressecagem, temperaturas, corrente, sequência de passes, inspeções e tratamento térmico;
- rastreabilidade dos inspetores, instrumentos e certificados de calibração.

Os defeitos não devem ser aceitos apenas porque não são visíveis a olho nu. O critério deve combinar inspeção visual, END, dureza e dimensional. AWS D1.1 e ASME V podem fornecer referências de execução e ensaio, mas os limites de aceitação devem ser adaptados ao serviço da engrenagem e formalmente aprovados.

## 9.1 Restituição da geometria do dente

Diferentemente de outras peças de forjaria recuperadas por solda, a engrenagem exige, ao final do processo, a usinagem ou retificação do perfil do dente para restabelecer o perfil evolvente dentro da tolerância de engrenamento. A recuperação metalúrgica sem esse acabamento dimensional não garante o funcionamento silencioso e sem vibração do conjunto, tampouco a vida útil esperada do par engrenado. Engrenagens de menor porte – até 1,5 – 2,0 m de diâmetro faz-se mandatória a usinagem de repasse dos perfis fazendo com que sejam reconstituídos os perfis dos dentes com uma correção pouco menor do que a original. Engrenagens de grande porte e que não é possível a desmontagem, resta o ajuste localizado na montagem com alívio do contato.

## 10. Estudo de caso e aplicação prática

A experiência de recuperação de pinhões e coroas de prensas mostra uma sequência consistente: mapeamento por líquido penetrante ou partículas magnéticas; isolamento e pré-aquecimento; eliminação controlada das trincas; reinspeção; deposição do amanteigamento; inspeções intermediárias; eventual revestimento resistente ao desgaste; tratamento térmico; medição de dureza; e acabamento manual, usinagem ou retificação.

O caso da coroa de moinho de cimento reforça dois pontos. Primeiro, trincas longas, entre 100 mm e 280 mm, e dentes parcialmente arrancados precisam ser localizados e documentados antes de qualquer soldagem. Segundo a composição e a microestrutura podem revelar um material de elevada soldabilidade restrita, exigindo pré-aquecimento elevado, eletrodo de baixo hidrogênio, controle de interpasse e tratamento térmico.

A seguir, registros fotográficos de trabalhos reais de recuperação por solda executados pela SANTEC: a recuperação de um pinhão de acionamento e a recuperação de uma coroa (engrenagem de grande diâmetro) de prensa, ilustrando na prática as etapas descritas nas seções anteriores.

### 10.1 Inspeção — Líquido Penetrante

A inspeção por líquido penetrante evidencia a extensão das trincas na raiz dos dentes antes da intervenção, orientando a delimitação da área a ser reparada.



*Fig. 1 — Inspeção por líquido penetrante em engrenagem: revelação evidenciando trincas na raiz dos dentes.*



*Fig. 2 — Detalhe da raiz dos dentes após revelação, mostrando a extensão da trinca a ser eliminada.*

### 10.2 Pré-aquecimento e Isolamento Térmico

O conjunto é envolvido em manta cerâmica refratária e aquecido por resistências elétricas ou maçarico, com controle de temperatura de pré-aquecimento e de interpasse ao longo de toda a soldagem — item crítico para aços de média liga usados em engrenagens de grande porte.

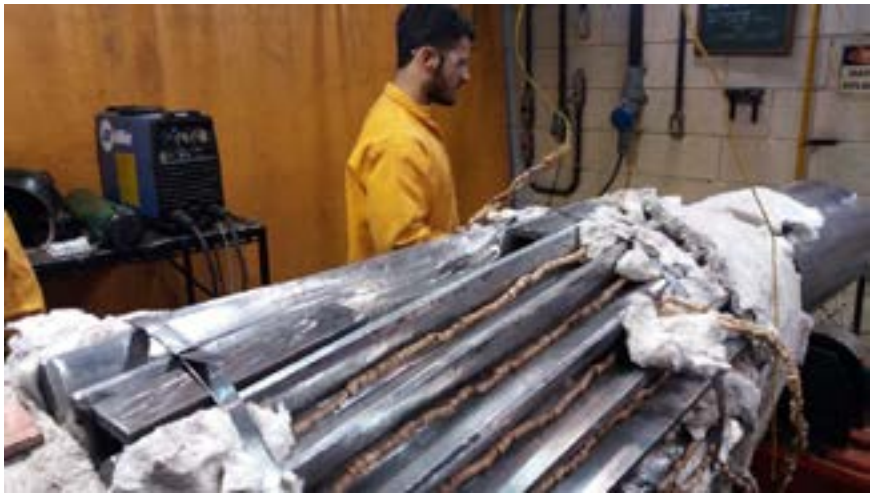


*Fig. 3 — Pinhão isolado termicamente com manta cerâmica e resistências elétricas para pré-aquecimento controlado.*



*Fig. 4 — Coroa de grande diâmetro totalmente envolvida em manta refratária antes da soldagem de recuperação.*

### 10.3 Eliminação de Trincas

Após o mapeamento, as trincas são eliminadas por goivagem/chanfro a quente, seguida de nova inspeção para confirmar a remoção total antes do início da deposição.

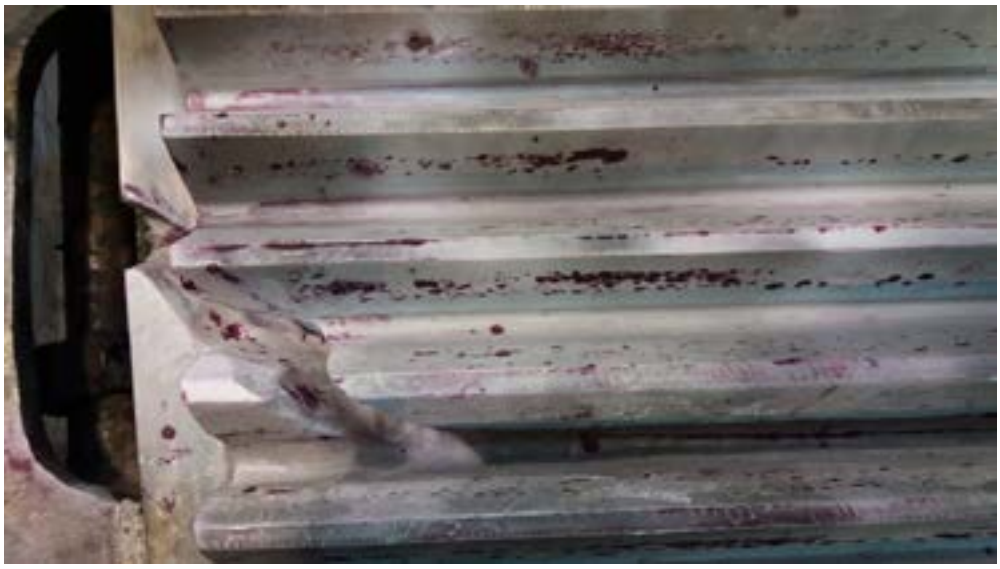


*Fig. 5 — Detalhe da raiz do dente após eliminação parcial da trinca, com preparação do chanfro.*



*Fig. 6 — Soldagem a quente na raiz do dente da coroa, com a peça mantida isolada e pré-aquecida.*

## 10.4 Soldagem de Recuperação

A soldagem é executada com processo manual, em passes alinhados e sobrepostos, reconstituindo o volume de material removido e restabelecendo o perfil do dente para posterior acabamento.



*Fig. 7 — Soldagem de recuperação localizada dos dentes do pinhão, com controle de temperatura de interpasse.*



*Fig. 8 — Equipe da SANTEC finalizando a soldagem e o esmerilhamento de acabamento na coroa.*

## 10.5 Resultado Final

Concluídos a soldagem, o tratamento térmico e o acabamento dimensional, as engrenagens retornam à condição funcional, prontas para nova instalação em operação.



*Fig. 9 — Coroa de forjaria fraturada, recuperada em um segmento, dentes reconstituídos.*



*Fig. 10 — Segunda coroa de prensa totalmente recuperada, com acabamento final dos dentes e do cubo.*

## 11. Conclusões

A soldagem de manutenção em engrenagens de forjaria é tecnicamente viável para diversos cenários de desgaste e dano, mas não deve ser tratada como simples reposição de volume. O sucesso depende da integração entre inspeção, metalurgia, soldagem, tratamento térmico e controle geométrico.

A inspeção tipo MAAG é especialmente importante porque confirma se o reparo devolveu a função de engrenamento, e não apenas a aparência do dente. Erros de passo individual e acumulado, perfil evolvente, hélice, espessura e batimento devem ser avaliados conforme o desenho e a classe de qualidade aplicáveis. O gráfico MAAG fornecido tem caráter didático e não deve ser usado isoladamente para liberar uma engrenagem.

A caracterização do material deve preceder a seleção de consumíveis e temperaturas. Os exemplos analisados mostram tanto aço carbono compatível com SAE 1045 quanto aço fundido/baixa liga similar a ASTM A 148 e SAE/AISI 8640. Como consequência, o procedimento de soldagem, o pré-aquecimento, o controle de hidrogênio, a dureza desejada e o tratamento térmico precisam ser específicos para cada peça.

Quando bem planejado e documentado, o reparo reduz custo, prazo de parada e necessidade de substituição integral. A decisão final, porém, deve sempre priorizar a segurança das pessoas, a confiabilidade do equipamento e a aprovação formal da engenharia responsável.

**Referências técnicas e documentos consultados**


1. Relatório de ensaio LABTESTE nº 2348.02389-23A/AC — caracterização química, dureza e microestrutura de engrenagem de prensa VALB; emitido em abril de 2023.
2. Relatório de inspeção nº 131/2014 — caracterização do dente da coroa do moinho de cimento, procedimento de soldagem EPS e tratamento térmico pós-soldagem.
3. Relatório de inspeção não destrutiva nº 0193/14 — inspeção por partículas magnéticas nos dentes da coroa do moinho Z5M01, Salto de Pirapora.
4. Gráfico “Inspeção de engrenagem tipo MAAG”
5. AWS D1.1 — Structural Welding Code — Steel, edição aplicável ao procedimento aprovado.
6. ASME V — ensaios não destrutivos, edição aplicável ao plano de inspeção.
7. ASTM A751 — métodos de análise química de produtos siderúrgicos.
8. ASTM E10 — ensaio de dureza Brinell.
9. ASTM E7 e ASTM E407 — preparação e ataque metalográfico.
10. ASTM E140 — tabelas de conversão de dureza.



**José Santaella Redorat Jr.**
Engenheiro Mecânico / Soldagem / Ensaios Não Destrutivos
Sócio-Diretor — SANTEC Tecnologia de Soldagem, Campinas/SP
Eng. Mecânico UNICAMP (1980)
Welding Engineer SFI/DVS — SLV Berlin (1986)
Nível 3 END DGZfP Dortmund

# Validación del desarrollo de una herramienta de simulación 2D propia, en un proceso de extrusión inversa en frío

L Buglioni[1*], G Abate[1,2] and D Martínez Krahmer[1]

[1*]Centro de Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Buenos Aires, Argentina.
[2]Facultad de Ingeniería, UNLZ, Argentina.

*Corresponding author(s). E-mail(s): buglioni@inti.gob.ar;
Contributing authors: gabate@inti.gob.ar; dmartinez@inti.gob.ar;

**Abstract**

La simulación de procesos de conformado plástico requiere considerar grandes deformaciones, contacto cambiante y una elevada distorsión de la malla. En este trabajo se presenta el desarrollo y la validación de *WeldForm*, una herramienta FEM propia para la simulación axisimétrica de procesos rígido-viscoplásticos. El solver utiliza una formulación mixta velocidad–presión, un esquema implícito iterativo, contacto por penalización, fricción por factor de corte regularizada y remallado automático con transferencia de variables de estado.

Como caso de estudio se simuló la segunda etapa de conformado de una tuerca con alojamiento Torx, correspondiente a un proceso de extrusión inversa en frío de acero AISI 1022. Se analizó la sensibilidad de la carga axial y de las magnitudes energéticas respecto del tamaño de elemento. Para un desplazamiento de aproximadamente **5.4 mm**, las cargas obtenidas difirieron menos del **1.5 %** respecto del valor de referencia. El trabajo externo y el balance energético mostraron una mayor sensibilidad al tamaño de malla y al remallado que la carga axial.

Los campos de deformación plástica y tensión equivalente reprodujeron cualitativamente la localización de las principales zonas de deformación observadas en la bibliografía. Las diferencias locales se atribuyen principalmente a la ausencia de la historia de deformación correspondiente a la etapa previa de conformado y a las distintas estrategias numéricas utilizadas. Los resultados respaldan la capacidad de la herramienta para simular procesos de conformado con grandes deformaciones y permiten identificar aspectos que requieren validaciones adicionales, particularmente la transferencia de variables durante el remallado y la selección de los parámetros de contacto.

**Keywords:** Extrusión, FEM, Remallado, FVM, GPU

## 1 Introducción

La simulación numérica de procesos de conformado plástico permite analizar la evolución de la carga, el flujo del material y las distribuciones de deformación y tensión sin recurrir exclusivamente a ensayos experimentales. Sin embargo, su aplicación a operaciones como la extrusión inversa requiere resolver simultáneamente grandes deformaciones, comportamiento plástico no lineal, contacto cambiante entre pieza y herramientas y una elevada distorsión de la malla.

En formulaciones rígido–viscoplásticas, la interacción con las herramientas influye directamente sobre el campo de velocidades y sobre la carga de conformado. En particular, la fricción modifica el flujo del material en las superficies de contacto y puede producir diferencias significativas en las fuerzas y en la distribución local de deformación. Asimismo, la distorsión acumulada de los elementos hace necesario incorporar procedimientos automáticos de remallado y transferencia de variables de estado.

En este contexto se desarrolló *WeldForm*, una herramienta propia basada en el método de los elementos finitos, orientada a la simulación axisimétrica de procesos de conformado con grandes deformaciones.

El solver emplea una formulación mixta velocidad–presión, un esquema implícito iterativo, contacto por penalización, fricción por factor de corte regularizada y remallado automático por criterios geométricos.

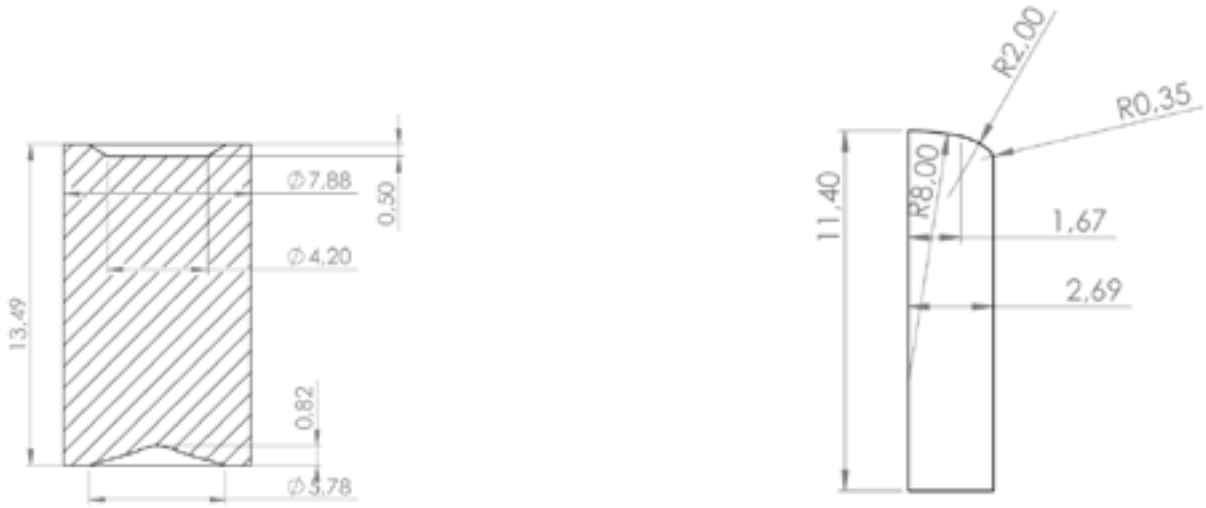
El objetivo del presente trabajo es validar la herramienta mediante la simulación de una etapa de extrusión inversa en frío de una preforma de acero AISI 1022. Se estudian la sensibilidad respecto del tamaño de malla y de los parámetros numéricos, y se comparan la carga axial, la energía interna, la deformación plástica equivalente y la tensión equivalente con resultados publicados en la literatura.

# 2 Metodología

## 2.1 Proceso

El proceso analizado corresponde a la segunda etapa del conformado de una tuerca hueca con alojamiento *Torx* interno y consiste en una operación de extrusión inversa en frío de una preforma de acero AISI 1022. La herramienta se desplaza a una velocidad constante de 3 mm/min. La preforma al comienzo de esta etapa posee una longitud de 13.49 mm y un diámetro de 7.47 mm. La geometría inicial de pieza y herramental se describe en la Fig. 1.

De acuerdo con el modelo de referencia, la interacción entre la pieza y las herramientas se representa mediante una ley de fricción por factor de corte con $m = 0.12$.




(a) Preforma (b) Matriz inferior

**Fig. 1**: Geometría de preforma y matriz

## 2.2 Modelo Numérico

El proceso se resolvió en el motor de cálculo *WeldForm*, desarrollado por los autores. Este solver es de tipo implícito, cuasi estacionario, basado en los trabajos de P. Martins [1, 2]. Se utiliza una aproximación rígido-viscoplástica con elementos mixtos de velocidad-presión. Bajo esta hipótesis se desprecia la contribución elástica de la deformación y el campo de velocidades constituye la variable cinemática principal. Para materiales plásticamente incompresibles se impone

$$\nabla \cdot \mathbf{v} = 0. \tag{1}$$

En el caso axisimétrico considerado, el campo de velocidades se expresa como

$$\mathbf{v} = \begin{bmatrix} v_r & v_z \end{bmatrix}^T, \tag{2}$$

y las componentes de la velocidad de deformación se calculan como

$$\dot{\varepsilon}_{rr} = \frac{\partial v_r}{\partial r}, \qquad \dot{\varepsilon}_{zz} = \frac{\partial v_z}{\partial z}, \qquad \dot{\varepsilon}_{\theta\theta} = \frac{v_r}{r}, \tag{3}$$

$$\dot{\gamma}_{rz} = \frac{\partial v_r}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial r}. \tag{4}$$

Se utiliza notación ingenieril para la componente de corte. La tensión de flujo del material se determina a partir de la ley constitutiva definida por el usuario en función de la deformación plástica equivalente, la velocidad de deformación y, cuando corresponde, la temperatura,

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}\left(\bar{\varepsilon}^{p}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T\right). \tag{5}$$

La viscosidad efectiva asociada a la formulación rígido-viscoplástica se define como

$$\mu_{\text{eff}} = \frac{\bar{\sigma}}{3\dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{reg}}}, \tag{6}$$

donde, con el objetivo de evitar el crecimiento no acotado de $\mu_{\text{eff}}$ cuando la velocidad de deformación tiende a cero, se introduce una cota inferior:

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{reg}} = \max\left(\dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{raw}}, \dot{\varepsilon}_{\min}\right), \qquad \dot{\varepsilon}_{\min} = 10^{-2}\ \text{s}^{-1}. \tag{7}$$

La velocidad de deformación equivalente sin regularizar se calcula a partir del campo de velocidades como

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{\text{raw}} = \left[\frac{2}{3}\left(\dot{\varepsilon}_{rr}^{2} + \dot{\varepsilon}_{zz}^{2} + \dot{\varepsilon}_{\theta\theta}^{2}\right) + \frac{1}{3}\dot{\gamma}_{rz}^{2}\right]^{1/2}. \tag{8}$$

El tensor de tensiones se obtiene como:

$$\boldsymbol{\sigma} = -p\mathbf{I} + 2\mu_{\text{eff}}\mathbf{d}', \tag{9}$$

donde $p$ representa la presión hidrostática y $\mathbf{d}'$ es la parte desviadora del tensor velocidad de deformación.

La discretización espacial se realiza mediante elementos cuadriláteros bilineales de cuatro nodos. Las velocidades se interpolan mediante funciones de forma Q1,

$$\mathbf{v}(\mathbf{x}) = \sum_{a=1}^{4} N_a(\mathbf{x})\,\mathbf{v}_a, \tag{10}$$

mientras que la presión se considera constante dentro de cada elemento (P0). La formulación resultante conduce, en cada iteración, a un sistema mixto de tipo punto de silla,

$$\begin{bmatrix} \mathbf{P} & \mathbf{Q} \\ \mathbf{Q}^{T} & \mathbf{0} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \mathbf{v} \\ \mathbf{p} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{f} \\ \mathbf{0} \end{bmatrix}. \tag{11}$$

donde $\mathbf{P}$ contiene la contribución viscoplástica y $\mathbf{Q}$ representa el acoplamiento velocidad-presión asociado a la condición de incompresibilidad.

A nivel elemental, estas matrices pueden expresarse como

$$\mathbf{P}^{e} = \int_{\Omega_e} \mu_{\text{eff}}\mathbf{B}^{T}\mathbf{D}\mathbf{B}\, d\Omega, \tag{12}$$

$$\mathbf{Q}^{e} = \int_{\Omega_e} \mathbf{B}^{T}\mathbf{C}\, d\Omega, \tag{13}$$

con

$$\mathbf{D} = \text{diag}\left(\frac{2}{3}, \frac{2}{3}, \frac{2}{3}, \frac{1}{3}\right), \qquad \mathbf{C} = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 & 0 \end{bmatrix}^{T}. \tag{14}$$

Para la integración de la contribución viscoplástica se emplea una cuadratura de Gauss $2 \times 2$, mientras que el término de acoplamiento velocidad-presión se evalúa mediante integración reducida en el centro del elemento.

La solución se obtiene incrementalmente mediante un esquema implícito iterativo. Una vez convergido cada incremento, se actualiza la configuración mediante una descripción Lagrangiana actualizada,

$$\mathbf{x}_{n+1} = \mathbf{x}_{n} + \Delta t\,\mathbf{v}_{n+1}, \tag{15}$$

y la deformación plástica equivalente acumulada se actualiza como

$$\bar{\varepsilon}^{p}_{n+1} = \bar{\varepsilon}^{p}_{n} + \Delta t\,\dot{\bar{\varepsilon}}^{p}. \tag{16}$$

Finalmente, el trabajo plástico interno acumulado se obtiene integrando en el tiempo la potencia plástica disipada en el volumen:

$$\Delta W_{\text{pl}} = \Delta t \int_{\Omega} \bar{\sigma}\,\dot{\bar{\varepsilon}}^{p}\, \text{d}\Omega. \tag{17}$$

Esta contribución se evalúa mediante la misma cuadratura de Gauss $2 \times 2$ utilizada en la formulación viscoplástica. Para la formulación axisimétrica, las integrales de volumen incorporan el factor geométrico.

$$d\Omega = 2\pi r \, |J| \, d\xi \, d\eta. \tag{18}$$

### 2.2.1 Contacto y fricción

La interacción pieza–herramienta se impone sobre las caras activas de contacto mediante una formulación de penalización. Sean $\mathbf{n}$ y $\mathbf{t}$ los vectores unitarios normal y tangencial, respectivamente, y

$$\mathbf{v}_{\mathrm{rel}} = \mathbf{v}_{\mathrm{tool}} - \mathbf{v}, \qquad v_n = \mathbf{v}_{\mathrm{rel}} \cdot \mathbf{n}, \qquad v_t = \mathbf{v}_{\mathrm{rel}} \cdot \mathbf{t}. \tag{19}$$

La rigidez normal se define en función de la viscosidad efectiva del elemento en contacto y de una longitud característica local $h_e$,

$$k_n = \alpha_n \frac{\mu^c_{\mathrm{eff}}}{h_e}. \tag{20}$$

La tracción normal asociada a la velocidad relativa resulta

$$\mathbf{t}^v_n = k_n v_n \mathbf{n}. \tag{21}$$

Adicionalmente, cuando el gap normal $g_n$ es negativo, se incorpora una corrección destinada a reducir la penetración geométrica acumulada,

$$\mathbf{t}^g_n = -k_g \, \langle -g_n \rangle \, \mathbf{n}, \qquad k_g = \alpha_g s_g \frac{\mu^c_{\mathrm{eff}}}{h_e}, \tag{22}$$

donde $\langle x \rangle = \max(x, 0)$.

La respuesta tangencial se representa mediante una ley de fricción por factor de corte regularizada,

$$\boldsymbol{\tau}_f = k_t v_t \mathbf{t}, \qquad k_t = \frac{\tau_{\max}}{|v_t|} \frac{2}{\pi} \arctan\left( \frac{|v_t|}{v_{\mathrm{reg}}} \right), \tag{23}$$

$$\tau_{\max} = m \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}}. \tag{24}$$

En el límite $v_t \to 0$, la rigidez tangencial toma el valor

$$k_t = \frac{2\tau_{\max}}{\pi v_{\mathrm{reg}}}, \tag{25}$$

evitando así la indeterminación en velocidad tangencial nula.

Durante cada iteración de Picard, $k_n$ y $k_t$ se mantienen constantes y sus contribuciones se integran sobre la cara de contacto. La matriz elemental correspondiente es

$$\mathbf{K}^e_c = \int_{\Gamma^e_c} \mathbf{N}^T \left( k_n \, \mathbf{n} \otimes \mathbf{n} + k_t \, \mathbf{t} \otimes \mathbf{t} \right) \mathbf{N} \, \mathrm{d}\Gamma, \tag{26}$$

mientras que la velocidad impuesta por la herramienta y la corrección del gap contribuyen al término independiente,

$$\mathbf{f}^e_c = \int_{\Gamma^e_c} \mathbf{N}^T \left[ k_n \left( \mathbf{v}_{\mathrm{tool}} \cdot \mathbf{n} \right) \mathbf{n} + k_t \left( \mathbf{v}_{\mathrm{tool}} \cdot \mathbf{t} \right) \mathbf{t} + \mathbf{t}^g_n \right] \mathrm{d}\Gamma. \tag{27}$$

Por lo tanto, las contribuciones de contacto se incorporan al sistema mixto global como

$$\begin{bmatrix} \mathbf{P} + \mathbf{K}_c & \mathbf{Q} \\ \mathbf{Q}^T & \mathbf{0} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \mathbf{v} \\ \mathbf{p} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{f}_c \\ \mathbf{0} \end{bmatrix}. \tag{28}$$

En las simulaciones se utilizaron $\alpha_n = 500$, $\alpha_g = 100$, $s_g = 5$, $m = 0.12$ y $v_{\mathrm{reg}} = 1 \times 10^{-6}$ mm/s. Las integrales sobre las caras se evaluaron mediante dos puntos de Gauss, incluyendo el factor $2\pi r$ correspondiente a la formulación axisimétrica.

El material se formuló a partir de la curva proporcionada por [3]. Esta fue digitalizada e introducida como tensión de flujo vs deformación plastica, ya que el solver con el que se cuenta es rigido-viscoplástico, igual que *DEFORM* que es el utilizado en esta referencia. En la introducción de la curva de debieron extrapolar puntos mas allá de deformaciones de 0.65, debido a que en la referencia no se cuentan con valores, y, como se verá más adelante, las deformaciones máximas alcanzadas en el proceso alcanzan cantidades significativas. Debe observarse, como se detallará más adelante, que en la extrapolación, se obtuvieron valores de tensión

menores (del orden de los 700MPa) a los observados más adelante en los resultados. Se intentó utilizar una aproximación de *Hollomon* pero el error era significativo para valores de deformación menores a 0.65. Por esta razón se mantuvo esta extrapolación para no forzar los valores máximos de tensión para que coincidan con los resultados de la referencia, y que, debido a que las condiciones iniciales de deformación previa difieren, y no es el objetivo principal del trabajo minimizar estas diferencias.

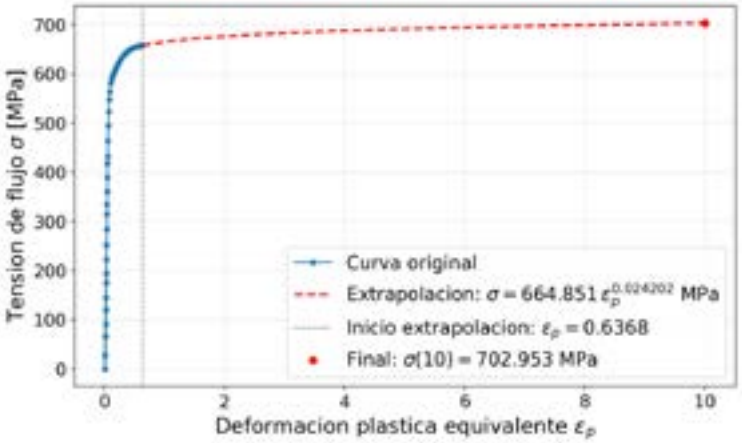



**Fig. 2**: Curva de tensión-deformación del material utilizada

Para realizar las corridas se utilizó la versión (*commit*) b5c70bf del solver. El remallado se realizó mediante una herramienta desarrollada por los autores, basada en el procedimiento descripto por Martins [4]. En las simulaciones presentadas se empleó un tamaño objetivo homogéneo, sin refinamiento adaptativo local. El remallado se activa automáticamente a partir de un criterio de distorsión geométrica de los elementos cuadriláteros: cuando el menor ángulo interior de la malla resulta inferior a 30 grados, o el mayor supera 150 grados, la malla se considera excesivamente distorsionada y se genera una nueva discretización. De esta forma, el remallado no se realiza a intervalos temporales prefijados, sino únicamente cuando la calidad geométrica de los elementos cae fuera del rango admisible. Una vez activado el criterio de calidad, se reconstruye el contorno de la pieza deformada y se genera una nueva malla cuadrilateral. Las variables nodales se interpolan sobre la nueva discretización, mientras que la deformación plástica equivalente se transfiere a partir del campo almacenado en la malla anterior. Luego del remallado se reinicia el proceso iterativo sobre la nueva configuración. En el remallado se mantuvo el tamaño nominal de elemento correspondiente a cada modelo, sin introducir refinamiento dependiente de la deformación plástica. Se utilizó además un ángulo de transición de 15 grados para la identificación y preservación de cambios geométricos significativos del contorno durante la reconstrucción de la malla.

Se emplearon mallas con longitudes características de elemento comprendidas entre 0.15 y 0.30$mm$. Salvo indicación contraria, las tolerancias de convergencia de velocidad y presión se fijaron en $5 \times 10^3$ y $5 \times 10^2$, respectivamente.

Las simulaciones se ejecutaron de manera secuencial, sin paralelización, en un procesador Intel Core i7-10700, bajo Ubuntu 22.04 LTS.

# 3 Resultados y discusión

Antes de comparar las predicciones numéricas con los resultados publicados, se estudió la sensibilidad de la solución respecto del tamaño de elemento y de las tolerancias de convergencia asociadas a la velocidad, la presión y el equilibrio de fuerzas.

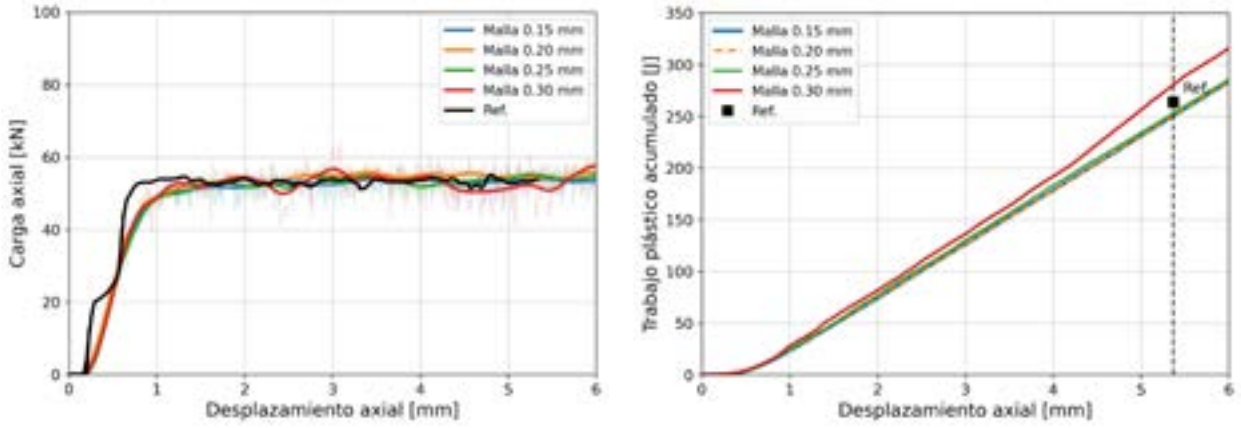
Para evaluar la influencia de la tolerancia de presión, se empleó la malla de 0.20$mm$, manteniendo fija la tolerancia relativa de velocidad en $5 \times 10^3$ y variando la tolerancia de presión entre $5 \times 10^{-2}$ y $5 \times 10^{-3}$. No se observaron cambios significativos. Se utilizó la mayor tolerancia de presión para las corridas subsiguientes. En la Fig. 3a se presenta la evolución de la carga axial para los diferentes tamaños de malla. La carga se obtuvo a partir de las fuerzas de contacto ejercidas sobre la matriz superior, proyectadas en la dirección axial. Se verificó también que este valor de carga (que es la reacción de la pieza) está en concordancia con la carga obtenida por el algoritmo de contacto por penalización en esta matriz. Sin embargo, en la matriz inferior, se observaron mayores diferencias y oscilaciones en la carga de contacto frente a la del material , es por esto que se prefirió. Las curvas de fuerza obtenidas numéricamente presentan oscilaciones de alta frecuencia superpuestas a la evolución global de la carga. Con el objetivo de separar estas fluctuaciones de

la respuesta macroscópica, se analizó el contenido frecuencial de las señales en función del desplazamiento axial. En este caso, la frecuencia se expresa como frecuencia espacial, en ciclos/mm, de manera que una frecuencia f se encuentra asociada a una longitud característica $\lambda = 1/f$. Se evaluaron frecuencias de corte entre $1-5$ ciclos/mm, verificándose que valores muy bajos producen un suavizado excesivo de la respuesta, mientras que valores elevados conservan una parte importante de las oscilaciones de alta frecuencia. Como compromiso entre ambos efectos, se adoptó un filtro Butterworth de cuarto orden con una frecuencia de corte de $f_c = 2$ ciclos/mm, correspondiente a una longitud característica $\lambda_c = 0.5mm$. El filtro fue aplicado mediante filtfilt, evitando de esta manera la introducción de un desfase en la señal.

La velocidad impuesta se incrementó linealmente durante el primer segundo hasta alcanzar su valor nominal, con el objetivo de evitar una aplicación instantánea de la condición de contorno y favorecer la convergencia inicial. Dado que la duración total del proceso es de aproximadamente 107 s y que la fuerza desarrollada durante la rampa es reducida, su contribución al trabajo externo total resulta despreciable.

Luego de aproximadamente 1 mm de desplazamiento, las distintas discretizaciones presentan una respuesta global similar. Para un desplazamiento axial de 5.37 mm se obtuvieron valores de carga promedio comprendidas entre 53.0 y 54.6 kN, frente a un valor de referencia de 53.8 kN. Los errores relativos resultaron inferiores al 1.5% para todas las mallas analizadas. Esto indica una baja sensibilidad de la carga axial al refinamiento dentro del intervalo de tamaños considerado. No se observa una variación monótona de la carga con el tamaño de elemento. La malla de 0.25 mm presenta la menor diferencia respecto de la referencia. No obstante, las variaciones entre las discretizaciones son pequeñas y solo se aprecia una mayor oscilación en la malla más gruesa. Por lo tanto, para esta magnitud global, la solución puede considerarse prácticamente independiente de la malla en el intervalo analizado.

En la Fig. 3b se observa que el trabajo plástico interno acumulado presenta una mayor sensibilidad al tamaño de elemento que la carga axial. Mientras las mallas de 0.15, 0.20 y 0.25 mm muestran evoluciones similares, la malla de 0.30 mm se aparta progresivamente de las restantes y sobreestima el trabajo plástico hacia el final del proceso




(a) Evolución de la carga axial.

(b) Evolución del trabajo plástico interno.

**Fig. 3**: Influencia del tamaño de malla sobre la carga axial y el trabajo plástico interno acumulado.

En la Tabla 1 se resumen los resultados obtenidos para las diferentes densidades de malla. En todas las simulaciones se emplearon tolerancias relativas de velocidad y presión de $5\times10^{-3}$ y $5\times10^{-2}$, respectivamente. Se presentan la carga axial, el trabajo externo y el trabajo plástico interno, junto con indicadores del balance energético y del costo computacional.

El trabajo externo $W_{\text{ext}}$ se comparó con el valor de referencia $W_{\text{ref}} = 263.60$ J, mientras que el balance energético interno se cuantificó mediante la diferencia relativa entre el trabajo externo y el trabajo plástico interno $W_{\text{pl}}$, normalizada respecto de $W_{\text{ext}}$. Los resultados no muestran una convergencia monótona con el refinamiento. La malla de 0.20 mm presenta la menor diferencia respecto del trabajo de referencia ($-1.04\,\%$), mientras que la malla de 0.25 mm proporciona el mejor balance entre el trabajo externo y el trabajo plástico interno ($+0.01\,\%$). La malla más fina, de 0.15 mm, mantiene un balance energético satisfactorio ($+0.98\,\%$), aunque su trabajo externo resulta un $4.13\,\%$ inferior al valor de referencia. Por el contrario, en la malla de 0.30 mm el trabajo plástico supera al trabajo externo, dando lugar a una diferencia relativa de $-10.48\,\%$. Este resultado indica que la discretización más gruesa presenta un balance energético insatisfactorio al final del proceso. El balance energético constituye, por lo tanto, un indicador complementario de la consistencia

numérica de la solución y permite detectar una sensibilidad al tamaño de elemento que no resulta evidente a partir de la carga axial. No obstante, dado que este indicador no presenta una evolución monótona con el refinamiento, debe evaluarse conjuntamente con la carga, las magnitudes integrales y los campos locales para establecer la independencia de malla.

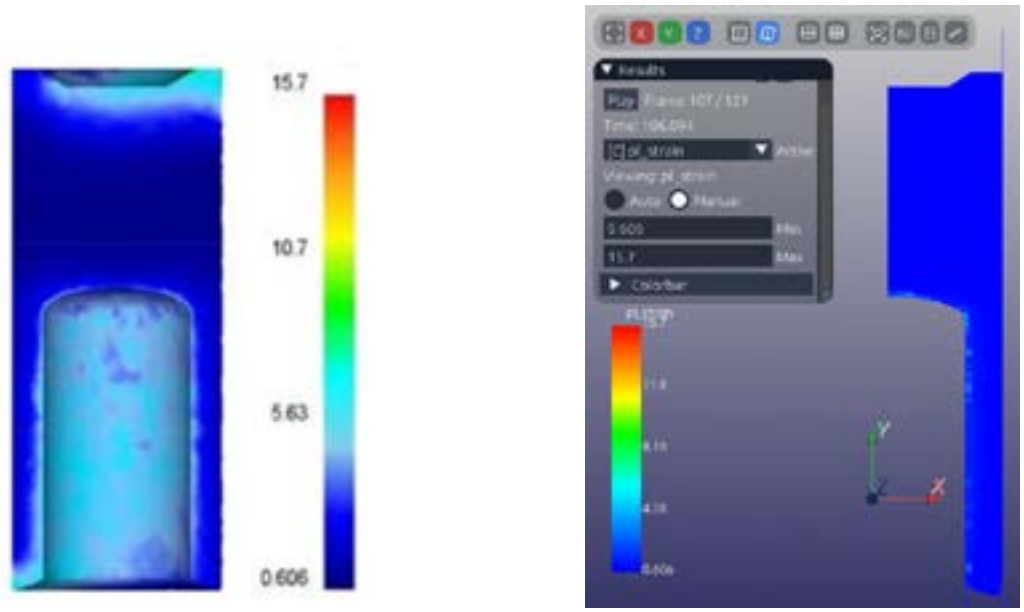
Entre las mallas de 0.30 mm y 0.15 mm, el número de nodos y elementos aumenta aproximadamente cuatro veces, mientras que el tiempo de cálculo se incrementa en más de veinte veces. Este aumento se debe tanto al crecimiento del sistema lineal como al mayor número de incrementos y remallados requeridos por las discretizaciones más finas.

**Table 1**: Resumen de los resultados obtenidos para las diferentes densidades de malla

| **Malla** [mm] | **Nodos** [-] | **Elem.** [-] | **Carga** [kN] | $W_{\text{ext}}$ [J] | $W_{\text{pl}}$ [J] | $e_{\text{Wref}}$ [%] | $\Delta_{\text{Wbal}}$ [%] | **Steps** [-] | **Remall.** [-] | **Tiempo** [h] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.15 | 2464 | 2334 | 53.0 | 252.71 | 250.23 | −4.13 | +0.98 | 1037 | 709 | 1.24 |
| 0.20 | 1549 | 1453 | 54.6 | 260.85 | 250.57 | −1.04 | +3.94 | 930 | 671 | 0.49 |
| 0.25 | 972 | 895 | 53.4 | 253.16 | 253.13 | −3.96 | +0.01 | 590 | 160 | 0.11 |
| 0.30 | 674 | 610 | 53.1 | 253.81 | 280.42 | −3.71 | −10.48 | 474 | 196 | 0.06 |
| Ref. | — | — | 53.8 | 263.60 | — | — | — | — | — | — |

A continuación se comparan los campos de deformación plástica equivalente correspondientes a un desplazamiento de la matriz de aproximadamente 5.4 mm, valor próximo a los 5.37 mm reportados en la referencia. La comparación se presenta en la Fig. 4. Debe tenerse en cuenta que, en el trabajo de referencia, la preforma utilizada en esta etapa proviene de una operación previa de *upsetting*. Por lo tanto, el campo de deformación plástica equivalente mostrado en la referencia contiene una historia de deformación acumulada anterior al proceso de extrusión inversa. En el presente modelo, en cambio, la simulación se inicia a partir de la geometría de la preforma correspondiente a esta etapa, sin incorporar explícitamente dicha historia previa de deformación. Se observa una distribución cualitativamente consistente de la deformación plástica, con mayores valores en las regiones próximas al radio de entrada de la matriz y en la zona interna de la pieza extruida. La comparación de los máximos absolutos debe interpretarse con precaución, dado que una parte de la deformación equivalente presente en la referencia puede haber sido acumulada durante la etapa previa de *upsetting*.

Las diferencias observadas en la distribución espacial y en las magnitudes locales pueden atribuirse tanto a esta diferente historia de deformación como a las distintas estrategias de remallado, discretización y formulación numérica utilizadas en ambos modelos.



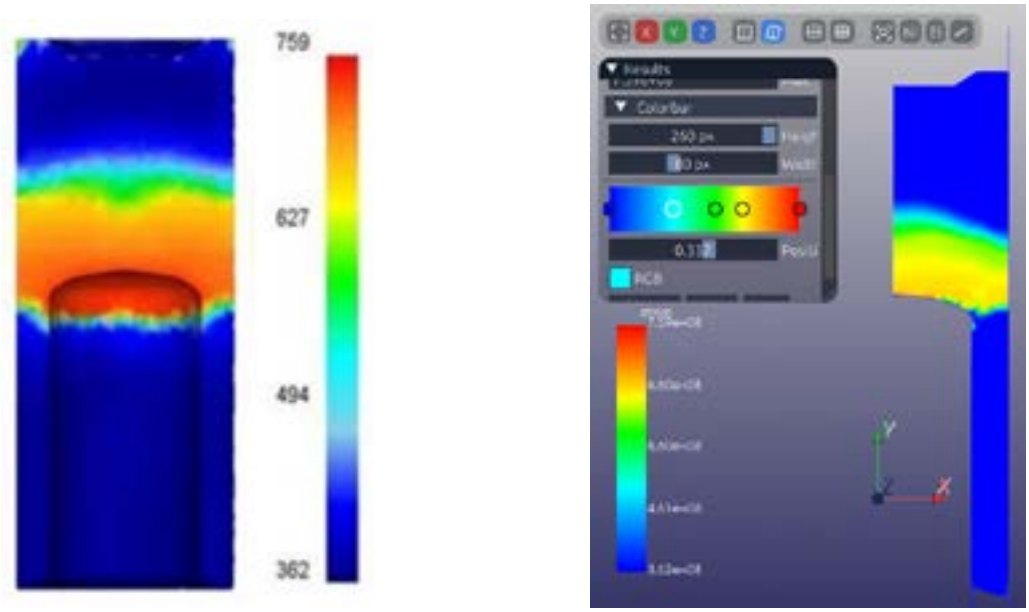

(a) Influencia de malla. (b) Influencia viscosidad artificial

**Fig. 4**: Deformación plástica equivalente. Referencia (a) vs. Trabajo(b).

La Fig. 5 compara la distribución de tensiones equivalentes obtenida con el modelo desarrollado frente a la publicada en la referencia. En ambos casos se observa una concentración de las mayores tensiones en la región próxima al radio de entrada de la matriz, asociada al cambio en la dirección del flujo del material durante la extrusión inversa.

La distribución espacial de tensiones presenta diferencias significativas. En particular, en la referencia se observa una región extensa con tensiones elevadas por encima de la zona de extrusión, mientras que en el presente modelo la concentración se encuentra más localizada en las proximidades del radio de la matriz.

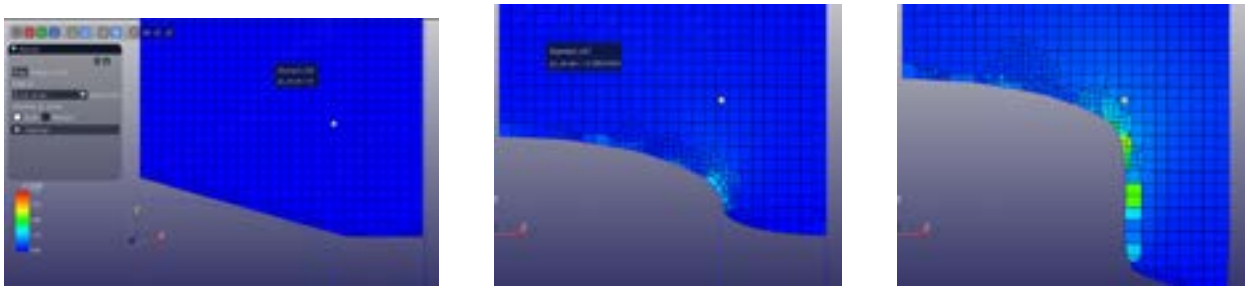
Una posible explicación para esta diferencia es la historia previa de deformación de la preforma utilizada en la referencia. La operación de *upsetting* realizada antes de la etapa analizada produce deformación plástica y endurecimiento previo del material, modificando consecuentemente el campo de tensiones durante la extrusión posterior. Esta historia no se encuentra incluida en el modelo desarrollado, que comienza la simulación directamente desde la geometría correspondiente al inicio de esta etapa. Adicionalmente, las diferencias pueden estar influenciadas por las distintas estrategias numéricas y de remallado empleadas.




(a) Referencia. (b) Modelo Malla 0.2 V,P tol: 5.0e-3

**Fig. 5**: Tensión equivalente. Referencia (a) vs. Trabajo(b).

En la Fig. 6 se muestra la evolución de la malla de 0.15 mm durante el proceso. A medida que avanza la matriz, la mayor distorsión se concentra en los elementos próximos al radio de entrada, como consecuencia del intenso cambio de dirección del flujo del material. La aplicación sucesiva del procedimiento de remallado permite mantener una discretización regular y representar adecuadamente la evolución de la geometría y la formación de la pared extruida. Asimismo, la región sometida a los cambios más importantes de la malla coincide con la zona de mayor deformación plástica.



(a) $t = 0$ (b) $t = 13s$ (c) $t = 27s$

**Fig. 6**: Remallado

# 4 Conclusiones

Se desarrolló y evaluó una herramienta FEM propia para la simulación axisimétrica de procesos de conformado rígido-viscoplástico con grandes deformaciones, contacto pieza–herramienta y remallado automático.

El estudio de convergencia mostró que la fuerza axial presenta una sensibilidad relativamente baja al tamaño de elemento para $h \leq 0.30$ mm. El trabajo plástico interno y el balance energético mostraron mayor sensibilidad al tamaño de malla que la carga axial, sin observarse una convergencia monótona.

La formulación de contacto implementada combina una penalización cinemática normal, una corrección de penetración geométrica y un modelo regularizado de fricción por factor de corte. Para las simulaciones se adoptó $\alpha_n = 500$ y $m = 0.12$. La regularización tangencial permitió evitar la singularidad del modelo de fricción en condiciones de deslizamiento próximo a cero y conservar una convergencia estable del esquema iterativo.

Los campos de deformación plástica equivalente y tensión equivalente mostraron una concordancia cualitativa con la referencia, especialmente en la localización de las mayores deformaciones y tensiones próximas al radio de entrada de la matriz. Las diferencias remanentes se asocian a la ausencia de la historia de deformación correspondiente a la etapa previa de upsetting, así como a las diferentes estrategias de discretización, contacto y remallado.

La selección manual del factor de penalización y de la velocidad de regularización constituye todavía una limitación, por lo que ambos parámetros deberán estudiarse sistemáticamente en trabajos posteriores.

# 5 Futuros Trabajos

Como continuación del presente desarrollo se propone realizar un análisis sistemático de sensibilidad respecto del factor de penalización normal, la penalización de gap y la velocidad de regularización tangencial. Esto permitirá establecer criterios de selección vinculados con el tamaño de elemento, la velocidad de proceso y las propiedades constitutivas, evitando la elección manual de dichos parámetros.

También se prevé incorporar un procedimiento automático para determinar la penalización de contacto a partir de una longitud característica local y de la viscosidad efectiva del material, controlando simultáneamente la penetración máxima y el condicionamiento del sistema lineal.

Finalmente, se plantea simular la secuencia completa de conformado, incluyendo la etapa previa de upsetting y la transferencia de las variables internas entre etapas, así como realizar nuevas validaciones experimentales de fuerza, geometría final y distribución de dureza.

Otras mejoras a implementar incluyen transferencia consistente de variables en puntos de *Gauss* durante el remallado; análisis de conservación de energía a través de cada remallado; regularización adaptativa de $v_{reg}$ comparación entre penalización puramente cinemática y formulaciones aumentadas; validación de fricción con un ensayo específico, no solamente ajustándola indirectamente mediante la carga, en conjunto con la implementación de acoplamiento térmico.

# References

[1] Nielsen, C.V., Martins, P.A.F.: Metal Forming: Formability, Simulation, and Tool Design. Academic Press, Elsevier, Technical University of Denmark, Lyngby, Denmark (2021). https://doi.org/10.1016/B978-0-323-85255-5.09990-8

[2] Rodrigues, J., Martins, P.A.F.: Tecnologia Mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica, Vol. I – Fundamentos Teóricos, 2nd edn. Escolar Editora, Forte da Casa, Portugal (2010)

[3] Yang, C.-C., Lu, J.-Q., Tsai, H.Y., Andres, J.C.: The numerical study on the multi-stage cold forming process of hexalobular socket torx nuts. European Journal of Applied Sciences (2015) https://doi.org/10.14738/aivp.1305.19448

[4] Petersen, S.B., Rodrigues, J.M.C., Martins, P.A.F.: Automatic generation of quadrilateral meshes for the finite element analysis of metal forming processes. Finite Elements in Analysis and Design **35**(2), 157–168 (2000) https://doi.org/10.1016/S0168-874X(99)00063-3

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Determinação do fator de atrito por simulação numérica na lubrificação com $CO_2$ em estado sólido no forjamento a frio a partir do spike test em miniatura

Diego R. Alba [1]
Gerd Reichardt [2]
Alexander Weiß [3]
Mathias Liewald [4]

**RESUMO**

Os lubrificantes são determinantes no forjamento a frio, pois governam o escoamento do material, a qualidade da superfície conformada e o desgaste do ferramental. Os lubrificantes à base de óleo mineral estão entre as soluções bem estabelecidas; no entanto, deixam resíduos, exigem operações de limpeza e suscitam preocupações ambientais. Neste estudo, $CO_2$ em estado sólido é avaliado como uma alternativa sustentável e livre de resíduos para a conformação a frio de aço de baixo carbono. O comportamento de atrito sob diferentes condições de lubrificação e de superfície foi caracterizado por meio de ensaios spike test em miniatura. Um modelo de elementos finitos do ensaio foi validado com base na resposta de força medida e, em seguida, utilizado para obter curvas de calibração de atrito, a partir das quais foi atribuído um fator de atrito efetivo a cada condição ensaiada. Os resultados mostram que a $CO_2$ em estado sólido reduz as forças de conformação em cerca de 10% em relação à conformação a seco e fornece fatores de atrito entre 0,07 e 0,10, frente a valores de 0,66 a 0,95 sem lubrificante, sem deixar resíduos a serem removidos. Assim, $CO_2$ em estado sólido se apresenta como uma estratégia de lubrificação atrativa e ambientalmente correta para um forjamento a frio sustentável, e o procedimento de calibração numérica proposto oferece uma base quantitativa para a sua avaliação.

[1] M.Sc. Engineer, Institute of Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany
[2] M.Sc. Engineer, Institute of Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany
[3] M.Sc. Engineer, Institute of Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany
[4] Prof. Dr-Ing., Institute of Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany

# FEM-Based Friction Factor Calibration for $CO_2$ Snow Lubrication in Cold Forging Using the Miniature Spike Test


## ABSTRACT

*Lubricants are decisive in cold forging, since they govern material flow, the quality of the formed surface and the wear of the tooling. Mineral-oil-based lubricants are among the established solutions, yet they leave residues, require cleaning operations and raise environmental concerns. In this study, $CO_2$ snow is examined as a residue-free and sustainable option for the cold forming of mild steel. The friction behaviour under different lubrication and surface conditions was characterised by means of miniature spike tests. A finite element model of the test was validated against the measured force response and then used to derive friction calibration curves, from which an effective friction factor was assigned to each tested condition. The results show that $CO_2$ snow lowers the forming forces by about 10% relative to dry forming and yields friction factors between 0.07 and 0.10, compared with 0.66 to 0.95 without lubricant, while leaving no residue to be removed. $CO_2$ snow therefore emerges as an attractive, environmentally friendly lubrication strategy for sustainable cold forging, and the proposed numerical calibration procedure provides a quantitative basis for its evaluation.*


## 1. INTRODUCTION

In the cold forging of steel, the usual practice is to combine phosphate-coated semi-finished parts with lubricants based on mineral oils or soaps, which keep the tool and workpiece surfaces apart [1, 2]. Although technically dependable, such systems carry considerable environmental and economic costs: of the roughly 5 million tonnes of lubricants consumed each year in the EU, an estimated 40–50% eventually end up in the environment [3, 4].

As manufacturing moves towards greener and more sustainable practices, the use and disposal of oils have come under growing awareness, mainly because of their toxicity and poor biodegradability [5, 6]. In metal forming and machining, mineral-oil-based lubricants also give rise to oil mist and aerosols that deposit on tools and parts, so that cleaning or filtration steps are usually needed to prevent contamination and to keep the workplace safe [7, 8]. Taken together, these aspects pose a considerable sustainability problem for present-day cold forging.

Several alternative lubrication concepts are therefore under investigation, and $CO_2$ snow, which leaves no residue, is a promising candidate. It is already used industrially for precision cleaning, and the $CO_2$ involved is generally recovered as a by-product of other chemical processes, so that its use does not add greenhouse gas emissions [9]. For metal forming, its main benefit is that it sublimates completely once the operation is finished: cleaning and disposal become unnecessary, water and chemical consumption fall, and the process becomes more efficient both ecologically and economically [10]. By removing the environmental and operational drawbacks of conventional lubricants, $CO_2$ snow could represent a decisive advance for sustainable cold forming. It has already been applied successfully in sheet metal forming [7, 10], whereas its use in bulk forming has received little attention so far. In dry deep drawing, liquid $CO_2$ performed best among the volatile lubricants studied, giving the lowest friction and wear owing to the formation of dry ice and the cooling of the contact surfaces; it also exhibited a cleaning effect, improved process stability and showed the potential to replace oil-based lubricants with both environmental and economic gains [11].

Despite these clear ecological and operational advantages, it remains challenging to quantify how well $CO_2$ snow lubricates under conditions representative of industrial cold forging. Since friction governs material flow, tool wear and forming loads, a sensitive tribological test is required. The spike test proposed by Isogawa has become a common choice for this task [12]. In this test, a cylindrical billet with a centring pin is pressed into a spike-shaped part through a combination of upsetting and extrusion, which produces an extruded central pin, a conical region with an opening angle of 6° and an upsetting region that can be approximated by a cone with an opening angle of 174° [13]. Fine wave-shaped grooves on the

punch face serve to control the material flow. The test principle is illustrated in Fig. *1*a. The resulting force–displacement curves usually exhibit a steep initial increase, followed by an almost linear stage and a final steep rise as the contact area grows [14], as shown in Fig. *1*b. Several studies have confirmed that the spike test is well suited to evaluate cold forging lubricants, to study cold welding and to optimise forming conditions under different friction situations [15–18].

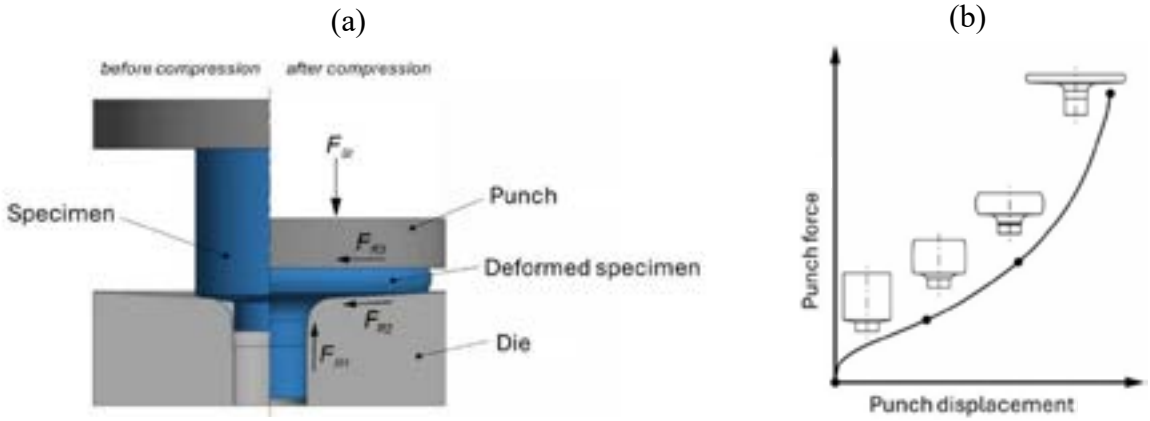



**Fig. 1:** (a) Schematic representation of the spike test [19]; (b) characteristic force–displacement curve of the test [14].

The present work aims at a systematic assessment of $CO_2$ snow as a lubricant for the cold forging of steel, with particular emphasis on the numerical quantification of the friction it provides. To this end, miniature spike tests are combined with finite element simulations. Mild steel specimens are tested under several lubrication and surface conditions, and a finite element model of the test is first validated against the measured force response and then used to construct friction calibration curves. These curves translate the measured forces and final specimen geometries into effective friction factors. In this way, the paper provides a quantitative comparison between $CO_2$ snow and a conventional lubricant and lays the groundwork for a residue-free lubrication concept in cold forging.

## 2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Friction was characterised with the miniature spike test, which was chosen for its high sensitivity to the interface conditions in bulk metal forming [19]. Fig. *2*a shows the specimen geometry and Fig. *2*b the die geometry used in this work. The die is a modified version of the original design by Isogawa [12]; the test was scaled down because the bar diameter of the raw material intended for the industrial process was too small for the original spike test configuration.

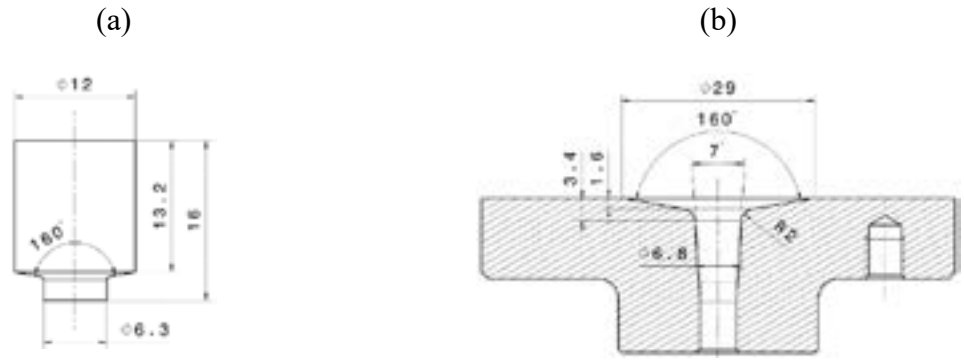



**Fig. 2:** (a) Miniature spike test specimen geometry; (b) miniature spike test die geometry.

The specimens were made of C15 (AISI 1015), a common mild steel, delivered as bar stock and machined to the mini-spike geometry. Three lubrication conditions were compared: $CO_2$ snow, a conventional cold forging oil and dry contact without any lubricant. The influence of the surface condition was also studied by varying the initial roughness. For this purpose, specimens were shot-blasted at three pressure levels using spherical glass beads of about 100 µm in diameter, while unblasted specimens served as the reference. The parameter combinations of the test programme are listed in Table 1. Each condition was tested on three specimens, and the mean values are reported.

**Table 1:** Parameter sets investigated in this study.

| Group | Lubricant | Initial Roughness Sa [µm] | Blasting Pressure [bar] |
|---|---|---|---|
| 1 | $CO_2$ | 1.93 | 8 |
| 2 | $CO_2$ | 1.71 | 5,5 |
| 3 | $CO_2$ | 1.28 | 3 |
| 4 | $CO_2$ | 0.93 | (unblasted) |
| 5 | Reference Oil | 1.93 | 8 |
| 6 | Reference Oil | 1.71 | 5,5 |
| 7 | Reference Oil | 1.28 | 3 |
| 8 | Reference Oil | 0.93 | (unblasted) |
| 9 | Dry - No lubricant | 1.93 | 8 |
| 10 | Dry - No lubricant | 1.71 | 5,5 |
| 11 | Dry - No lubricant | 1.28 | 3 |
| 12 | Dry - No lubricant | 0.93 | (unblasted) |

The tests were run on a hydraulic press with a capacity of 2000 kN, whose built-in load cell and displacement transducer recorded the force–displacement curves during forming. The experimental setup is shown in Fig. 3.

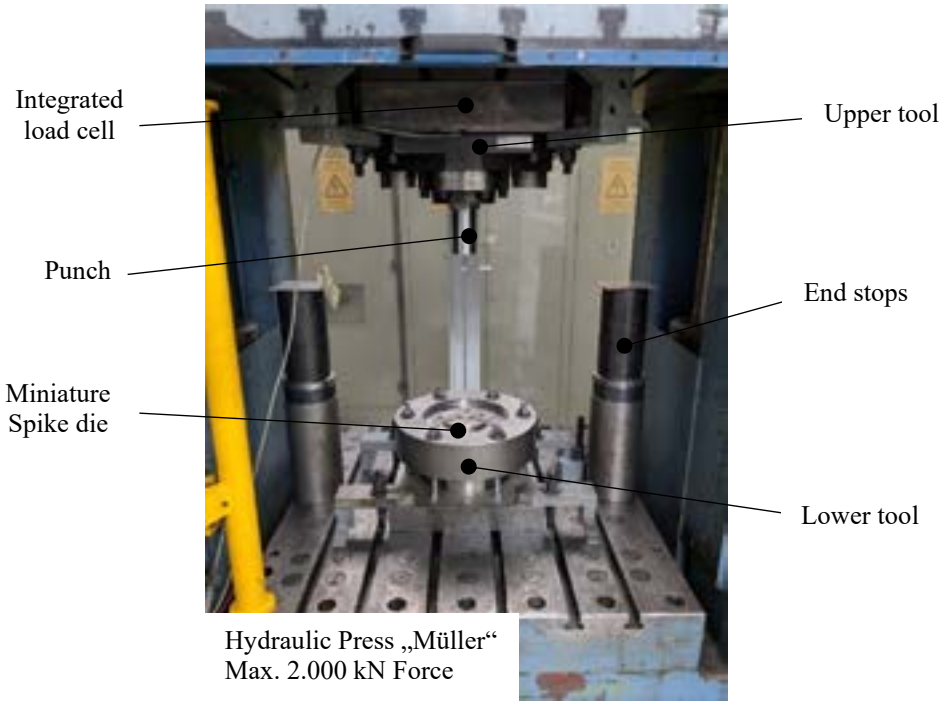



**Fig. 3:** Setup used for the miniature spike tests.

To obtain complete and reproducible coverage of the die and the specimen, $CO_2$ snow was applied in successive steps, as illustrated in Fig. 4: the die was first coated with $CO_2$ snow (Fig. 4a), the specimen was then placed with the aid of a centring holder (Fig. 4b), and finally $CO_2$ snow was sprayed onto the specimen immediately before pressing (Fig. 4c).

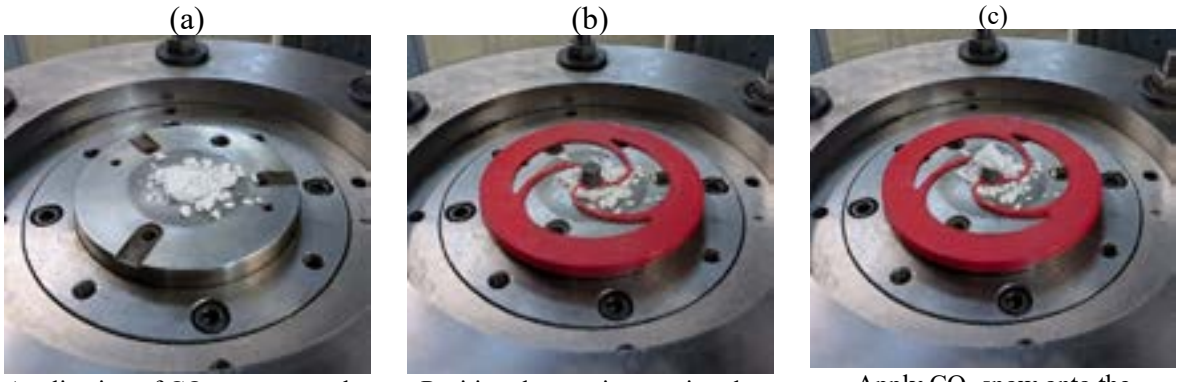



**Fig. 4:** Sequence used to apply $CO_2$ snow to the relevant surfaces of die and specimen.

## FEM Modelling

The miniature spike tests were reproduced by finite element simulations, which served to build friction calibration curves for interpreting the measured force–displacement responses and final geometries. The model was set up in DEFORM 2D as a two-dimensional axisymmetric problem, with an elastic–plastic workpiece and rigid dies. The workpiece was discretised with approximately 3000 quadrilateral elements. A constant tool velocity of 5 mm/s was prescribed, and all simulations were run at room temperature. Heat exchange between the dies and the workpiece was described by a heat conduction coefficient of 11000 W/m²K, and heat exchange with the surroundings by a convection coefficient of 11 W/m²K. Friction was modelled with the Tresca law. The friction factor at the interface between the spike die and the workpiece was varied to generate the calibration curves. The wave-shaped grooves on the upper die were explicitly included in the model geometry. Their function is to interlock mechanically with the workpiece end face and thereby largely suppress radial sliding at the upper die–workpiece interface. As a result, the boundary condition at the upper die is practically independent of the lubricant, and the frictional response of the test, reflected in both the forming force and the final specimen geometry, is governed predominantly by the conical die interface. To resolve the local deformation caused by the grooves, the mesh was refined in the upper region of the workpiece, as well as in the region in contact with the die radius, where the highest contact pressures and strain gradients occur. Simulations were performed for a series of friction factors, and the resulting calibration curves were compared with the experiments to identify the effective friction factor for each lubrication and surface condition. Fig. *5*a gives an overview of the model, and Fig. *5*b shows an example of a generic set of calibration curves.

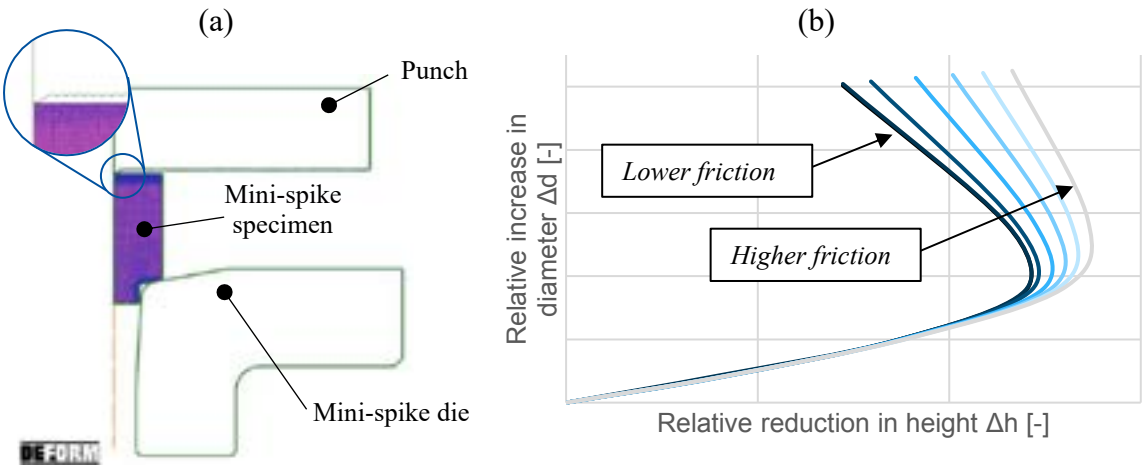
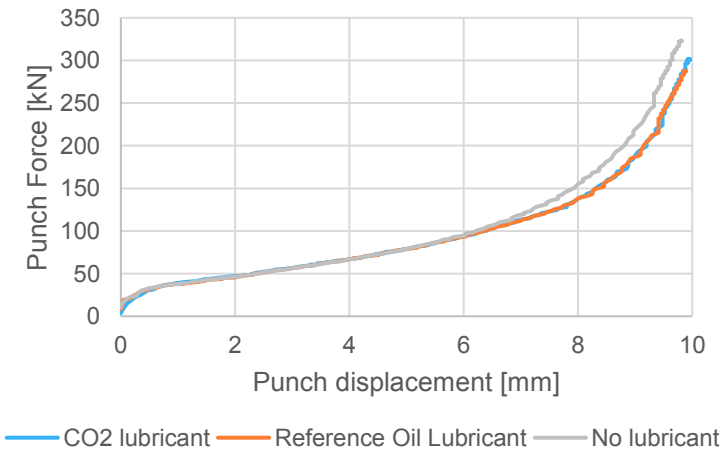



**Fig. 5:** (a) Axisymmetric 2D finite element model of the miniature spike test; (b) exemplary calibration curves for several friction factor values.

## 3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig. 6a shows the experimental force–displacement curves of the three lubrication conditions for an initial roughness of Sa = 1.93 µm, while
Fig. 6b lists the mean maximum forces of all parameter sets. As anticipated, the dry groups 9–12 reached the highest peak forces, with a maximum of 342.52 kN in Group 12.
The oil-lubricated groups 5–8, on the other hand, showed the lowest mean peak forces, the lowest value being 288.98 kN for Group 7. Combined with the measured final geometries, the force–displacement data give a clear picture of the lubrication performance and forming behaviour of each condition.

(a)




(b)

| Group | Average Max. Force [kN] | Std. Deviation [kN] |
|---|---|---|
| 1 | 303.70 | 2.05 |
| 2 | 303.79 | 3.86 |
| 3 | 301.53 | 1.39 |
| 4 | 306.35 | 4.29 |
| 5 | 289.20 | 0.65 |
| 6 | 289.40 | 1.13 |
| 7 | 288.98 | 0.71 |
| 8 | 289.86 | 0.59 |
| 9 | 328.90 | 11.57 |
| 10 | 334.10 | 2.18 |
| 11 | 333.43 | 6.91 |
| 12 | 342.52 | 7.28 |

**Fig. 6:** (a) Force–displacement curves for the three lubrication conditions; (b) mean maximum forming force and standard deviation for each parameter group (three independent tests per group).

A first assessment of $CO_2$ snow as a cold forging lubricant (groups 1–4) can already be made from these data. Averaged over all groups, the forming forces with $CO_2$ snow are 5% higher than those obtained with the reference oil.
Without lubrication, on the other hand, the forming forces exceed those measured with $CO_2$ snow by 10.2% and those with the reference oil by 15.7%. $CO_2$ snow thus reduces the forming load markedly with respect to dry forming, confirming its ability to lower friction in cold forging.
Representative miniature spike specimens are shown in

Fig. **7**. The specimen in

Fig. 7a belongs to group 12 and stands for high friction (dry condition), while the one in

Fig. **7**b belongs to group 7 and represents low friction (mineral oil). The two parts differ mainly in the final pin height: under high friction the pin remained shorter and the flange spread to a larger diameter, whereas under low friction the pin grew taller and the flange expanded less in the radial direction. The final dimensions of all specimens are summarised in

Fig. **7**c.

(a)



Sample Group 12
High friction conditions

(b)



Sample Group 7
Low friction conditions

(c)

| Group | Average Final diameter [mm] | Std. Deviation Final diameter [mm] | Average Final height [mm] | Std. Deviation Final height [mm] | D/H |
|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 22.15 | 0.05 | 12.94 | 0.06 | 1.711 |
| 2 | 22.12 | 0.02 | 12.94 | 0.23 | 1.710 |
| 3 | 22.09 | 0.06 | 13.06 | 0.13 | 1.691 |
| 4 | 22.11 | 0.07 | 12.88 | 0.16 | 1.712 |
| 5 | 22.12 | 0.02 | 13.40 | 0.08 | 1.651 |
| 6 | 22.12 | 0.04 | 13.55 | 0.02 | 1.632 |
| 7 | 22.18 | 0.02 | 13.52 | 0.02 | 1.641 |
| 8 | 22.15 | 0.02 | 13.46 | 0.08 | 1.646 |
| 9 | 22.19 | 0.14 | 11.57 | 0.75 | 1.918 |
| 10 | 22.40 | 0.01 | 11.25 | 0.09 | 1.991 |
| 11 | 22.44 | 0.03 | 11.21 | 0.19 | 2.002 |
| 12 | 22.49 | 0.04 | 11.06 | 0.27 | 2.033 |

**Fig. 7:** Final specimen geometry under (a) high-friction and (b) low-friction conditions; (c) measured final diameter and height (mean of three independent tests per parameter group).

These geometric differences result from the friction-dependent material flow in the spike test. With low friction at the die–workpiece interface, the material meets little resistance, slides easily along the die wall and fills the pin of the spike more readily. High friction, in contrast, impedes sliding and restricts the axial flow, so that the material is pushed radially outwards, producing a more pronounced flange and a shorter spike. The spike geometry is therefore a direct indicator of the interfacial friction and clearly distinguishes effective lubrication from high-friction conditions. It is this sensitivity of both the force level and the final geometry to friction that makes the test suitable for the numerical calibration presented in the following.
Before using the model for calibration, it was validated against the experiments. Fig. 8 compares the simulated force–displacement curve for a friction factor of m = 0.1 with the measured curve of Group 8 (reference oil, lowest initial roughness).

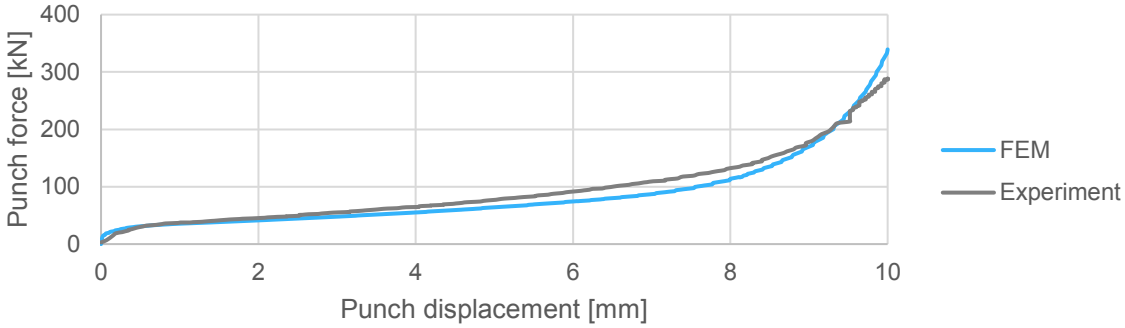



**Fig. *8*:** Comparison of simulated and measured force–displacement curves.

The simulation deviates from the measurement by a mean relative error (MRE) of 16.8%, which is regarded as an acceptable agreement. Because the process force depends directly on the friction factor, a deviation of this order is reasonable, especially as the friction factor is refined in the subsequent calibration step. More importantly, the simulated and experimental curves follow the same course, showing that the model captures the process behaviour consistently. The model therefore reproduces the measured force response with sufficient accuracy and is suitable for the parametric analyses and the friction calibration that follow.
Using the validated model, calibration curves were then computed for friction factors m between 0.01 and 0.99. The results of all twelve simulations are compiled in Fig. 9.

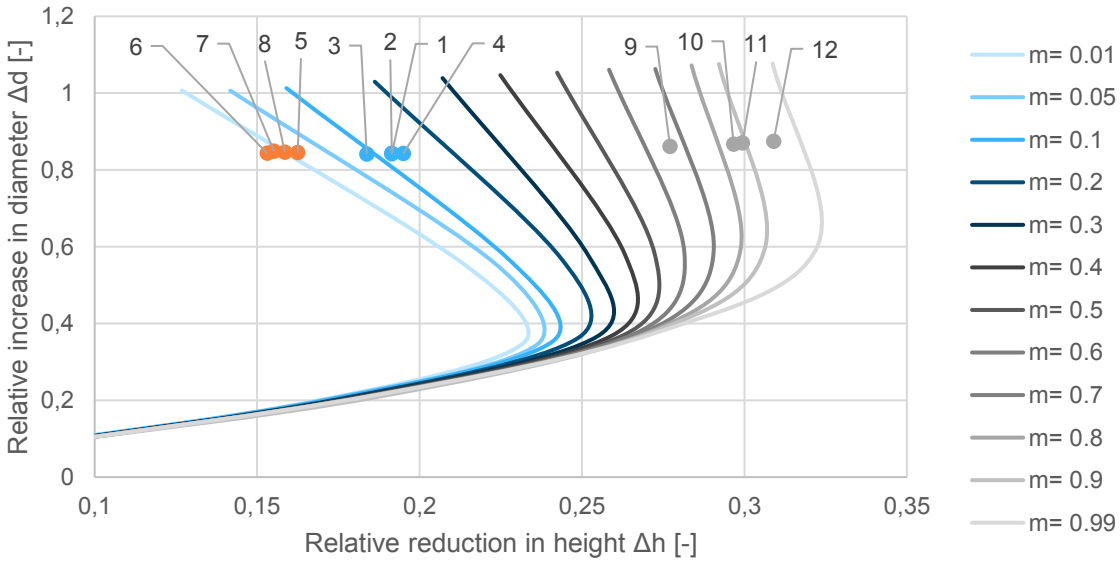



**Fig. 9:** Friction calibration curves for C15E mild steel with the experimental results of all test groups.

Plotting the experimental results onto the calibration curves allows each lubrication condition to be located within the friction range; every test group is marked individually in Fig. 9. The ranking already observed in the force–displacement curves is confirmed: the reference oil reduced friction most effectively, $CO_2$ snow came second, and the dry condition, as expected, exhibited the highest friction.
Table 2 summarises the outcome of this screening and thus provides a quantitative link between lubrication performance and friction factor.

**Table 2:** Friction factors estimated for all parameter groups.

| Group | Lubricant | Initial Roughness Sa [µm] | Estimated friction factor *m* [-] |
|---|---|---|---|
| 1 | $CO_2$ | 1.93 | 0.09 |
| 2 | $CO_2$ | 1.71 | 0.09 |
| 3 | $CO_2$ | 1.28 | 0.07 |
| 4 | $CO_2$ | 0.93 | 0.10 |
| 5 | Reference Oil | 1.93 | 0.02 |
| 6 | Reference Oil | 1.71 | <0.01 |
| 7 | Reference Oil | 1.28 | <0.01 |
| 8 | Reference Oil | 0.93 | 0.01 |
| 9 | Dry - No lubricant | 1.93 | 0.66 |
| 10 | Dry - No lubricant | 1.71 | 0.86 |
| 11 | Dry - No lubricant | 1.28 | 0.89 |
| 12 | Dry - No lubricant | 0.93 | 0.95 |

Under dry conditions, the estimated friction factors scatter widely, between 0.66 and 0.95. This variability is probably caused by the complex asperity-scale mechanisms that govern unlubricated metal-to-metal contact, such as adhesion and differences in the state of oxide layers or surface films. The surface topography thus appears to have a significant influence on dry friction, making the apparent friction factor strongly dependent on the shot blasting level. The pronounced effect of roughness and micro-contact mechanics on dry friction is well documented and may explain why dry tests yield far less repeatable friction estimates than lubricated ones [20].

The $CO_2$ snow tests, by comparison, yield a much narrower band of friction factors, from 0.07 to 0.10, pointing to a stable low-friction regime and good repeatability irrespective of the surface preparation. This agrees with the behaviour reported for volatile cryogenic lubricants, in which the temporary formation of solid $CO_2$ and local cooling limit asperity contact and adhesion and thereby promote stable sliding [21].

For the reference mineral oil, the calibration yielded very low friction factors. Although such values are not physically impossible, they are unlikely to fully reflect the actual process behaviour. One possible reason is the reduced sensitivity of the FEM-based calibration in the low-friction range, where numerical uncertainties and modelling assumptions, such as the choice of friction law and contact formulation, strongly influence the result. In this respect, a constant-shear Tresca friction condition appears insufficient when high simulation accuracy is required, since it does not account for the dependence of frictional shear stress on contact pressure. Pressure-dependent friction models, such as those proposed by Wanheim & Bay or by Levanov, could therefore be implemented and investigated in future work, although they require additional parameters to be determined, which makes the calibration more demanding. Finally, an incomplete characterisation of the conductive and convective heat exchange could further affect the predicted material flow and, consequently, the friction response [22].

## 4. CONCLUSIONS

Using a combined experimental and numerical approach, this study evaluated $CO_2$ snow as a lubricant for the cold forging of C15 mild steel. Miniature spike tests were performed under different lubrication and surface conditions, and a validated FEM model was used to establish friction calibration curves and to quantify the effective friction factors. The main findings can be summarised as follows:

- Compared with dry forming, $CO_2$ snow lowers the forming forces considerably, by about 10% on average.

- The reference oil leads to slightly lower forming forces than $CO_2$ snow, although the difference is small, at around 5%.
- The FEM model of the miniature spike test reproduces the measured force–displacement response with acceptable accuracy, which is adequate for friction calibration.
- The calibration yields friction factors of 0.07 to 0.10 for $CO_2$ snow, with little scatter across the surface conditions, compared with 0.66 to 0.95 for dry contact, where the large scatter reflects a strong sensitivity to the surface topography.
- The calibration curves thus assign an effective friction factor to each condition quantitatively: $CO_2$ snow reduces friction substantially compared with dry forming, while remaining slightly behind the reference oil.
- For high-performance lubricants such as the mineral oil used here, the FEM model requires further refinement, since its sensitivity in the low-friction range is limited and friction may otherwise be underestimated.

Overall, $CO_2$ snow proved to be a viable alternative to conventional lubricants in the cold forging of steel, providing an effective reduction in friction without leaving any residue. It thus offers a practical route towards more sustainable and environmentally friendly cold forging processes.

## ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge Ossenberg-Engels GmbH & Co. KG for providing the steel used for the miniature spike specimens as well as the conventional mineral oil lubricant, without which the investigation presented in this paper would not have been possible.

## REFERENCES

[1] N. Bay, The state of the art in cold forging lubrication, Journal of Materials Processing Technology 46 (1994) 19–40. 10.1016/0924-0136(94)90100-7.

[2] P. Groche, S. Zang, C. Müller, D. Bodenmüller, A study on the performance of environmentally benign lubricants at elevated temperatures in bulk metal forming, Journal of Manufacturing Processes 20 (2015) 425–430. 10.1016/j.jmapro.2014.06.004.

[3] W. Dresel, T. Mang, Lubricants and Lubrication, Wiley, 2017.

[4] J.W. Raedt, Grundlagen für das schmiermittelreduzierte Tribosystem bei der Kaltumformung des Einsatzstahles 16 MnCr 5. Doctoral Thesis. RWTH Aachen University, Aachen, 2002.

[5] M. Zhou, J. Yan, H. Wu, R. Guo, Z. Xing, S. Jiao, Z. Jiang, Lubrication effects on the surface quality control of hot rolled steels: A review, Tribology International 199 (2024) 109985. 10.1016/j.triboint.2024.109985.

[6] S. Qiu, Z. Zhou, J. Dong, G. Chen, Preparation of Ni Nanoparticles and Evaluation of Their Tribological Performance as Potential Additives in Oils, Journal of Tribology 123 (2001) 441–443. 10.1115/1.1286152.

[7] M. Henn, G. Reichardt, R. Weber, T. Graf, M. Liewald, Dry Metal Forming Using Volatile Lubricants Injected into the Forming Tool Through Flow-Optimized, Laser-Drilled Microholes, JOM 72 (2020) 2517–2524. 10.1007/s11837-020-04169-6.

[8] M.A.A. Khan, M. Hussain, S.K. Lodhi, B. Zazoum, M. Asad, A. Afzal, Green Metalworking Fluids for Sustainable Machining Operations and Other Sustainable Systems: A Review, Metals 12 (2022) 1466. 10.3390/met12091466.

[9] M.C. Krieg, Analyse der Effekte beim Trockeneisstrahlen. Doctoral Thesis. Fraunhofer IRB, Berlin, 2008.

[10] G. Reichardt, C. Wörz, M. Singer, M. Liewald, M. Henn, D.J. Förster, E. Zahedi, S. Boley, A. Feuer, V. Onuseit, G. Umlauf, P. Reichle, J.P. Barz, G. Tovar, T. Hirth, Tribological system for cold sheet metal forming based on volatile lubricants and laser structured surfaces, Dry Metal Forming Open Access Journal FPR 6 (2020) 128–165. 10.26092/elib/156.

[11] P. Reichle, G. Reichardt, M. Henn, G. Umlauf, J. Barz, K.R. Riedmüller, M. Liewald, G.E.M. Tovar, Volatile Lubricants Injected Through Laser Drilled Micro Holes Enable Efficiently Hydrocarbon-Free Lubrication for Deep Drawing Processes, Int. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech. 10 (2023) 875–890. 10.1007/s40684-023-00505-8.

[12] S. Isogawa, A. Kimura, Y. Tozawa, Proposal of an Evaluating Method on Lubrication, CIRP Annals 41 (1992) 263–266. 10.1016/S0007-8506(07)61200-1.

[13] Q. Zhang, E. Felder, S. Bruschi, Evaluation of friction condition in cold forging by using T-shape compression test, Journal of Materials Processing Technology 209 (2009) 5720–5729. 10.1016/j.jmatprotec.2009.06.002.

[14] P. Groche, C. Müller, J. Stahlmann, S. Zang, Mechanical conditions in bulk metal forming tribometers—Part one, Tribology International 62 (2013) 223–231. 10.1016/j.triboint.2012.12.008.

[15] P. Marx, Mechanische Beschichtung für die Kaltmassivumformung von Stahl. Doctoral Thesis. Technischen Universität Darmstadt, Darmstadt, 2003.

[16] W. Rehbein, I. Lange, D. Pazdzior, Substitution of Zinc Stearate in Cold Extrusion Processes, Goriva i maziva časopis za tribologiju, tehniku podmazivanja i primjenu tekućih i plinovitih goriva i inžinjerstvo izgaranja 54 (2015) 343–356.

[17] M. Liewald, C. Mletzko, A. Felde, M. Meidert, Evaluation of lubricants for bulk metal forming of steel at elevated temperatures using double-cup-extrusion-test and spike-test, in: 42° International Cold Forging Group Plenary Meeting Proceedings, International Cold Forging Group, China, 2009, pp. 167–172.

[18] N. Bay, New Tribo-systems for Cold Forming of Steel, Stainless Steel and Aluminium Alloys, in: 46° International Cold Forging Group Plenary Meeting Proceedings, International Cold Forging Group, France, 2013, 34.

[19] K. Grötzinger, Optimierung eines tribologischen Tests zum Einsatz unterschiedlicher Schmierstofftypen bei der Kaltmassivumformung einer Aluminiumknetlegierung. Masters. University of Stuttgart, Stuttgart, 2018.

[20] B.N.J. Persson, M. Scaraggi, Theory of adhesion: role of surface roughness, The Journal of chemical physics 141 (2014) 124701. 10.1063/1.4895789.

[21] G. Umlauf, H. Hasselbruch, J.H. Henze, J. Barz, A. Mehner, A new approach for dry metal forming: CO2 as volatile lubrication in combination with hard and low friction coatings, MATEC Web Conf. 190 (2018) 14012. 10.1051/matecconf/201819014012.

[22] M.S. Joun, M.C. Park, Y. Heo, D.H. Kim, A Review of Friction and Lubricant in Metal Forming, Lubricants 13 (2025) 512. 10.3390/lubricants13120512.

# Cultura de Dados, Pessoas e IA na Transformação Digital

**Resumo**

A Transformação Digital é almejada por empresas de diferentes portes para ganho econômico, competitivo e sustentável. Porém a implementação de tecnologias disruptivas não irá gerar o valor necessário se a cultura empresarial não estiver alinhada, e os alicerces não forem estruturados. A integração entre cultura e governança de dados, inclusão e capacitação de pessoas. e processos estruturados formam não apenas a estrutura, mas os fios condutores que vão levar à transformação.

Nesse artigo é abordado sobre a matriz de maturidade digital para construção de fábricas inteligentes, e de que forma essa cultura empresarial se faz necessária em cada uma de suas etapas. Também é usado um exemplo de uma empresa que avançou em direção à transformação, e teve que revisitar alguns pontos durante o processo para continuar sua jornada.

**Abstract**

Digital Transformation is sought by companies of different sizes for economic, competitive, and sustainable gains. However, the implementation of disruptive technologies will not generate the necessary value if the organizational culture is not aligned and the foundations are not structured. The integration between data culture and governance, the inclusion and training of people, and structured processes form not only the structure, but also the guiding threads that will lead to transformation.

This article addresses the digital maturity matrix for the development of smart factories and how this organizational culture is necessary at each of its stages. It also uses the example of a company that advanced toward transformation and had to revisit some points during the process to continue its journey.

Palavras – chaves: Transformação Digital, fábrica inteligente, dados, cultura de dados, pessoas, processos estruturados, matriz de maturidade digital.

## INTRODUÇÃO

Seguidamente somos surpreendidos por projetos com altos investimentos, utilizando tecnologias da Indústria 4.0, e mais recentemente IA generativa, e não obtendo o retorno do que foi investido. A tecnologia foi vendida como algo que iria resolver um problema sem ao menos entender com clareza qual era o problema, e nem se a empresa está no nível de maturidade necessário para aquele tipo de tecnologia. Dificilmente, caso você contrate um sistema externo, será questionado se a empresa possui todos os pré-requisitos para a implementação, e os cálculos de *ROI* e *Payback* se baseiam em premissas de que a empresa está num estágio em que isso já é algo natural. Existem produtos sistêmicos muito bons no mercado e que agregam muito em termos de valor, mas nada disso adianta caso a base da empresa não esteja ainda pavimentada.

Outro erro muitas vezes cometido pelas empresas é querer fazer a Transformação Digital apenas digitalizando processos sem antes otimizá-los. Novamente os dados disponíveis podem ser insuficientes, não estruturados e muitas vezes até incorretos. Na tentativa de digitalizar a qualquer custo, o que na prática ocorre é uma digitalização do próprio caos do processo. Qualquer tecnologia que for acoplada trará retorno limitado, e pode muitas vezes nem compensar o investimento. Frequentemente os *C-levels* acabam se dando conta de que o processo está mal estruturado quando já investiram altos valores em softwares ou tecnologias embarcadas que não trazem retorno.

Muitas vezes os dados até podem ser concisos, estruturados e em quantidade necessária, mas a falta de letramento em dados por usuários chaves e *C-levels* não deixa o processo transparente o necessário ao analisar indicadores e gargalos para que uma transformação digital ocorra sem trazer os mesmos vícios do processo físico. Se as pessoas não souberem interpretar corretamente uma informação para a tomada de decisão não será a tecnologia empregada de forma errada ou a IA Generativa que vai trazer uma solução.

Mas então de que forma garantir que a empresa esteja preparada, tanto em infraestrutura física e cultural para implementar tecnologias disruptivas e inteligência artificial generativa, gerando o valor necessário para ter retorno do investimento? Criando uma base sólida que valorize as pessoas, seja tolerante com as falhas e trabalhe fortemente uma cultura de dados como seus pilares estratégicos.

## A MATRIZ DE MATURIDADE

Para atingir a transformação digital e a construção de uma fábrica inteligente o modelo em seis níveis de desenvolvimento tecnológico da Acatech (SCHUH et al., 2017) é um dos mais conhecidos e aceitos na indústria. São eles: Informatização, Conectividade, Visibilidade, Transparência, Previsibilidade e Adaptabilidade.

A base do modelo é a informatização, fase inicial em que alguns sistemas e registros digitais começam a ser incorporados ao processo. A infraestrutura física de equipamentos, sistemas segregados por áreas que substituem o trabalho manual e o tornam digitalizado começam a ser implementados. Após segue-se a conectividade, em que os sistemas e equipamentos comunicam-se entre si, como um sistema ERP que integra todos os processos e áreas da empresa, bem como sistemas SCADA e MES que monitoram e otimizam a produção e que trabalham de forma integrada com o sistema principal da empresa. Nessa fase também entram em cena sensores que coletam dados de máquinas e do ambiente como um todo. É no terceiro nível, da visibilidade, em que os dados começam a criar forma na empresa. Já nessa etapa surgem dashboards de acompanhamento de produção por exemplo, e é possível o monitoramento e visualização em tempo real das informações. Na transparência é que a empresa começa a tomar consciência de causa e efeito do que acontece na organização, e se entende a causa raiz de problemas de qualidade e motivos de um OEE baixo por exemplo. Para superar a fase de visibilidade e atingir a transparência se faz necessário que os líderes dos processos possuam letramento em dados para entender contextos, e modelar informações distintas dos processos para construir conhecimento a nível tático e gerencial.

Somente após superar essas etapas é que a empresa é capaz de se utilizar de dados e cenários históricos para prever comportamentos futuros, e se antecipar aos fatos. É a etapa de Previsibilidade ou Capacidade Preditiva. Na previsibilidade os sensores que coletam dados de temperatura e trepidação das máquinas por exemplo podem alertar a manutenção que a máquina está se aproximando num ponto de falha antes mesmo que ocorra. A IA Generativa pode simular dados precisos de carga máquina e avaliar o impacto de aumento e redução de demanda, e sugerir ações ao planejamento da produção, como necessidade de horas extras, compra de um novo recurso fabril, sugerir mudanças de turnos entre outros.

No último nível, que é da Adaptabilidade, os sistemas conseguem operar de forma autônoma atuando diretamente sobre os processos, utilizando a capacidade preditiva para tomarem decisões por conta própria, ajustando automaticamente velocidades de máquinas,

parando a máquina antes de uma quebra, desviando cargas para máquinas similares, entre outras. Podemos pensar nessa etapa em processos totalmente automatizados, como uma área Logística em que a coleta e embalamento dos materiais é realizado totalmente através de robôs ou esteiras, e que consegue deixar o sistema funcional com o mínimo de interação humana. Sempre é importante considerar que nem todos os processos podem ser automatizados, sendo necessário supervisão humana em atividades críticas, além de uma revisão sistemática em parâmetros, que somente pode ser feito por pessoas.

A matriz comprova a importância de uma base sólida de dados para chegar à etapa de visibilidade, e uma cultura de dados na organização que torna o letramento uma etapa fundamental para adquirir a transparência. As pessoas, do mesmo modo que a tecnologia, são fios condutores que envolvem todas as etapas. São elas que precisam avaliar a qualidade dos dados gerados, propor melhorias em seus processos na etapa de transparência, monitorar o desempenho das tecnologias implementadas e validar a saída dos modelos de inteligência artificial empregados. Além disso é necessário que os retornos gerados pela IA, como alertas e insights possam ser interpretados por quem opera a tecnologia no próprio chão de fábrica. Mesmo os processos que alcancem a fase de Adaptabilidade, o envolvimento das pessoas continua sendo fundamental para monitorar o andamento e corrigir eventuais desvios.




Matriz de Maturidade Digital (Gerada com auxílio de IA)

## CULTURA E GOVERNANÇA DE DADOS

Uma empresa voltada para a cultura de dados entende que essa mentalidade deve ser estimulada em todas as etapas da transformação digital. O alicerce começa com o próprio dado, e é necessário garantir que sua origem seja confiável, independentemente do método ou tecnologia que venha a ser empregada na sua extração. Caso a base de dados se encontre imprecisa, incompleta ou corrompida não será possível atingir a transparência, o que impactará na tomada de decisões, a análise avançada e aplicação de tecnologias como IA para avançar como indústria inteligente (ESKUE; MACALI, 2026).

Os dados também precisam ser estruturados e passar por uma governança apropriada. É ela que vai estabelecer as regras, e garantir que dados sem qualquer tipo de filtro não saturem a base, mas que sejam utilizados apenas àquelas que possam gerar valor, e estejam endereçados para os processos corretos.

Em nível lógico e operacional são criados perfis de acesso, garantindo que somente as informações corretas estejam disponíveis para quem precisa ter acesso, o que é importante não só para o nível de processo, mas para a segurança da informação envolvida. Para chegar nesse nível a categorização e estruturação do dado precisa ser construída com exatidão, podendo ser auditado sempre que necessário. Por exemplo, pode não importar muito, dependendo do contexto da empresa, o gestor comercial enxergar dados de produção, paradas e OEE de máquinas produtivas, porém essa informação será muito importante para o gestor de produção.

Estudos demonstram que uma empresa orientada a dados potencializa as capacidades analíticas, gerando melhoria no desempenho operacional (Wong; Ngai ,2025). O letramento em dados é uma das etapas mais cruciais para uma empresa atingir esses resultados. Saber interpretar dashboards, indicadores operacionais e gerenciais, avaliar onde existem oportunidades de melhoria em seus processos, e entender onde existem gaps de informações é a base, não só para enxergar e melhorar os processos atuais, bem como identificar oportunidades e vieses de dados na implementação de novas tecnologias.

## AS PESSOAS NO CENTRO E PROCESSOS ESTRUTURADOS

Conforme Peruzzini, Grandi e Pellicciari (2020) as pessoas precisam assumir o papel de destaque no centro das transformações digitais. Existem características que são puramente humanas, e não podem ser substituídas pela automação, como a flexibilidade, inteligência e a capacidade de adaptação.

Sem a capacidade analítica e letramento em dados das pessoas envolvidas no processo não seria possível otimizar os processos físicos. Sem essa otimização o retrato digital não estaria coerente, e o resultado é que qualquer tecnologia que for aplicada para melhorar a operação pode apenas estar maximizando um retrabalho. Olhando para o exemplo de um sequenciamento de ordens de produção no chão de fábrica. Se o processo é conduzido seguindo uma estratégia, que pode não ser a ideal por falta de dados estruturados ou por dificuldade de entendimento das informações, a digitalização desse processo continuará não otimizado. Se for aplicado um processo de machine learning para otimizar o processo ele será ensinado para "melhorar" o mesmo processo físico. E mesmo que a tecnologia acelere um processo manual, ele não trará valor mensurável para a organização, e o problema real continuará mascarado. O ROI nunca será atingido, e depois de muitos meses ou anos a empresa se dará conta que precisará dar alguns passos para trás e revisitar a base.

No exemplo fica caracterizada a importância do fator humano nas organizações. O dado na origem precisa estar coerente, e somente pessoas conseguem ter a compreensão do que faz sentido em seu processo específico. Após isso, mesmo que o dado esteja coerente e estruturado, as informações geradas precisam ser interpretadas com um letramento adequado em dados. Ao serem feitos pilotos ou simulações usando novas tecnologias, é necessário que elas consigam interpretar vieses e incorreções relacionados ao andamento das tarefas. Para chegar nesse nível de compreensão é primordial que os processos estejam mapeados e estruturados, o que também não seria possível sem pessoas. No topo da cadeia, por fim, estão os próprios operadores, que vão lidar com a tecnologia nas suas rotinas diárias. Se eles não forem capacitados para entender e interagir com os insights trazidos pela tecnologia, por exemplo a IA, a tecnologia torna-se um custo passivo (Hartmann et al., 2024).

O treinamento e capacitação por parte das empresas de seus funcionários é tão ou até mais importante do que o plano estratégico da empresa para automatizar e implementar tecnologias de aumento de eficiência operacional ou continuidade de negócios. Além disso é necessário que a transparência prevaleça, esclarecendo que a IA não irá substituir pontos de

trabalho, mas que será usada para resolver problemas que necessitam de velocidade e acuracidade de processamento em problemas complexos, mas que não substitui a intuição técnica (Hartmann et al., 2024).




Pessoas no centro e processos estruturados (Gerado com auxílio de IA)

## A TECNOLOGIA COMO MOTOR

Quando a base está sólida, os processos estruturados, a cultura organizacional alinhada em relação a cultura de dados, as pessoas são capacitadas e estão num ambiente seguro que favorece a inovação, a tecnologia é utilizada como um motor para otimizar e potencializar os processos da empresa. Na matriz de maturidade já foi atingida a transparência nesse ponto, e a organização está pronta para utilizar tecnologias da indústria 4.0, entre elas a IA Generativa, para chegar ao nível de indústria inteligente utilizando predição e automatização de processos.

O conceito de IA Generativa não é algo que deve ficar restrito à área de Tecnologia de Informação, mas deve ser propagada entre toda a organização. E essa democratização no uso de IA não é somente adotar uma ferramenta de IA para toda empresa. É altamente necessário que as próprias áreas e processos possam participar ativamente do

processo de mapeamento e definição de onde implementar IA Generativa (KOCHAN et al., 2024). Do mesmo modo a cooperação entre áreas multifuncionais deve existir para que não sejam criados silos técnicos, fazendo com que pontos críticos e necessário ao treinamento de modelos sejam identificados apenas na integração (Leberruyer et al., 2026).

## A IMPLEMENTAÇÃO DE PROJETOS DE INDÚSTRIA INTELIGENTE E IA

O contexto da empresa é de fabricação de parafusos com uma grande quantidade de customização, e poucos itens seriados. Essa diversificação faz com que existam diversas variáveis envolvidas na sua fabricação. Um mesmo item pode ser desenvolvido em diferentes máquinas de conformação, e muitas vezes para cada máquina é necessário que sejam utilizadas ferramentas distintas. Além disso existem diferentes durezas de matéria prima que podem ser utilizadas para fabricação de diferentes tipos de itens, e da mesma forma para o mesmo tipo de parafuso vários tipos de durezas de matéria prima podem ser utilizados. E além dessa alta complexidade e variabilidade produtiva, o contexto de mercado que a empresa está inserida precisa lidar com grande flutuação das quantidades solicitadas pelos seus principais clientes, que reduzem ou reajustem as demandas sem avisos prévios.

Para lidar com essa complexidade os cadastros de estrutura e roteiro foram adaptados para aceitarem várias flexibilidades, e ao mesmo tempo em que essa base de dados proporcionava agilidade ao modelo de produção volátil da empresa, dificultava para uma digitalização do modelo fabril.

Foi realizada uma etapa inicial de informatização, trazendo a infraestrutura de rede e computadores ao chão de fábrica, e fazendo com que os reportes de produção antes realizados em papel e posteriormente inseridos manualmente no ERP, fossem agora realizados diretamente no chão de fábrica.

Esse lançamento dos reportes continuava sujeito a erros, pois dependia do operador, e muitas vezes as informações lançadas não refletiam a realidade. A segunda etapa foi de Conectividade, onde se começou a coletar os dados, como quantidade produzida, tempo de produção, quantidade de refugos, tempo de paradas diretamente de sensores instalados nos equipamentos.

Isso evoluiu para o desenvolvimento de um *MES* interno, onde se fazia a integração vertical com o ERP e o chão de fábrica. Esse sistema é diretamente integrado ao ERP através de uso de APIs, e o ERP envia dados através de sincronização automática. Agora as informações

fluíam entre os sistemas ERP e MES o que leva à possibilidade de criar controles, por exemplo para evitar que houvesse o consumo incorreto de matéria prima, algo muito comum no reporte manual, o lote era informado no momento de iniciar a operação da máquina e era necessário que tivesse saldo em estoque.

Agora o PCP e o setor produtivo conseguiam, através de dashboards de gestão à vista, acompanhar em tempo real o andamento das operações, OEE exibido por máquina e por setor, velocidade da operação entre outras informações da fábrica. Conseguiam verificar também em quais máquina e setores o setup de máquina é mais demorado possibilitando a tomada de ações, bem como identificar com assertividade os motivos que fazem as máquinas pararem. Embora não estivesse contemplada ainda nesse projeto sensores para *Health Monitoring* ou condição operacional da máquina, a etapa de Visibilidade para o monitoramento de produção estava alcançada.

Essa conectividade e monitoramento em tempo real possibilitou o desenvolvimento de outras funcionalidades acopladas ao sistema. Um exemplo foi um sistema para a chamada de empilhadeiras no chão de fábrica, que antes precisavam ser acionadas de forma manual sempre que o operador precisasse de movimentação de material. Além disso a integração horizontal da máquina com o CLP, e esse com o sistema MES disponibilizou a funcionalidade de parar a máquina automaticamente em condições específicas, por exemplo quando a quantidade da ordem de produção fosse atingida. Também foi parametrizado a velocidade da máquina considerando o item que ela estivesse produzindo, dessa forma não havia mais a possibilidade de alterar a velocidade de produção no chão de fábrica, a não ser com uma senha que ficava com os líderes das áreas.



Visibilidade do chão de Fábrica

A próxima etapa previa otimizar o sequenciamento da produção, ou seja, através de *Machine Learning* prever o melhor fluxo produtivo, escolhendo a máquina mais ociosa ou que pudesse produzir com menor custo sempre dentro do prazo de entrega, escolhendo já a matéria prima mais em conta para o produto em questão, realizar a reserva do material e já solicitar automaticamente ao depósito. Para isso é necessário transparência do processo em questão, que necessita estar mapeado, otimizado e com interface com os demais processos. Nesse momento nos deparamos com a qualidade da base versus a complexidade da operação. Para alcançar a flexibilidade e agilidade produtiva a estrutura de produto e roteiro de produção deveriam ser trabalhadas, pois estavam parametrizados de forma muito aberta. Não existia uma regra de que tipos de matéria prima deveriam ser usadas para determinado produto, e as datas de entrega dos itens poderiam sofrer alterações durante o processo produtivo, pois a demanda era muito variável.

A obtenção de dados através de sensores, a integração sistêmica e as vantagens que elas trazem já podem ser aproveitadas, mas para construir uma ferramenta que pudesse auxiliar no sequenciamento da produção foi necessário voltar alguns degraus, evitando transferir para o digital um processo que não estava otimizado. E para isso foi necessário um grupo multifuncional e uma abordagem analítica visando ações que pudessem ser tomadas para trazer um melhor saneamento da base de dados, e como otimizar o processo como um todo antes de trazer tecnologias. Ou seja, foi necessário o envolvimento de pessoas e um profundo conhecimento do modelo de negócios, que não envolve somente setores de TI ou Automação, mas também de produção, PCP, Comercial, Logística.

Após várias ações serem tomadas, que vão desde trabalhar na demanda junto ao cliente, fazer um trabalho de adequação de estoques mínimos, lotes produtivos, ajustes em estrutura, roteiro e ferramental é que se pôde avançar no modelo proposto. A etapa de transparência no processo em questão foi alcançada, e o modelo finalmente podia iniciar seu desenvolvimento.

O modelo de sequenciamento de produção utiliza dados históricos para *Machine Learning* e um configurador onde são cadastradas as restrições de cada máquina. A partir disso o modelo sugere um sequenciamento, que passa pela supervisão e alteração por parte do PCP. O modelo começa a aprender e a cada nova rodada do sequenciamento real realizado pelo PCP busca otimizar cada vez mais o modelo.



Gantt de Sequenciamento da Produção

## CONCLUSÃO

Para chegar ao topo da matriz de maturidade digital e avançar para uma fábrica inteligente é necessário que todos os pilares aqui discutidos sejam contemplados: o próprio dado que precisa estar estruturado e disponível, as pessoas que participam de todas as etapas da matriz, a cultura e governança de dados que precisa estar enraizada na organização, os processos estruturados e otimizados. Somente após isso a empresa pode começar uma jornada de tecnologias inteligentes e IA que realmente consiga trazer ROI para a organização.

Quanto antes a empresa entender a importância de consolidar essa cultura empresarial, o quanto antes ela poderá alcançar a transformação digital e se manter competitiva num mercado cada vez mais eficiente e inovador.

**REFERÊNCIAS:**

**ESKUE, Nathan; MACALI, Amalia.** Ensuring data accuracy, completeness, and interpretation in advanced manufacturing. *Applied Sciences*, v. 16, n. 5, p. 2409, 2026. DOI: 10.3390/app16052409.

**HARTMANN, S. et al**. Applying Artificial Intelligence in the Smart Factory: Lessons Learned from real-world use cases. **Procedia CIRP**, v. 130, p. 100–105, 2024. DOI: 10.1016/j.procir.2024.10.062.

**KOCHAN, Thomas A.; ARMSTRONG, Ben; SHAH, Julie; CASTILLA, Emilio J.; LIKIS, Ben; MANGELSDORF, Martha E.** Bringing worker voice into generative AI. *An MIT Exploration of Generative AI*, 27 mar. 2024. DOI: 10.21428/e4baedd9.0d255ab6.

**LEBERRUYER, N. et al**. Beyond technology: how systemic coordination enables AI integration in manufacturing. **Journal of Manufacturing Technology Management**, v. 37, n. 1, p. 1-28, jan. 2026. DOI: 10.1108/JMTM-07-2025-0631.

**PERUZZINI, Margherita; GRANDI, Fabio; PELLICCIARI, Marcello.** Exploring the potential of Operator 4.0 interface and monitoring. *Computers & Industrial Engineering*, v. 139, 105600, 2020. DOI: 10.1016/j.cie.2018.12.047.

**SCHUH, Günther et al. (ed.).** Industrie 4.0 Maturity Index: Managing the Digital Transformation of Companies (acatech STUDY). Munique: acatech/Herbert Utz Verlag, 2017. Disponível em: acatech.de. Acesso em: 25 ago. 2026.

**WONG, David T. W.; NGAI, Eric W. T.** The effects of analytics capability and sensing capability on operations performance: the moderating role of data-driven culture. *Annals of Operations Research*, v. 350, n. 2, p. 781–816, 2025. DOI: 10.1007/s10479-023-05241-5.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Avanços no Projeto MOVER: Integridade Superficial Aplicada em Matrizes de Forjamento a Quente

João Vitor Piovesan Dalla Nora [1]
Felipe Canal [2]
Frederico Murilo Wlassak[3]
Morvan Silva Franco[4]
Alexandre da Silva Rocha[5]

**RESUMO**

Este estudo, vinculado ao Projeto Mover – Linha IV: Ferramentarias Brasileiras Mais Competitivas, tem como objetivo estabelecer requisitos mínimos de integridade superficial que possibilitem o aprimoramento do desempenho de matrizes de forjamento a quente. A pesquisa avalia diferentes rotas de fabricação, contemplando operações de tratamento térmico, usinagem, nitretação (a plasma e a gás) e revestimentos PVD, em configurações isoladas ou combinadas (tratamento dúplex). As superfícies produzidas foram caracterizadas por meio de rugosidade, microdureza, ângulo de contato e microscopia eletrônica de varredura. Paralelamente, investigou-se a aplicação de texturização a laser, com geometria de dimples, em conjunto com revestimento a fim de avaliar seu efeito na adesão de lubrificante e influência na resistência ao desgaste. Ensaios de forjamento em escala laboratorial foram conduzidos simulando condições críticas de solicitação termomecânica, com monitoramento de parâmetros como temperatura da matriz, tempo de contato e velocidade de deformação. Os resultados indicam que a combinação de nitretação com revestimento PVD (dúplex) e a utilização de texturas superficiais controladas contribuem para a redução do desgaste e para a melhoria da lubrificação. Simulações numéricas foram empregadas para apoiar a compreensão do comportamento térmico e mecânico durante o processo de forjamento a quente, com validação a partir dos dados experimentais. A pesquisa busca, assim, consolidar diretrizes para o projeto e a fabricação de matrizes mais duráveis e confiáveis, integrando engenharia de superfícies e processos de acabamento, com vistas a aumentar a competitividade da indústria de ferramentarias brasileira.

Palavras-chave – Engenharia de Superfícies, Forjamento a quente, Tratamento Dúplex, Simulação Numérica, Aço Ferramenta.

**Advances in the MOVER Project: Surface Integrity Applied to Hot Forging Dies**

**ABSTRACT**

*This study, part of the MOVER Project – Line IV: More Competitive Brazilian Toolmaking Industry, aims to establish minimum surface integrity requirements to enhance the performance of hot forging dies. The research evaluates different manufacturing routes, encompassing heat treatment, machining, nitriding (plasma and gas), and PVD coatings, in either isolated or combined configurations (duplex treatment). The produced surfaces were characterized by roughness, microhardness, contact angle, and scanning electron microscopy. Concurrently, the application of laser texturing with a dimple geometry was investigated in combination with coating to assess its effect on lubricant adhesion and wear resistance. Laboratory-scale forging tests were conducted under critical thermomechanical loading conditions, with monitoring of parameters such as die temperature, contact time, and strain rate. The results indicate that the combination of nitriding with PVD coating (duplex) and the use of controlled surface textures contribute to reducing wear and improving lubrication. Numerical simulations were employed to support the understanding of thermal and mechanical behavior during the hot forging process, with validation against experimental data. This research thus seeks to consolidate guidelines for the design and manufacture of more durable and reliable dies, integrating surface engineering and finishing processes, with the aim of enhancing the competitiveness of the Brazilian toolmaking industry.*

*Key words — Surface Engineering, Hot Forging, Duplex Treatment, Numerical Simulation, Tool Steel.*

## 1. INTRODUÇÃO

O forjamento a quente é um processo de conformação mecânica amplamente empregado nas indústrias automotiva, agrícola e de bens de capital, no qual as matrizes são submetidas a condições severas de serviço, com temperaturas que variam de 80 a 800 °C e carregamentos mecânicos que superam 1800 MPa [1]. A vida útil dessas ferramentas representa entre 8% e 15% dos custos de produção de peças forjadas, podendo esse valor ultrapassar 50% quando se consideram paradas não programadas para troca e falhas inesperadas [2,3]. Apesar dos avanços no desenvolvimento de tratamentos termoquímicos e revestimentos PVD, a aplicação dessas tecnologias em matrizes de forjamento ainda enfrenta desafios relacionados à Integridade Superficial (IS), muitas vezes negligenciada durante a fabricação. Problemas como tratamentos térmicos inadequados, acabamento superficial irregular, presença de camada branca e microtrincas provenientes da usinagem, além da falta de integração entre projeto e engenharia de superfícies durante a fabricação, comprometem a adesão de revestimentos e a durabilidade do ferramental [3,4].

O presente trabalho está inserido no Programa MOVER – Linha IV: Ferramentarias Brasileiras Mais Competitivas, por meio da Chamada de PD&I 01/2023, coordenada pela Fundep. O projeto, intitulado "Projeto e Fabricação de Matrizes de Forjamento Integrados à Engenharia de Superfícies", reúne cinco ICTs (UFRGS, IFSC, UTFPR, UNIPAMPA e UFSC) e dez empresas parceiras. O objetivo geral é a determinação de requisitos mínimos necessários às operações de tratamento térmico, usinagem, tratamento superficial e

acabamento, visando a performance superior de matrizes de forjamento. A pesquisa atua de forma integrada em quatro frentes: seleção de materiais e tratamentos térmicos (incluindo criogenia); projeto e qualificação do ferramental com suporte de simulação numérica; investigação da Integridade Superficial; e adequação da rota de fabricação com estratégias compatíveis de manufatura.

A metodologia do projeto contempla a avaliação de diferentes rotas de fabricação, envolvendo operações de usinagem *high-speed*, nitretação (a plasma e a gás) e revestimentos PVD, em configurações isoladas ou combinadas (tratamento dúplex), além da texturização a laser com geometria de *dimples* para melhoria da lubrificação. Os resultados obtidos contribuirão para o estabelecimento de diretrizes de fabricação que integrem a engenharia de superfícies ao projeto de matrizes, visando aumentar a durabilidade do ferramental e a competitividade da indústria de ferramentarias brasileira.

Neste artigo, são apresentados novos resultados do projeto, apresentando de modo comparativo resultados para superfícies representando condições de matrizes apenas usinadas e com tratamento dúplex. As caracterizações abrangeram microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV), perfilometria, adesão, perfil de microdureza, granulometria a laser do particulado de lubrificante e ensaios de forjamento em escala laboratorial.

## 2. METODOLOGIA

Foi utilizado o aço para trabalho a quente AISI H13 com 46 HRC (temperado e revenido em empresa parceira Metaltécnica) usinado via *high speed milling* (velocidade de corte de 170 m/min, profundidade de corte 0,05 mm e avanço de 0,08 mm/dente executados pela empresa parceira IMER) como condição de controle e também após tratamento dúplex. Este é composto de etapas de polimento mecânico, nitretação a gás em baixa pressão (10 h), microjateamento, nitretação a plasma em baixa pressão e revestimento PAPVD (*Plasma Assisted Physic Vapor Deposition*) à base de CrN/CrTiAlN (3 h e 10 min) e microjateamento final executadas pela empresa aparceira Oerlikon Balzers. As etapas de tratamentos termoquímicos e deposição de revestimento ocorreram em temperatura de 450 ± 30°. Demais parâmetros de processamento foram omitidos a pedido da empresa. Amostras com geometria cilíndrica (25 mm de diâmetro e 10 mm de altura) e insertos (Fig. 1) utilizados em célula de forjamento laboratorial.




**Figura 1**: Geometria dos insertos utilizados em ensaio de forjamento em escala laboratorial.

### 2.1. Análise Morfológica

A análise metalográfica foi realizada na superfície e seção transversal das amostras após seccionamento utilizando máquina de corte de precisão TechCut 4TM, embutidas em baquelite, lixadas e polidas utilizando pastas de diamante de 3 e 1 µm, respectivamente. Em seguida, atacadas quimicamente utilizando Nital 2% durante 5 segundos, observadas em

microscópio óptico OLYMPUS GX-51 com auxílio do software AnalySIS para aquisição de imagens. A análise da superfície também foi realizada via Microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando microscópio eletrônico de varredura Zeiss modelo EVO MA10 disponível no CMM – Centro de Microscopia e Microanálise (UFRGS).

### 2.2. Perfilometria

Para análise da topografia das amostras foi utilizado Perfilômetro Óptico 3D Bruker (GTK M, CONTOURGTK), disponível no Laboratório Multiusuário de Análises de Superfícies (LAMAS – UFRGS). Para cada amostra foram analisadas duas regiões ao meio raio com lente objetiva de 5x.

### 2.3 Adesão

Foram ensaios de adesão via ensaio de dureza Rockwell utilizando indentador cônico e carga de 150 kgf (HRC) seguido de observação e captura de imagens da região de indentação via microscopia óptica e comparação com os padrões da norma DIN 4856:2018-02 [5]. Os ensaios foram repetidos 3 vezes para amostras com tratamento dúplex.

### 2.4. Perfil de Microdureza

Os perfis de microdureza Vickers foram realizados utilizando microdurômetro Insize (modelo ISH-TDV 1000), carga de 0,1 kgf e tempo de 5 segundos. A primeira indentação é realizada à 10 µm da superfície seguido de diagonais de 5 indentações, avançando em 10 µm no eixo vertical (da superfície em direção ao núcleo) e 50 µm no eixo horizontal. Para composição do perfil o processo foi repetido três vezes e calculadas médias e desvio-padrão.

### 2.5 Caracterização do Lubrificante

O lubrificante utilizado foi Lubrodal AT 2060 (FUCHS) composto de uma dispersão de grafite disperso em água com propriedades lubrificantes e desmoldantes, indicadas para forjamento a quente. O lubrificante foi caracterizado via MEV (Zeiss EVO MA10) com técnicas de elétrons secundários e via granulometria a laser (Cilas 1190 com diluição em água) em equipamento disponível no Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM – UFRGS) para análise do tamanho médio de partícula.

### 2.6 Teste de Forjamento a Quente e Validação

Para validação, foram realizados ciclos de forjamento a quente na condição temperada e revenida, com aquisição dos dados de temperatura e força, posteriormente utilizados como parâmetros de entrada no *software* de simulação Qform UK. Para a condição com tratamento superficial dúplex, os ensaios foram conduzidos até a ocorrência de dificuldades na extração do forjado, critério adotado para interrupção do processo experimental (total de 86 ciclos). Os ensaios de forjamento a quente foram realizados em prensa hidráulica, modelo EKA – PHB.40.200, com capacidade para 40 tonf, disponível no Laboratório de Transformação Mecânica – LdTM (UFRGS). A Tabela 1 apresenta os principais parâmetros do experimento de forjamento a quente.

**Tabela 1.** Parâmetros dos ensaios de forjamento a quente.

| Temp. inicial das matrizes | Temp. do *billet* | Lubrificante | Aplicação do lubrificante |
|---|---|---|---|
| 200 °C | 1100 °C (forno)<br>950 °C (real) | Grafite + água (1:5) | Pulverizado por 3 s |

A caracterização dos insertos após forjamento se deu pela análise da seção transversal utilizando as técnicas descritas no tópico 2.1 nas regiões identificadas como 1 e 2 da Fig. 2.

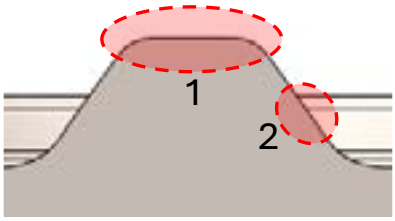



**Figura 2**: Regiões 1 e 2 do inserto superior analisadas após ensaios de forjamento em escala laboratorial.

A simulação numérica foi realizada no *software* Qform UK com base nos dados experimentais de força e temperatura, além das propriedades do material e parâmetros iniciais. A Tabela 2, apresenta os principais parâmetros utilizados na simulação e as condições de contorno adotadas.

**Tabela 2.** Parâmetros do processo de forjamento a quente para simulação.

| | |
|---|---|
| Temperatura Ambiente (°C) | 40 |
| Velocidade da prensa (m/s) | 6,0 |
| Lubrificante | Grafite + água |
| Coeficiente de troca térmica do lubrificante (W / m² · K) | 30000 |
| Coeficiente de troca térmica ar (W / m² · K) | 10 |
| Coeficiente de atrito | α = 0,30; m = 0,15 |
| Emissividade | 0,88 |
| Tamanho dos elementos (mm) | Min. 0,5 e Máx. 1,0 |

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A superfície usinada apresentou riscos e sulcos resultantes da deformação plástica durante o polimento mecânico (Fig. 3A) enquanto a amostra com tratamento dúplex revestida. A superfície final não apresenta *droplets*, removidos após etapa de microjateamento final, embora micro vazios ainda foram identificados.

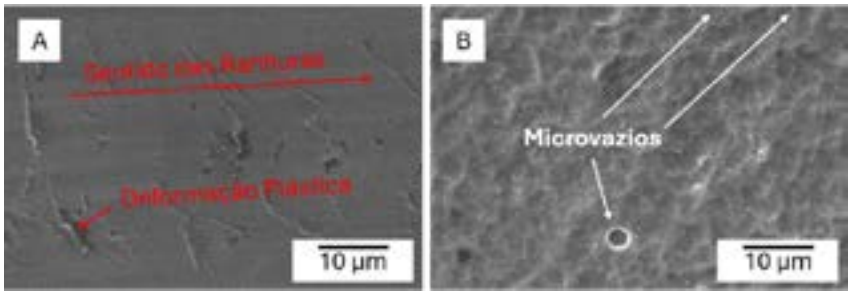



**Figura 3**: Superfície de amostras (A) apenas usinada e (B) com tratamento dúplex.

A Figura 4 mostra mapeamento realizado via perfilometria para amostras apenas usinada e com tratamento dúplex. A rugosidade Sa apresentou um pequeno aumento (0,1 µm) após aplicação das etapas de tratamento dúplex.

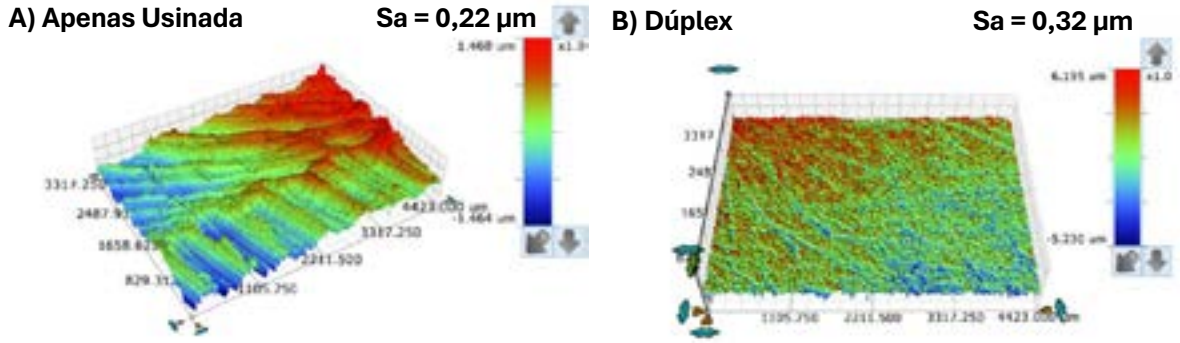



**Figura 4**: Perfilometria 3D para amostras: (A) apenas usinada e (B) com tratamento dúplex.

A Fig. 5 apresenta as micrografias da seção transversal das amostras e os perfis de microdureza para as duas condições analisadas. Na amostra apenas usinada foi identificada a presença de martensita revenida e carbonetos primários na microestrutura (Fig. 5 A). Após o tratamento dúplex foi possível observar a presença do revestimento (região clara na camada mais superficial na Fig. 5 B) seguido da zona de difusão formada durante processos de nitretação. Quanto aos perfis de microdureza, foram encontrados valores médios próximos de 430 $HV_{0,1}$ para o material apenas usinado, enquanto uma camada nitretada efetiva de aproximadamente 100 µm [6] foi atingida após tratamento dúplex. Na subsuperfície, até uma profundidade de cerca de 50 µm os valores de microdureza ultrapassaram 1000 $HV_{0,1}$.

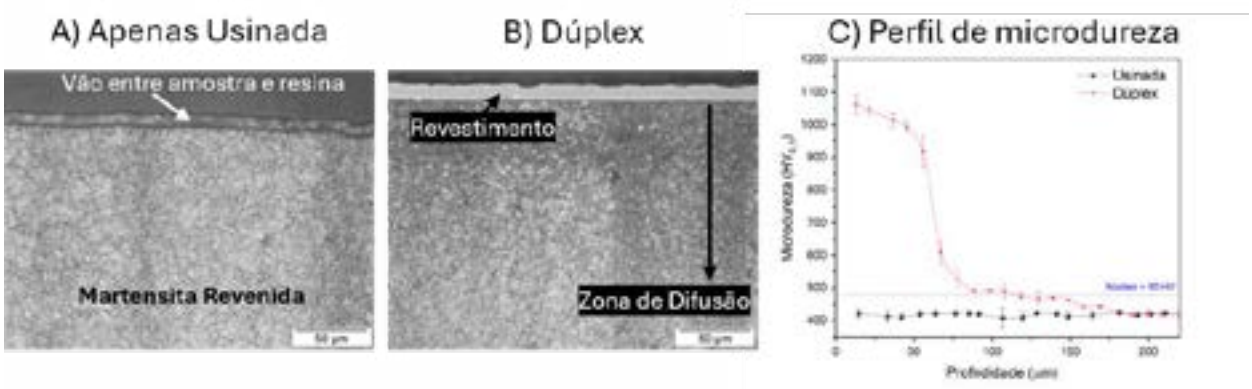



**Figura 5**: Perfis de microdureza nas condições: apenas usinada e após tratamento dúplex.

A linha azul pontilhada representa o valor de microdureza de núcleo acrescido de 50 HV.

Na Fig. 6 é possível observar o padrão de falha do revestimento após ensaio de adesão utilizando indentação Rockwell C [5]. As imagens revelam apenas presença de microtrincas radiais sem formação de delaminação (Fig. 6 A ou B) indicando uma alta adesão do revestimento ao substrato e índice HF1.

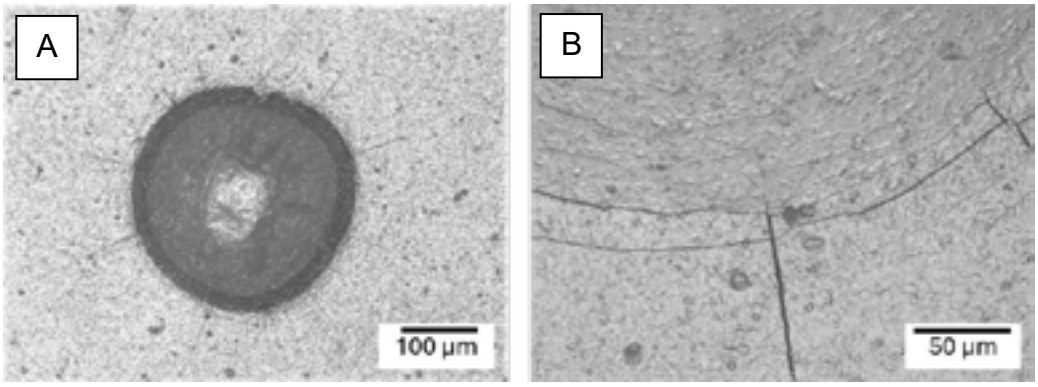



**Figura 6**: Microtrincas formadas após indentação Rockwell C (A) e borda da região indentada em maior magnificação atestando a ausência de regiões delaminadas (B).

O tamanho médio de particulado do lubrificante foi de 8,54 µm, com diâmetro menor que 2,57 µm para 10% do particulado de grafite, menor do que 8,79 µm para 50 % e menor do que 14,25 µm para 90%. A morfologia das partículas em forma de plaquetas foi identificada via MEV (Figura 7).

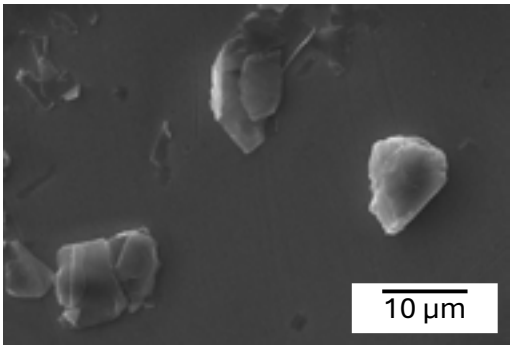



**Figura 7**: Morfologia do particulado de lubrificante (grafite) identificado via MEV.

A Figura 8 (a) apresenta as curvas de temperatura para os primeiros 18 forjamentos, de modo a facilitar a visualização, haja visto que o comportamento térmico apresenta estabilidade após a 4ª peça forjada. A temperatura foi monitorada em três posições, conforme Figura 3 (b). Um regime de estabilização das temperaturas é obtido a partir do quarto forjamento. As máximas temperaturas foram desenvolvidas para o inserto superior, com uma variação de temperatura máxima entre os ciclos de 25 °C, sendo de 360 °C para o 4° ciclo de forjamento e de 385 °C para o 13° ciclo de forjamento. A Figura 8 (c) apresenta os dados das forças máximas desenvolvidas ao longo de cada forjamento com uma variação de 4 tonf foi obtida entre os forjamentos realizados.

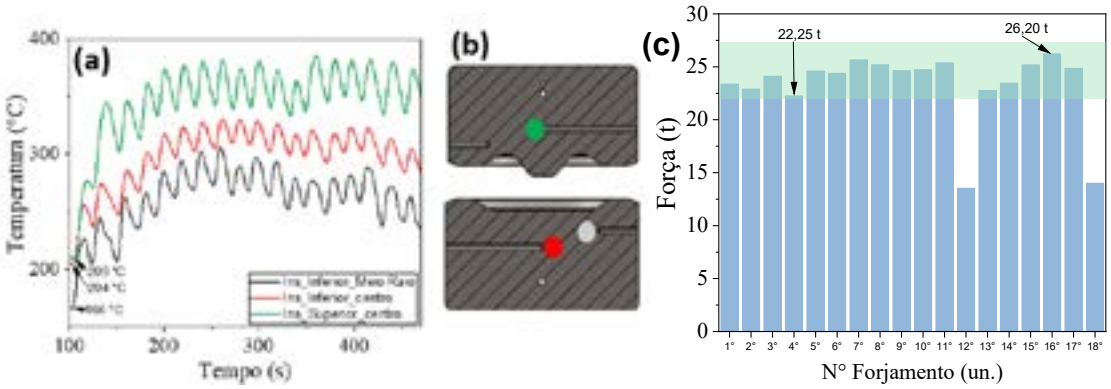



**Figura 8**. (a) Curvas de temperatura durante experimento de forjamento a quente. (b) Posição dos termopares. (c) Força máxima em cada ciclo.

Após aquisição dos dados experimentais os mesmos foram implementados no *software* de simulação Qform UK. A Figura 9 apresenta as curvas de força por deslocamento experimental e simulada, sendo a força máxima simulada 40 kN superior ao experimento.

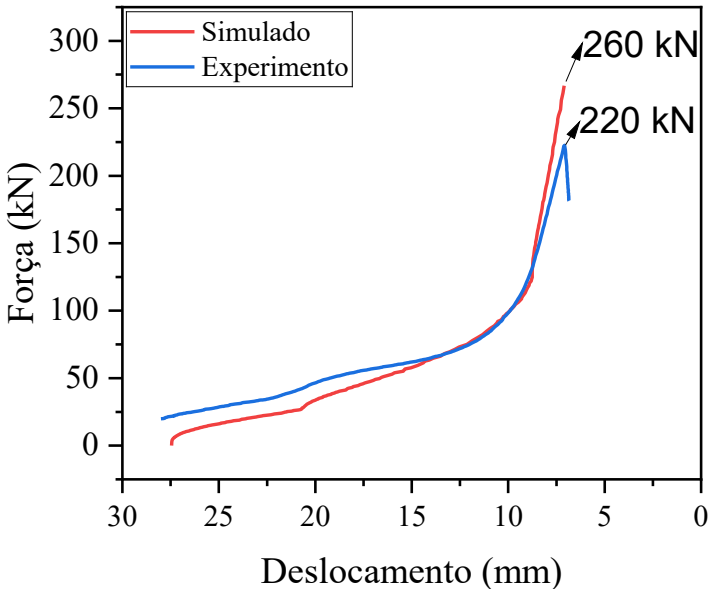



**Figura 9**. Força x Deslocamento para condição experimental e simulado.

A Figura 10 apresenta as curvas de temperatura para um ciclo de forjamento, simuladas para ambas as matrizes em regiões próximas ao posicionamento do termopar no experimento. A simulação apresenta convergência dos resultados, tanto no perfil da curva como também nas temperaturas desenvolvidas no processo, com desvio de 6,4 % e 1,3 % para matriz superior e inferior. Portanto, as condições de contorno definidas na simulação podem ser utilizadas para representar o experimento realizado.

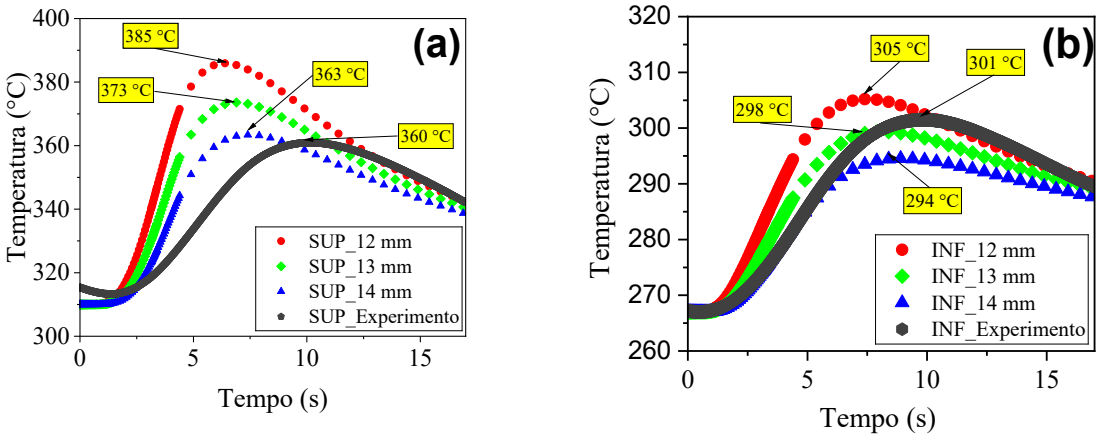



**Figura 10**. Curvas de temperatura experimentais e simuladas para o 4° ciclo de forjamento a quente: (a) matriz superior (b) matriz inferior.

Estabelecidos os parâmetros do processo e avaliada a convergência da força e temperatura dos resultados simulados, foi possível analisar o comportamento térmico desenvolvido nas matrizes. A Figura 11 (a) apresenta a temperatura desenvolvida ao longo da matriz superior. Temperaturas superiores a 700 °C são obtidas no centro da ferramenta (punção). Essa região tem o maior tempo de contato com o *billet* durante a conformação, aumentando o acúmulo térmico na região e dificultando a perda térmica. A Figura 11 (b) apresenta a curva de temperatura a partir da superfície. A linha horizontal tracejada, destaca a temperatura de revenimento utilizada no tratamento térmico do inserto. Para tal, a temperatura de revenido foi ultrapassada na região do punção do inserto até aproximadamente 4,2 ± 0,8 mm de profundidade, considerando o erro máximo de 6,4 % entre a simulação e o experimento.

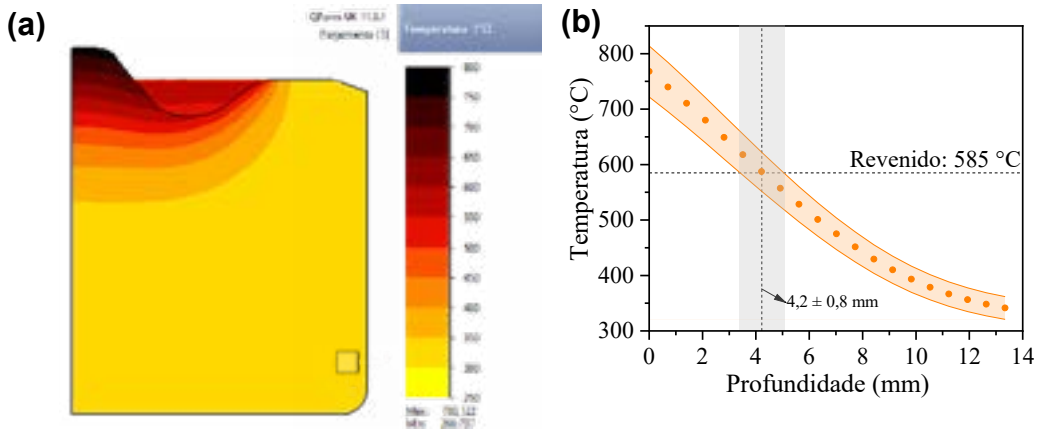



**Figura 11**. (a) Temperatura simulada na matriz superior (b) Curva de temperatura na superfície.

A seção transversal dos insertos apenas usinados e adesão de óxidos (carepa) na superfície plana e em regiões onde o fluxo de material sobrepôs a superfície original, criando uma região de retenção e aderência de carepa/óxidos. A oxidação desempenha um papel importante no desgaste da matriz juntamente com a deformação plástica da camada superficial revenida, já que entalhes podem ser formados em áreas de perda de material por oxidação, desenvolvendo novos sítios para trincas por mecanismos de corrosão e fadiga, [3,7]. A oxidação foi um dos principais mecanismos de desgaste associados ao inserto apena usinado. Para o inserto com tratamento dúplex, a resistência ao desgaste e à

oxidação do revestimento contribuíram para evitar desgaste semelhante à condição anterior. A perda de revestimento na região 1 (Fig. 12 B) ocorreu pela deformação plástica do substrato causada pela alta temperatura desenvolvida durante o processo de forjamento. Mesmo assim, na região 2 (Fig. 12 B) menor deformação plástica foi observada para o inserto com tratamento dúplex. Este fato pode ser explicado por duas razões conjuntas: atuação do revestimento como isolante térmico [8], reduzindo o aporte térmico desenvolvido durante os ciclos de forjamento na região; e uma subsuperfície mais resistente à deformação plástica (zona de difusão). Os dois fatos em conjunto com as menores temperaturas na região 2 (Fig. 11 (a)) contribuíram para a preservação do revestimento.

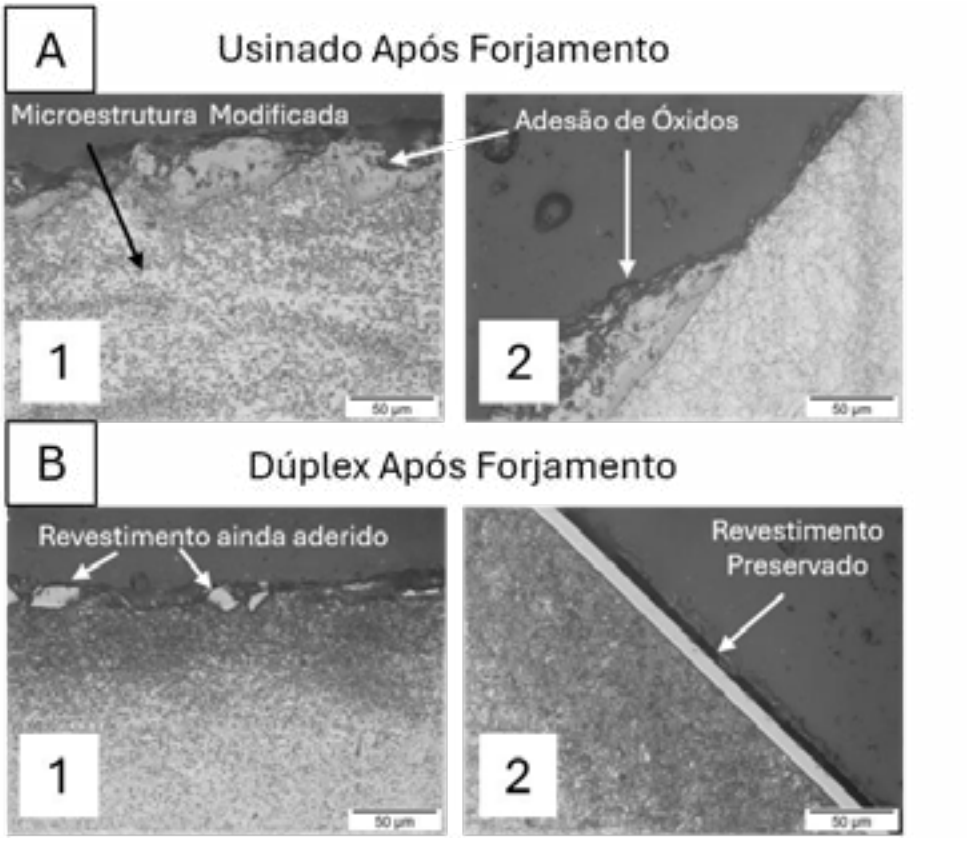



**Figura 12**. Seção transversal dos insertos: apenas usinado (A) e com tratamento dúplex (B) após ciclos de forjamento.

## 4. CONCLUSÕES

- A aplicação do tratamento dúplex promoveu o aumento de dureza da subsuperfície, com profundidade de camada efetiva próxima de 100 µm, e pequeno aumento da rugosidade em comparação com a condição apenas usinada;
- O revestimento apresentou uma alta adesão ao substrato (índice HF1);
- O modelo numérico computacional foi capaz de reproduzir as condições de forjamento a quente para o inserto apenas usinado com baixo erro relativo;
- Apesar de apresentar falha de adesão na região do topo do punção da ferramenta, o tratamento dúplex obteve melhor performance que a condição de referência com regiões menos afetadas pelas solicitações termomecânicas impostas pelo processo de forjamento a quente e revestimento preservado.

**AGRADECIMENTOS**

Este trabalho foi desenvolvido com apoio da FUNDEP e está inserido Projeto Mover: Projeto e Fabricação de Matrizes de Forjamento Integrados à Engenharia de Superfícies. João Vitor Piovesan Dalla Nora agradece ao CNPq (Processo n° 140743/2024-3), Alexandre da Silva Rocha agradece ao CNPq/MCTI 10/2023 (Processo n° 308773/2018-7) e Auxílio à Pesquisa (APQ) processo n° 407742/2023-9. Felipe Canal agradece à CAPES (Processo n° 88887.988547/2024-00). Frederico Murilo Wlassak agradece à CAPES (Processo n° 88887.007108/2024-00), Morvan Silva Franco acknowledges agradece à CAPES (Processo n° 88887.842729/2023-00).

Os autores ainda agradecem ao Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM – UFRGS), Laboratório Multiusuário de Análises de Superfícies (LAMAS – UFRGS) e às empresas parceiras do projeto Metaltécnica, IMER, SIXPRO e Oerlikon Balzers.

Referências

[1] T. Altan, G. Ngaile, Cold and Hot Forging, 2005.
[2] A.A. Emamverdian, Y. Sun, C. Cao, C. Pruncu, Y. Wang, Current failure mechanisms and treatment methods of hot forging tools (dies) - a review, Eng. Fail. Anal. 129, 2021.
[3] Z. Gronostajski, M. Kaszuba, M. Hawryluk, M. Zwierzchowski, A review of the degradation mechanisms of the hot forging tools, Archives of Civil and Mechanical Engineering 14, 2014.
[4] Z. Liao, A. la Monaca, J. Murray, A. Speidel, D. Ushmaev, A. Clare, D. Axinte, R. M'Saoubi, Surface integrity in metal machining - Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms, Int. J. Mach. Tools Manuf. 162, 2021.
[5] Deutsches Institut Fur Normung E.V., DIN 4856:2018-02, Kohlenstoffschichten und andere Hartstoffschichten_- Rockwell-Eindringprüfung zur Bewertung der Haftung, 2018.
[6] DIN 50190-3: Hardness depth of heat-treated parts — Determination of nitriding hardness depth, Beuth Verlag, 1979.
[7] J. Krawczyk, A. Łukaszek-Sołek, T. Śleboda, Ł. Lisiecki, M. Bembenek, J. Cieślik, T. Góral, J. Pawlik, Tool Wear Issues in Hot Forging of Steel, Materials 16, 2023.
[8] D. Özkan, M.A. Yilmaz, D. Karakurt, M. Szala, M. Walczak, S.A. Bakdemir, C. Türküz, E. Sulukan, Effect of AISI H13 Steel Substrate Nitriding on AlCrN, ZrN, TiSiN, and TiCrN Multilayer PVD Coatings Wear and Friction Behaviors at a Different Temperature Level, Materials 16, 2023.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ANÁLISE DE INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE MATRIZES DE FORJAMENTO A QUENTE

Paula Gonçalves Navarro[1]
Diego Andrés Sánchez Durango[2]
Heloísa Colli Moreira[3]
Giuseppe Pintaude[4]
Julio Cesar Klein das Neves [4]

**RESUMO**

Este trabalho avaliou o efeito de um tratamento dúplex sobre a integridade superficial do aço ferramenta AISI H13 utilizado em matrizes de forjamento a quente. Após têmpera e três revenimentos, foram produzidas superfícies por lixamento, torneamento e fresamento de alta velocidade, seguidas pela aplicação de nitretação a baixa pressão, revestimento PVD e microjateamento. A caracterização topográfica foi realizada por interferometria e a avaliação de fases e tensões residuais por difração de raios X. Os resultados mostraram que o tratamento modificou a topografia superficial, reduzindo a rugosidade das superfícies inicialmente mais rugosas e aumentando-a na condição de menor rugosidade inicial. Além disso, tornou compressivas as tensões residuais superficiais em todas as condições avaliadas, inclusive na condição que apresentou tensão trativa após a usinagem. Os resultados indicam que o tratamento dúplex promoveu melhora na integridade superficial do aço AISI H13, com potencial para melhorar o desempenho de matrizes de forjamento a quente.

Palavras-chave: Ferramentas de forjamento; tratamentos de superfície, integridade superficial.

[1] Mestranda, PPGEM, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil.
[2] Mestrando, PPGEM, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil.
[3] Mestre em Engenharia Mecânica e de Materiais, PPGEM, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil.
[4] Professor titular, DAMEC/PPGEM, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil.

# SURFACE INTEGRITY ANALYSIS OF HOT FORGING MATRICES

**ABSTRACT**

*This study evaluated the effect of a duplex treatment on the surface integrity of AISI H13 tool steel used in hot forging tools. After quenching and triple tempering, surfaces were produced by grinding, turning, and high-speed milling, followed by low-pressure nitriding, PVD coating deposition, and micro-blasting. Surface topography was characterized by interferometry, while phase composition and residual stresses were evaluated by X-ray diffraction. The results showed that the treatment modified the surface topography, reducing roughness in the initially rougher surfaces and increasing it in the condition with the lowest initial roughness. In addition, the treatment promoted compressive residual stresses in all evaluated conditions, including the condition that exhibited tensile stress after machining. The results indicate that duplex treatment improved the surface integrity of AISI H13 steel and has the potential to enhance the performance of hot forging tools.*

*Key words: Forging tools; surface treatments; surface integrity*

## 1. INTRODUÇÃO

A busca por novas técnicas de fabricação de ferramentas de forjamento a quente é vital para aumentar a durabilidade, já que a vida útil dessas ferramentas pode representar entre 8% e 15% dos custos de produção de peças, impactando tanto a qualidade dos produtos quanto a produtividade (Yang et al., 2021). Esses custos podem ultrapassar 50% quando se leva em consideração o tempo gasto na substituição de ferramentas desgastadas e as falhas imprevistas. As ferramentas devem suportar condições de operação severas, com temperaturas variando de 80°C a 800°C e altos níveis de carga mecânica acima de 1800 MPa (Li et al., 2016; Turek; Cieślik, 2025). Para fabricar matrizes e ferramentas de forjamento, são necessárias operações complexas como fresamento, eletroerosão, retificação, brunimento e polimento, muitas vezes realizadas em materiais endurecidos. A maneira como essas operações são realizadas pode influenciar a integridade superficial, que afeta a resistência à fadiga e ao desgaste. A integridade superficial é um conceito qualitativo que avalia quão bem uma superfície pode desempenhar suas funções após várias etapas de fabricação.

Esse trabalho buscou avaliar o efeito de um conjunto de tratamentos superficiais, aplicados a superfícies com diferentes condições de usinagem, sobre a integridade superficial do aço ferramenta AISI H13, utilizado em matrizes de forjamento a quente.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1 Material e processamento

Neste trabalho foram utilizadas amostras de aço para trabalho a quente AISI H13, temperado e revenido conforme o ciclo apresentado na Figura 1. Um desbaste superficial foi realizado por três processos de usinagem: lixamento, torneamento CNC e fresamento via high speed milling (velocidade de corte de 170 m/min, profundidade de corte 0,05 mm e avanço de 0,08 mm/dente).

Foram combinados tratamento dúplex (Oerlikon Balzers) com diferentes tratamentos superficiais visando buscar melhores desempenhos tribológicos. O tratamento dúplex empregado neste estudo (BALINIT FORMERA, Oerlikon Balzers) é especialmente desenvolvido para aplicações em processos de conformação a quente, como embutimento e forjamento de aços avançados de alta resistência (AHSS). As amostras usinadas foram submetidas a uma sequência de etapas de preparação superficial e deposição do revestimento, incluindo polimento mecânico, limpeza por imersão em desengraxantes e antioxidantes, secagem, montagem no reator, nitretação gasosa a baixa pressão,

microjateamento intermediário, deposição do revestimento e microjateamento final. A Figura 2 ilustra a metodologia empregada neste trabalho.

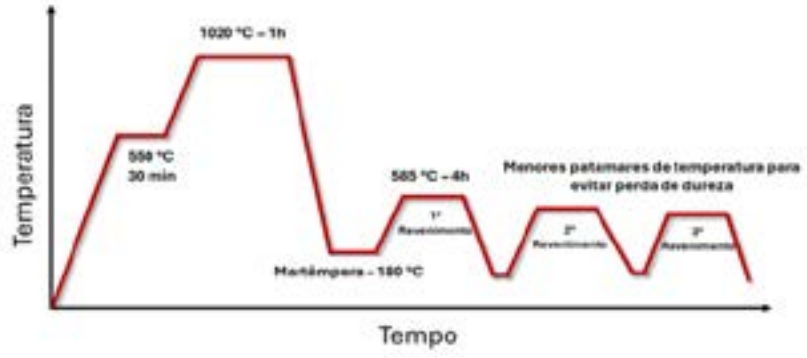



**Figura 1:** Ciclo de tratamento térmico utilizado para a liga AISI H13.

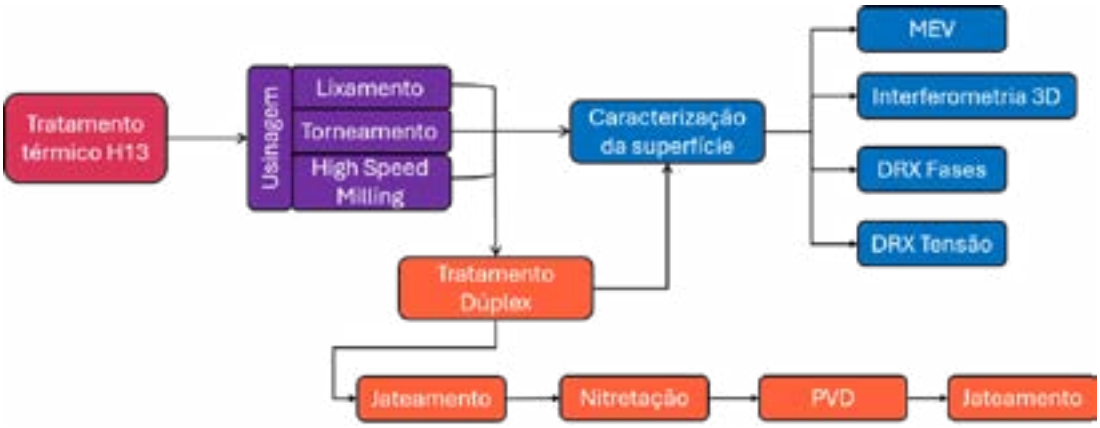



**Figura 2:** Fluxograma da metodologia experimental.

As amostras podem ser separadas então nas condições de controle: lixamento (L), torneamento (T) e high-speed milling (HSM). E nas condições com tratamento superficiais: lixamento com dúplex (LDP), torneamento com dúplex (TDP), high speed milling com dúplex (HSMDP). Totalizando 22 amostras. Como se pode observar na Tabela 1.

| Identificação | Condição de processamento | Quantidade |
|---|---|---|
| | SEM TRATAMENTO SUPERFICIAL | |
| L | Lixamento | 2 |
| T | Torneamento | 2 |
| HSM | High Speed Milling | 3 |
| | COM TRATAMENTO SUPERFICIAL | |
| LDP | Lixamento + Dúplex | 5 |
| TDP | Torneamento + Dúplex | 5 |
| HSMDP | High Speed Milling + Dúplex | 5 |

**Tabela 1:** Identificação das condições analisadas.

2.2 Caracterizações

Foram realizadas análises de difração de raios X para identificação de fases e avaliação de tensões residuais, utilizando o difratômetro de raios X (Shimadzu, modelo XRD-7000). Nas análises de parâmetros topográficos, foi utilizado o interferômetro (Taylor Hobson, modelo Talysurf CCI Lite M12-3993-03) e, por fim, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura (Zeiss, modelo EVO MA 15) na caracterização do aspecto geral das superfícies usinadas. Todos os equipamentos foram disponibilizados pelo Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR.

# 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

## 3.1 Difração de raios X

### 3.1.1 Análise de fases

A caracterização das fases cristalinas presentes no aço ferramenta H13 usinado e com tratamento duplex foi realizada em um difratômetro de raios X Shimadzu XRD-7000 Clique ou toque aqui para inserir o texto. Operando com a radiação Cu-Kα (λ = 1,5406 Å), tensão de 30 kV e corrente de 30 mA. As análises foram conduzidas no intervalo angular de 20° a 120° em 2θ, com passo de 0,02° e velocidade de 0,6º/min.

Como não são esperadas diferenças entre as fases presentes em função do processo de usinagem empregado, foi analisada apenas uma amostra do grupo usinado e do grupo usinado mais duplex. O objetivo básico dessa análise foi verificar se o pico de difração referente ao plano (211) do ferro, normalmente utilizado na análise de tensões, permaneceria detectável e/ou se haveria sobreposição com picos de outras fases após o tratamento duplex. Na Figura 3, pode-se observar que os difratogramas do aço H13 como usinado (na condição torneada, T) e após o tratamento duplex (condição torneada + dúplex, TDP). As principais reflexões foram identificadas em aproximadamente 44,7°, 65°, 82°, 99° e 116° (2θ), correspondentes respectivamente aos planos (110), (200), (211), (220) e (310) da fase α-Fe.

O difratograma das amostras submetidas ao tratamento dúplex padrão, BALINIT FORMERA, apresenta, além das reflexões características da matriz martensítica do aço H13, picos adicionais associados às fases formadas durante o tratamento superficial. As principais reflexões da fase α-Fe foram observadas em aproximadamente 44°, 65°, 82°, 99° e 116° (2θ), correspondentes à estrutura cúbica de corpo centrado da matriz ferrítica/martensítica.

Em seguida, é possível observar um pico intenso em aproximadamente 36–37° e reflexões secundárias entre 74° e 79°, atribuídas à formação de nitretos metálicos e/ou fases cristalinas do revestimento depositado pelo tratamento dúplex. A presença desses picos confirma a formação de uma camada superficial cristalina com elevada intensidade difratada, indicando boa cristalinidade do revestimento (Da Silva, 2020).

Ao comparar com as amostras sem e com tratamento dúplex, pode-se ver que o pico a 82º, referente aos planos (211) do ferro está com intensidade bem com sua intensidade atenuada após os processos de nitretação e revestimento. Além disso, há um novo pico à sua esquerda, próximo de 79º, produzindo certo grau de sobreposição e impedindo uma leitura exclusiva do efeito da tensão residual na posição de difração do plano (211).

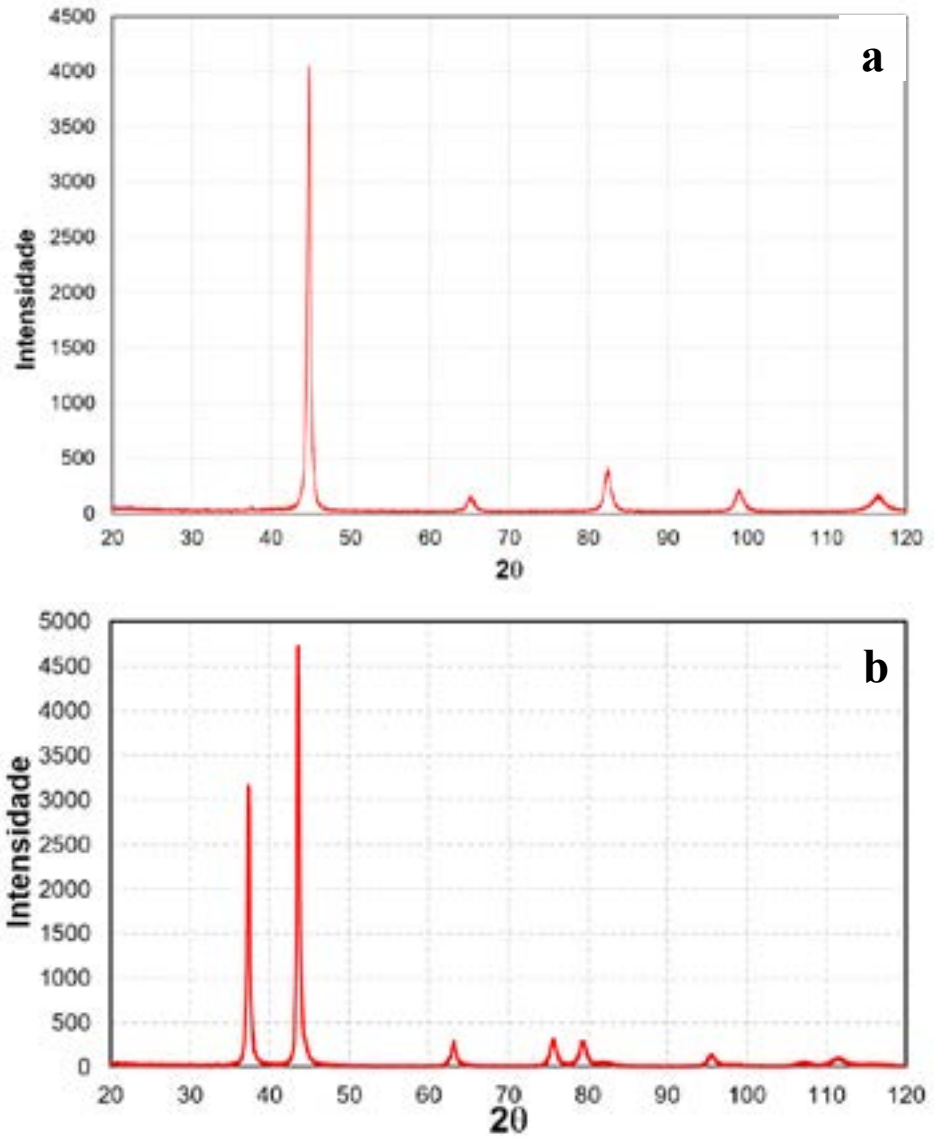



**Figura 3:** Difratogramas da análise de fases antes e após o tratamento dúplex: (a) amostra T; (b) amostra TDP.

### 3.1.2 Análise de tensões residuais

As tensões residuais superficiais foram determinadas por difração de raios X (DRX) utilizando o método do $sen^2\psi$, baseado na variação do espaçamento interplanar em função da inclinação da amostra em relação ao feixe incidente. As análises foram realizadas no mesmo difratômetro de raios X da análise de fases, mas agora usando a radiação Cr-Kα (λ=2,2936 Å), operando sob tensão de 30 kV e corrente de 30 mA para diferentes inclinações ψ (-40º, -32º, -24º, - 16º, -8º, 0°, 8°, 16°, 24°, 32° e 40°), permitindo avaliar o deslocamento angular do pico em função da orientação da amostra (Weirich, 2025).

Nas análises com a radiação Cr-Kα, avalia-se a reflexão do plano (211) da fase α-Fe. Os difratogramas foram adquiridos em diferentes ângulos de inclinação ψ, mantendo-se constante a orientação azimutal da amostra. Para cada inclinação, o espaçamento interplanar foi calculado a partir da Lei de Bragg, permitindo construir a relação entre $d_{\phi\psi}$ e $sen^2\psi$, onde $\phi$ é o plano de azimute, ou rotação em torno da normal à amostra, e ψ é o ângulo de inclinação da normal aos planos difratados em relação à normal da superfície.

Os difratogramas obtidos nas amostras sem tratamento, como a condição T exemplificada na Figura 4a, mostraram em diferentes inclinações ψ deslocamentos sistemáticos da posição angular dos picos de difração, indicando a presença de tensões

residuais superficiais nas amostras analisadas. No caso exemplificado, observou-se leve deslocamento dos picos para menores valores de 2θ com o aumento do ângulo ψ, indicando a natureza trativa da tensão residual. Nas amostras das condições usinadas, o pico de difração referente ao plano cristalino (211) do Fe foi adquirido sem superposição de picos próximo, como já havia sido indicado pela Figura 3a.

Para as análises das amostras com o tratamento dúplex, o cálculo das tensões exigiu o ajuste de curvas tanto para o pico do ferro, como para os dois picos do revestimento a sua esquerda, a fim de descontar a sobreposição dos picos laterais no deslocamento do pico referente ao plano (211) do ferro. Para isso, o intervalo angular de medição precisou ser ampliado, o que é exemplificado na Figura 3b para a condição TDP.

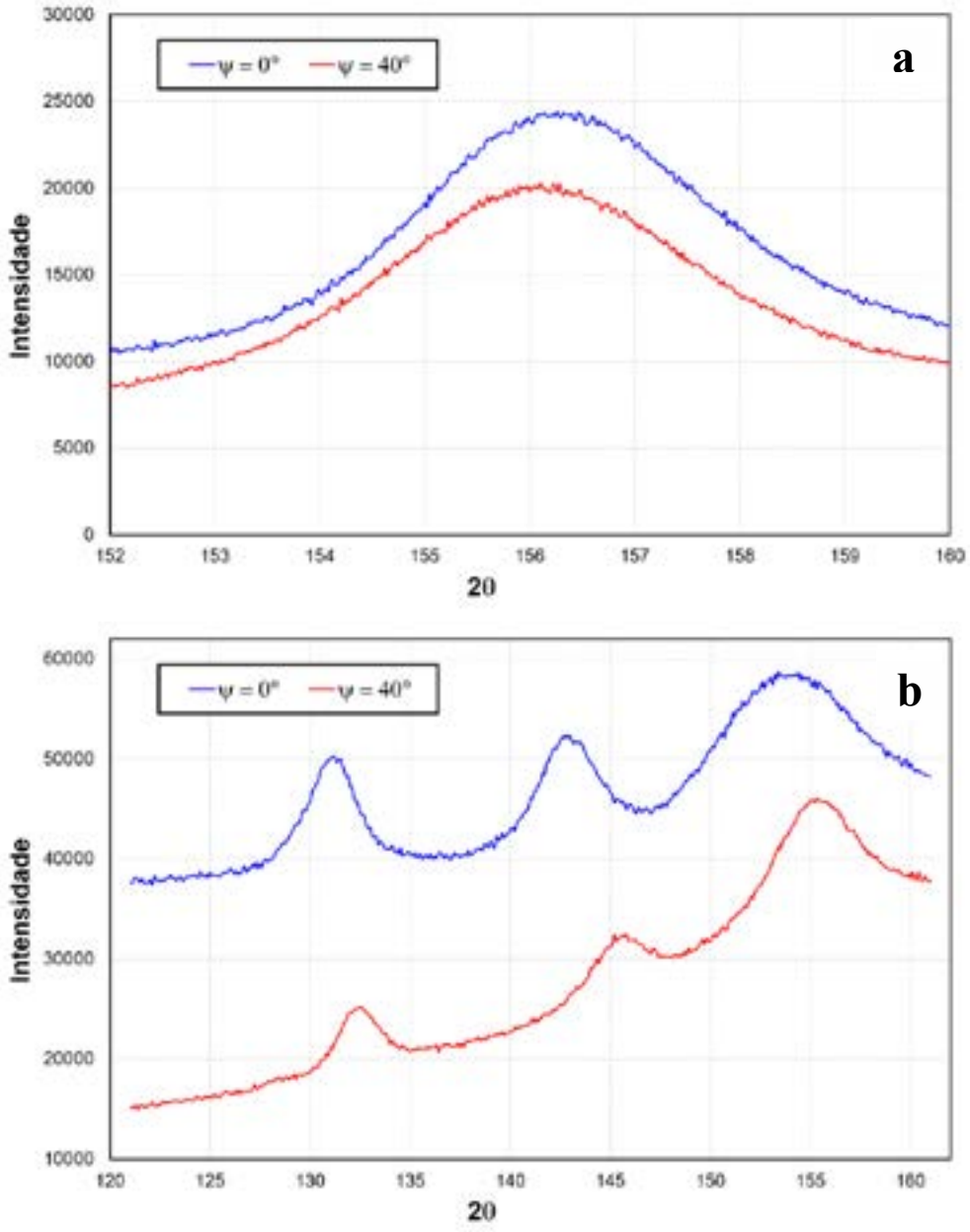



**Figura 4:** Difratogramas da análise de tensão residual antes e após o tratamento dúplex: (a) amostra T; (b) amostra TDP.

A Tabela 2 apresenta os resultados das tensões residuais calculadas. É possível observar que, entre as amostras na condição usinada, apenas o processo de torneamento produziu tensão residual trativa e que o tratamento superficial foi eficiente na geração de tensões compressivas na superfície do material. Independentemente da condição inicial

produzida na usinagem, valores significativamente superiores aos observados nas amostras sem tratamento.

| Amostra | Tensão MPa | Amostra | Tensão MPa |
|---|---|---|---|
| L | -520 | LDP | -1200 |
| T | 259 | TDP | -950 |
| HSM | -369 | HSMDP | -775 |

**Tabela 2:** Resultados das tensões residuais obtidas

Como explicado por Dalcin et al., (2022), a introdução dessas tensões compressivas está associada à difusão de nitrogênio durante a nitretação, à formação de uma camada endurecida e às tensões intrínsecas desenvolvidas durante a deposição do revestimento PVD. Em seu estudo, foi obtido valores de tensão similares aos encontrados nesse estudo. Com tensões residuais compressivas de 885-1047 MPa. E ao reduzir a quantidade de nitrogênio na mistura, houve a redução das tensões compressivas na superfície, 694-773 MPa. Também é possível observar que quanto menor a quantidade de nitrogênio na mistura de nitretação, menor as tensões compressivas encontradas na superfície.

Em seu artigo, Marques et al., (2026), confirmam que substratos nitretados reduzem as concentrações de tensão na interface entre o revestimento e o substrato e retardam o início da formação de trincas e da delaminação em condições operacionais severas. Eles também afirmam que a adição do tratamento dúplex resultou em maior capacidade de suporte de carga.

Do ponto de vista tribológico, esse comportamento é desejável, pois tensões residuais compressivas elevadas reduzem a tensão efetiva atuante na superfície durante o serviço. Assim, os resultados indicam que o tratamento dúplex foi eficaz em modificar o estado de tensões superficiais do aço AISI H13, contribuindo para um desempenho mecânico e tribológico potencialmente superior em aplicações de conformação a quente.

### 3.2 Topografia das superfícies

A Tabela 3 apresenta os valores médios para os parâmetros de rugosidade 3D selecionados para análise.

Ao analisar os dados obtidos de Sa pode ser observado que na amostra L houve uma redução de 54% ao adicionar o tratamento dúplex e na amostra de T houve uma redução de 23%, enquanto na amostra de HSM, o comportamento foi oposto, com um aumento de 0,118 µm para 0,283 µm. Isso indica que o tratamento aplicado promoveu um efeito de suavização nas superfícies provenientes do lixamento e do torneamento, provenientes do crescimento uniforme do revestimento, provavelmente por efeito do jateamento. No caso de HSM, em que a rugosidade inicial já era baixa, o revestimento passou a dominar a topografia, aumentando a rugosidade. As variações em Sq refletiram a mesma lógica.

A análise conjunta dos parâmetros de distribuição de alturas, skewness e curtoses (Ssk e Sku), permite verificar a aproximação ou afastamento das superfícies da distribuição Gaussiana. É notável que a amostra T anteriormente aos tratamentos é gaussiana (Ssk = 0 e Sku = 3), enquanto as demais desviam de forma significativa, em particular em relação a curtoses (> 3). A aplicação do tratamento dúplex acentuou ainda mais os valores de Sku, sendo que a superfície original da amostra T deixou de ser gaussiana.

Em revestimentos PVD, esses valores altos podem estar associados aos nódulos de crescimento do filme, às partículas produzidas durante a deposição ou ao crescimento colunar do revestimento. Dessa forma, o aumento desse parâmetro era esperado (Shi et al., 2019).

A análise conjunta dos parâmetros Ssk, Sku, Sp, Sv e Sz evidencia que o tratamento promoveu uma reorganização da textura superficial, caracterizada pela formação de picos mais elevados e vales mais profundos, típicos do crescimento do revestimento PVD. A influência da condição inicial de usinagem também é evidente. A superfície obtida por

lixamento apresentou a maior redução de rugosidade após o tratamento, sugerindo que a elevada rugosidade inicial foi parcialmente nivelada pelo processo dúplex. Em contraste, a superfície obtida por fresamento de alta velocidade (HSM), inicialmente a mais lisa, apresentou aumento da rugosidade média, indicando que, nesse caso, a morfologia do revestimento passou a dominar a topografia final.

| Amostras usinadas | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | L | | T | | HSM | |
| | Média | Desvio | Média | Desvio | Média | Desvio |
| Sq (µm) | 0,8819 | 0,0816 | 0,5279 | 0,5458 | 0,1540 | 0,0199 |
| Ssk | -0,7546 | 0,3566 | 0,0121 | 0,2876 | -0,7014 | 0,8505 |
| Sku | 4,7466 | 1,4190 | 3,0120 | 0,2564 | 7,7972 | 3,3162 |
| Sp | 4,1224 | 0,7482 | 2,0514 | 2,0884 | 1,1516 | 0,5500 |
| Sv | 5,2296 | 0,7409 | 2,0259 | 2,2503 | 1,0966 | 0,3383 |
| Sz | 9,3518 | 1,0102 | 4,0766 | 4,3357 | 2,2484 | 0,5874 |
| Sa (µm) | 0,6720 | 0,0519 | 0,4108 | 0,4100 | 0,1175 | 0,0087 |
| Amostras usinadas + dúplex | | | | | | |
| | LDP | | TDP | | HSMDP | |
| | Média | Desvio | Média | Desvio | Média | Desvio |
| Sq (µm) | 0,4423 | 0,0660 | 0,4298 | 0,0222 | 0,3782 | 0,0279 |
| Ssk | -2,0193 | 0,7683 | -1,0976 | 0,5266 | -0,4856 | 0,4474 |
| Sku | 17,1660 | 5,5506 | 14,1052 | 8,1316 | 10,0484 | 2,3178 |
| Sp | 2,3644 | 0,8894 | 2,9608 | 1,1085 | 3,3508 | 0,6610 |
| Sv | 4,3632 | 0,4344 | 4,8602 | 0,9292 | 4,0620 | 0,7900 |
| Sz | 6,7276 | 1,1846 | 7,8212 | 1,8180 | 7,4130 | 0,7595 |
| Sa (µm) | 0,3071 | 0,0315 | 0,3172 | 0,0200 | 0,2831 | 0,0207 |

**Tabela 3:** Resultados das análises topográficas.

O parâmetro Str representa a razão de aspecto da textura superficial e varia de 0 a 1, sendo valores próximos de zero associados a superfícies fortemente anisotrópicas, com uma direção predominante, enquanto valores próximos de um indicam maior isotropia (ISO 25178-2:2021, 2021). A análise da distribuição direcional mostrou que as superfícies provenientes das diferentes condições de usinagem apresentam diferentes níveis de direcionalidade. Após o tratamento dúplex, foram observadas alterações nos valores de Str, principalmente nas condições torneada e lixada, como podem ser observados na Figura 5. Entretanto, essas alterações não devem ser interpretadas como uma eliminação da anisotropia original, uma vez que a orientação predominante da textura superficial permaneceu associada às características produzidas pela usinagem.

Para as condições T e L, os valores de Str aumentaram após o tratamento, indicando uma alteração na distribuição direcional da textura. Contudo, a manutenção das características direcionais pode ser observada nas imagens de MEV, Figura 6, nas quais as marcas associadas aos processos de usinagem permanecem identificáveis após o tratamento. Dessa forma, o tratamento dúplex parece ter modificado principalmente a morfologia e a amplitude das irregularidades superficiais, enquanto a direcionalidade original foi, em grande medida, preservada. No caso da condição HSM, a menor variação de Str reforça a maior estabilidade da textura inicial frente ao tratamento. Assim, os resultados indicam que o tratamento dúplex promoveu modificações na topografia superficial, mas não alterou de forma substancial a orientação predominante das estruturas geradas durante a usinagem.

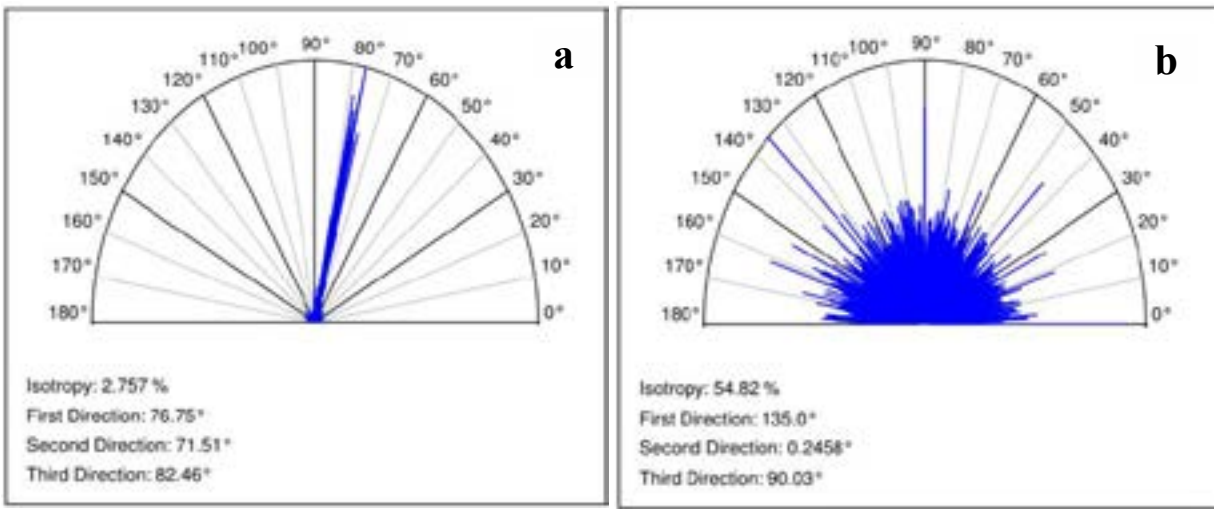



**Figura 5:** Análises de Str obtidas antes e após a adição do revestimento dúplex: (a) amostra T; (b) amostra TDP.

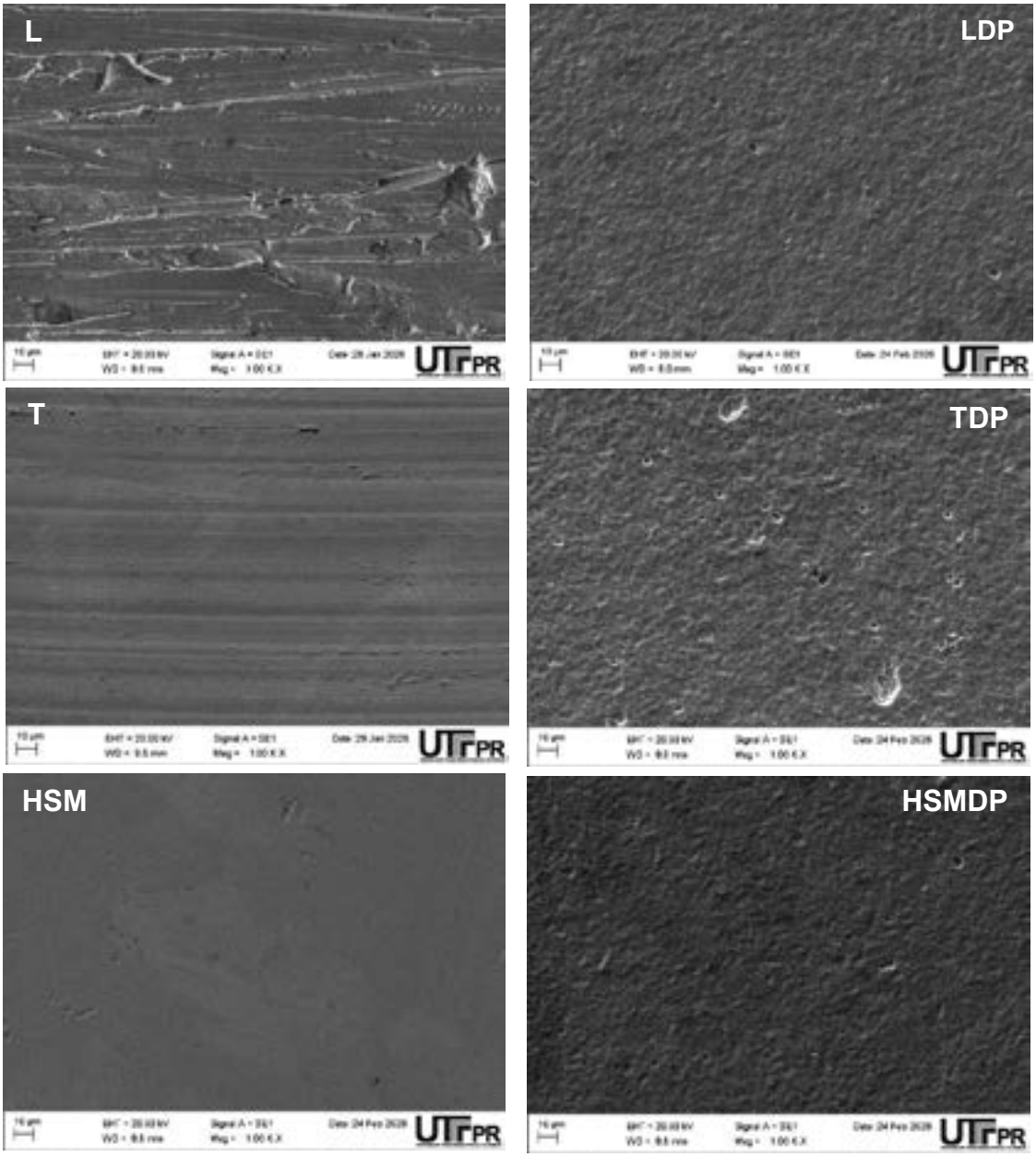



**Figura 6:** Imagens feitas com o MEV das amostras antes e após revestimento.

### 3.3 Discussões

As diferentes rotas de usinagem produziram superfícies com características topográficas e estados de tensões residuais distintos. O fresamento de alta velocidade apresentou a menor rugosidade média, com Sa=0,118 µm, enquanto o lixamento apresentou o maior valor, Sa=0,672 µm. Entretanto, a amostra torneada apresentou tensão residual trativa de +259MPa, enquanto as condições lixada e fresada apresentaram tensões compressivas.

O tratamento dúplex modificou significativamente o estado de tensões do aço AISI H13. Todas as amostras tratadas apresentaram tensões residuais compressivas, entre -775 MPa e -1200 MPa. O efeito mais expressivo ocorreu na condição torneada, cuja tensão foi alterada de +259 MPa para aproximadamente -950 MPa. Esse comportamento pode ser associado à nitretação e às tensões introduzidas durante a deposição do revestimento PVD, sendo favorável à redução da nucleação e propagação de trincas durante o serviço.

A resposta topográfica ao tratamento não dependeu da condição inicial da superfície, pois foi observado que as amostras com alta tensão inicial, reduziu seu valor, e as amostras inicialmente com alta tensão reduziram seus resultados. Nas amostras lixada e torneada, houve redução de Sq, de 0,882 para 0,442 µm e de 0,528 para 0,430 µm, respectivamente. Em contrapartida, na amostra fresada por HSM, inicialmente mais lisa, Sq aumentou de 0,154 para 0,378 µm. Esse aumento está relacionado à influência da morfologia do revestimento PVD, incluindo nódulos e irregularidades associados ao seu crescimento.

Após o tratamento, também foram observados valores mais elevados de Sku e valores negativos de Ssk, indicando uma superfície com distribuição de alturas mais concentrada, picos localizados e predominância de vales. A resposta topográfica ao tratamento dependeu da condição inicial de usinagem. Nas superfícies lixada e torneada, houve redução de Sq, enquanto a condição fresada por HSM, inicialmente mais lisa, apresentou aumento desse parâmetro, associado à influência da morfologia do revestimento PVD. Após o tratamento, também foram observados valores mais elevados de Sku e valores negativos de Ssk, indicando alterações na distribuição das alturas e na presença de picos e vales. Em relação à direcionalidade, os valores de Str apresentaram variações após o tratamento, porém as imagens de MEV indicam a permanência das características direcionais associadas aos processos de usinagem. Dessa forma, o tratamento dúplex modificou principalmente a morfologia e a amplitude da textura superficial, mantendo, em grande medida, a anisotropia e a orientação predominante originalmente produzidas pela usinagem.

Ao correlacionar esses dados com as análises de tensão residual, pode-se observar que a condição T foi a única inicialmente com tensões trativas e topografia gaussiana, enquanto todas as demais com aumento das curtoses tiveram aumento nas tensões compressivas. tratadas apresentaram maiores tensões residuais compressivas e uma textura superficial funcionalmente mais favorável, caracterizada por vales predominantes e maior capacidade de retenção de lubrificante. Essa combinação é vantajosa para ferramentas de trabalho a quente, pois tende a aumentar a resistência ao desgaste, retardar a nucleação de trincas por fadiga térmica e contribuir para uma maior vida útil em serviço. Essa correlação entre topografia funcional e estado de tensões fortalece a conclusão de que o tratamento dúplex promove melhorias tanto mecânicas quanto tribológicas na superfície do aço AISI H13.

De modo geral, os resultados indicam que a integridade superficial deve ser avaliada conjuntamente por parâmetros topográficos e mecânicos. O tratamento dúplex foi eficaz na geração de tensões compressivas e na modificação da textura superficial, mas o resultado dependeu da condição produzida pela usinagem. Embora essas características sejam potencialmente favoráveis ao desempenho tribológico e à resistência à fadiga, essa hipótese deve ser confirmada por ensaios de desgaste, adesão e vida em serviço.

## 4. CONCLUSÕES

Após a análise dos resultados se pode concluir que:

1) Apesar das diferenças iniciais, produzidas por diferentes processos de usinagem, o conjunto dos tratamentos superficiais levou à formação de topografias relativamente próximas, fato identificado tanto quantitativamente pela interferometria quanto qualitativamente pela microscopia eletrônica;
2) A natureza compressiva tensões residuais produzidas pelos tratamentos de superfície, independentemente da condição de usinagem, mostram o potencial do processo para a integridade superficial;
3) A geração de tensões compressivas e de uma textura superficial funcional indicam potencial para melhorar a resistência ao desgaste e à fadiga das matrizes de forjamento a quente. No entanto, são necessários ensaios tribológicos e, a seguir, testes em ambiente relevante para confirmar esse benefício em condições de serviço.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa – FUNDEP, pelo financiamento no âmbito do programa MOVER e ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais, CMCM-UTFPR, por disponibilizar seus equipamentos para o uso durante essa pesquisa. Referências

## REFERÊNCIAS

[1] DA SILVA, Sinval Pedroso. USINAGEM_MODIFICADA_MOEDA1_CENTRO_00001. n. Universidade Federal de Minas Gerais, 30 out. 2020.

[2] DALCIN, Rafael Luciano *et al.* Microstructure and Wear Properties of a Low Carbon Bainitic Steel on Plasma Nitriding at Different N2-H2 Gas Mixtures. **Materials Research**, v. 25, 2022.

[3] ISO 25178-2:2021 (ORG.). **ISO 25178-2:2021**. 2. ed. *[S.l.]*: International Standard published, 2021.

[4] LI, Wei *et al.* Microstructure and superhardness effect of CrAlN/SiO2 nanomultilayered film synthesized by reactive magnetron sputtering. **Materials Characterization**, v. 118, p. 79–84, ago. 2016.

[5] MARQUES, Angela Selau *et al.* Improvement of wear resistance in AISI H13 hot forging punches through duplex treatment combining plasma nitriding and HVOF coating. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 142, n. 1–2, p. 919–933, 10 jan. 2026.

[6] SHI, Ruimin *et al.* Effect of Surface Topography Parameters on Friction and Wear of Random Rough Surface. **Materials**, v. 12, n. 17, p. 2762, 28 ago. 2019.

[7] TUREK, Jan; CIEŚLIK, Jacek. A Review of Methods for Increasing the Durability of Hot Forging Tools. **Materials**, v. 18, n. 15, p. 3669, 4 ago. 2025.

[8] WEIRICH, Thomas E. A new paper-based approach for teaching Bragg's law. **Acta Crystallographica Section E Crystallographic Communications**, v. 81, n. 12, p. 1195–1199, 1 dez. 2025.

[9] YANG, Fei *et al.* Wheel-rail rolling contact behavior induced by both rail surface irregularity and sleeper hanging defects on a high-speed railway line. **Engineering Failure Analysis**, v. 128, p. 105604, out. 2021.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# NITRETAÇÃO GASOSA NO CONTEXTO DO FORJAMENTO A QUENTE DE PEÇAS COMPLEXAS EM AÇO AISI H13

Alex André Francisco [1]
Alexandre da Silva Rocha [2]
Thiago Marques Ivaniski [3]

**RESUMO**

Matrizes de forjamento a quente com geometria complexa estão submetidas a condições severas de carregamento térmico e mecânico, o que resulta em desgaste acelerado, fadiga térmica e redução da vida útil das ferramentas. Nesse contexto, este trabalho avalia a aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional em matrizes de aço AISI H13, visando aumentar a durabilidade da ferramenta sem comprometer a viabilidade técnica e industrial. O estudo foi desenvolvido por meio de caracterização microestrutural e de dureza, simulação numérica do processo de forjamento utilizando o método dos elementos finitos (via software QForm UK) e validação por testes industriais contínuos em ambiente produtivo real de uma empresa do setor metal-mecânico. Os resultados numéricos apontaram pressões de contato severas e picos de tensão mecânica efetiva da ordem de 1.738,82 MPa concentrados nos raios internos da cavidade, prevendo com fidelidade a localização das falhas metalúrgicas. Experimentalmente, o processo de nitretação gasosa foi executado sob atmosfera controlada em dois estágios entre 490 °C e 520 °C por 8 horas. As análises demonstraram a formação de uma camada nitretada homogênea constituída por uma fina camada branca de compostos (ε e γ') com espessura de 10 a 15 µm e uma zona de difusão de 150 a 250 µm, elevando a dureza superficial para valores de pico próximos a 1.200 HV. Nos testes em ambiente produtivo real, a modificação estendeu a vida útil da matriz de 700 para 1.285 peças conformadas, representando um incremento real de 83,6%. Adicionalmente, registrou-se uma redução de 53,7% nas paradas de máquina para setups, uma redução de 50,0% no índice de refugo e uma diminuição de 23,0% nas horas de ferramentaria, culminando em uma redução de 18,0% no custo total de fabricação do componente, o que indica o potencial da nitretação gasosa controlada como estratégia para aumento da durabilidade de matrizes complexas.

Key words – forjamento a quente, nitretação gasosa, aço AISI H13, QForm UK, durabilidade de matrizes.

**GAS NITRIDING IN THE CONTEXT OF HOT FORGING OF COMPLEX PARTS IN AISI H13 STEEL**

**ABSTRACT**

*Hot forging dies with complex geometries are subjected to severe thermal and mechanical loading conditions, resulting in accelerated wear, thermal fatigue, and reduced tool service life. In this context, this study evaluates the application of gas nitriding as a supplementary step to conventional heat treatment for AISI H13 steel dies, aiming to enhance tool durability without compromising technical and industrial feasibility. The study involved microstructural and hardness characterization, numerical simulation of the forging process using the finite element method (via QForm UK software), and validation through continuous industrial testing in a real production environment at a metal-mechanical company. Numerical results indicated severe contact pressures and effective mechanical stress peaks of approximately 1,738.82 MPa concentrated at the internal radii of the cavity, accurately predicting the location of metallurgical failures. Experimentally, the gas nitriding process was carried out in a controlled atmosphere in two stages between 490°C and 520°C for 8 hours. Analyses revealed the formation of a homogeneous nitrided layer consisting of a thin white compound layer (ε and γ')—10 to 15 μm thick—and a diffusion zone of 150 to 250 μm, raising surface hardness to peak values near 1,200 HV. In real-world production tests, the modification extended the die's service life from 700 to 1,285 formed parts, representing an actual increase of 83.6%. Additionally, a 53.7% reduction in machine downtime for setups, a 50.0% reduction in the scrap rate, and a 23.0% decrease in tooling hours were recorded, culminating in an 18.0% reduction in the component's total manufacturing cost; this demonstrates the potential of controlled gas nitriding as a strategy to enhance the durability of complex dies.*

*Key words — hot forging, gas nitriding, AISI H13 steel, QForm UK, die durability.*

## 1. INTRODUÇÃO

O forjamento a quente é amplamente empregado na indústria metalúrgica para a fabricação de componentes com elevada resistência mecânica e alta integridade estrutural, especialmente em aplicações automotivas e em sistemas de transmissão de potência. Em matrizes de forjamento com geometria complexa caracterizadas por cavidades profundas, variações abruptas de seção e raios reduzidos estabelecem-se condições operacionais severas, incluindo elevados gradientes térmicos, ciclos térmicos intensos e altas tensões mecânicas localizadas (Emamverdian et al., 2020; Widomski et al., 2023). Tais condições favorecem a degradação prematura das ferramentas, predominantemente por mecanismos de fadiga térmica, desgaste abrasivo e adesivo, além da nucleação e propagação de trincas superficiais (Zappa, 2016; Emamverdian et al., 2020; Ficak et al., 2021).

Este ciclo termomecânico repetitivo atua como o principal responsável pela degradação progressiva do ferramental. Durante cada ciclo produtivo, as matrizes entram em contato direto com o tarugo aquecido a elevadas temperaturas, sofrendo picos de pressão e atrito intenso combinados com gradientes provocados pela alternância entre o aquecimento e o resfriamento via lubrificante à base aquosa. Estatísticas do setor revelam que os custos associados a matrizes e ferramentas respondem por aproximadamente 15% do custo total do processo de forjamento, tornando a extensão da vida útil deste ferramental um fator crucial para a competitividade econômica das indústrias metal-mecânicas.

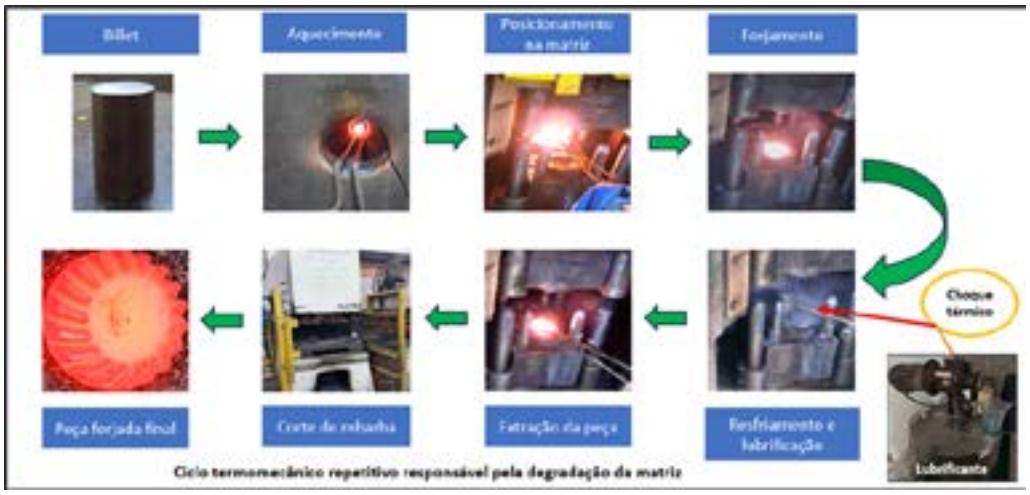



**Figure 1**: Fluxograma simplificado do processo de forjamento a quente utilizado nos ensaios industriais. Fonte: O autor.

A matriz analisada neste estudo possui o perfil de uma engrenagem módulo 4,5 com 18 dentes e apresenta elevada complexidade geométrica devido à presença de raios reduzidos, regiões de difícil preenchimento e áreas suscetíveis à concentração de tensões mecânicas. As tensões efetivas concentram-se predominantemente em regiões internas da cavidade, conhecidas como dedão, crista e fundo do dente, comportamento típico de matrizes para engrenagens descrito por Altan et al. (2019). Essas características favorecem a concentração localizada de tensões mecânicas e gradientes térmicos, tornando a ferramenta particularmente suscetível aos mecanismos de desgaste, fadiga térmica e deformação plástica. Por esse motivo, a aplicação de tratamentos superficiais em matrizes de cavidades profundas representa um desafio relevante tanto do ponto de vista científico quanto industrial.

O aço ferramenta AISI H13 é amplamente utilizado na fabricação de matrizes de forjamento a quente devido à sua elevada resistência ao amolecimento em altas temperaturas, boa tenacidade e adequada estabilidade microestrutural. A sua microestrutura convencional consiste em uma matriz martensítica revenida com carbonetos dispersos. Ainda assim, quando submetidas a condições severas de operação, essas matrizes apresentam limitação de vida útil, particularmente em regiões críticas associadas à geometria da ferramenta e à concentração de tensões térmicas e mecânicas (Altan et al., 2019; Ficak et al., 2021; Widomski et al., 2023).

Nesse contexto, tratamentos termoquímicos superficiais têm sido propostos como soluções preliminares de mitigação, com o objetivo de estabilizar o desempenho inicial das matrizes sem a necessidade imediata de reengenharia completa da geometria. Dentre esses tratamentos, a nitretação gasosa destaca-se por promover aumento significativo da dureza superficial e da resistência ao desgaste, preservando a tenacidade do núcleo do material (Nunes et al., 2015; Emamverdian et al., 2020; Nucci, 2022; Widomski et al., 2023). Estudos recentes indicam que a aplicação da nitretação gasosa ao aço AISI H13 pode retardar a nucleação de trincas por fadiga térmica e reduzir a taxa de desgaste em matrizes de forjamento a quente (Nunes et al., 2015; Nucci, 2022; Widomski et al., 2023).

Além dos aspectos metalúrgicos, a degradação prematura das matrizes representa um problema econômico relevante para a indústria de forjamento. Paradas não programadas para troca de ferramentas, aumento do índice de refugo e custos de manutenção impactam diretamente a produtividade do processo. Dessa forma, torna-se necessária a adoção de soluções que aumentem a durabilidade do ferramental sem comprometer a viabilidade técnica e econômica da produção. Nesse contexto, a nitretação gasosa surge como uma

alternativa promissora para mitigar os mecanismos de desgaste e fadiga térmica em ferramental de geometria intricadas de aço AISI H13.

Apesar dos avanços reportados na literatura, ainda existem lacunas relacionadas à aplicação da nitretação gasosa em matrizes com geometrias altamente complexas, particularmente quando associada à validação por simulação numérica e testes industriais contínuos (Widomski et al., 2023). Assim, este estudo busca contribuir para o preenchimento dessa lacuna, avaliando a viabilidade técnica e industrial da nitretação gasosa como solução preliminar de mitigação para matrizes de forjamento a quente fabricadas em aço AISI H13.

Dessa forma, o objetivo deste estudo foi avaliar o efeito da aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional (têmpera e triplo revenimento), visando aumentar a vida útil de matrizes de forjamento a quente em aço AISI H13, mantendo a viabilidade técnica, operacional e econômica do processo.

Para atingir esse objetivo, o estudo foi estruturado nas seguintes etapas: a aplicação do tratamento térmico combinado com nitretação gasosa; a identificação dos campos de tensões na matriz por meio de simulação computacional via software QForm UK; e a comparação dos resultados antes e após a modificação do tratamento térmico, avaliando-se os ganhos em qualidade, produtividade e eficiência do processo real executado nas instalações industriais da empresa. A investigação proposta contribui para o aprimoramento dos parâmetros de fabricação e manutenção de matrizes utilizadas na indústria metalúrgica, promovendo maior eficiência operacional e redução de custos (Hamano, 2025).

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Materiais

A peça forjada foi produzida em aço DIN 20MnCr5, enquanto as matrizes foram fabricadas em aço ferramenta AISI H13, em conformidade com a prática consolidada na indústria de forjamento a quente. A peça forjada é uma engrenagem helicoidal de módulo 4,5 com 18 dentes, apresentando massa de 0,630 kg no estado forjado (bruto) e 0,565 kg no estado acabado (usinado).

Para a execução dos ensaios, foi utilizado um ferramental específico, constituído por um conjunto de matrizes para forjamento de uma engrenagem. Optou-se por este material em razão de sua vasta aplicação industrial em ferramentas de forjamento a quente. O baixo teor de carbono da liga garante tenacidade, permitindo uma faixa de dureza de trabalho de 50 a 54 HRC. O bloco da matriz foi usinado e submetido às análises espectrométricas de emissão óptica para atestar sua composição conforme os padrões da ASM International (0,32–0,45% C; 4,75–5,50% Cr; 1,10–1,75% Mo; 0,80–1,20% V).

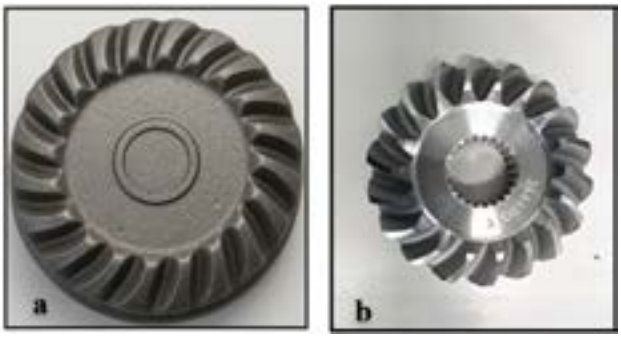



**Figure 2**: Imagem da engrenagem forjada na forma final (a) e a engrenagem usinada (b). Fonte: O autor.

### 2.2. Fabricação da Matriz de Forjamento

Para a conformação da peça forjada com dente, utiliza-se um conjunto composto por quatro matrizes: matriz superior e matriz inferior de pré-forma, além da matriz superior e matriz inferior de acabamento. O tratamento térmico de nitretação gasosa foi aplicado apenas às matrizes superior e inferior de acabamento, enquanto as matrizes de pré-forma mantiveram o tratamento térmico convencional de têmpera e triplo revenimento. A fabricação das matrizes inferior e superior foi realizada pelo setor de ferramentaria. Os desenhos das matrizes foram criados no software SolidWorks e foram importados para o Software Edgecam, onde a estratégia de usinagem (CAM) foi desenvolvida.

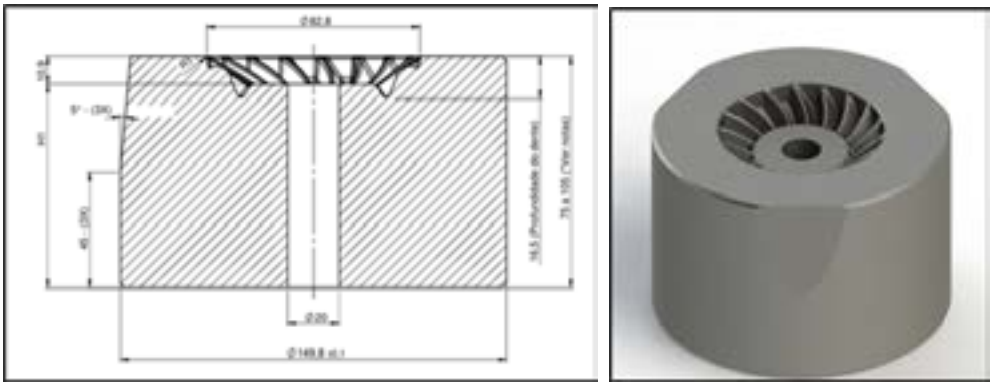


**Figure 3**: Imagem da engrenagem forjada na forma final (a) e a engrenagem usinada (b). Fonte: O autor.

A estratégia de trajetória de ferramenta gerada no Edgecam garantiu a integridade geométrica dos dentes complexos antes da retificação. A Figura 3 ilustra a matriz com a cavidade a ser usinada no domínio computacional.

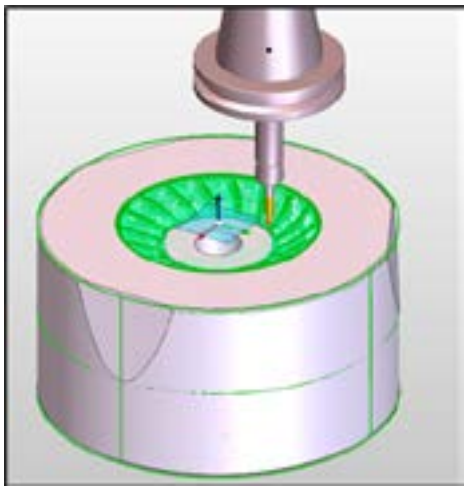


**Figura 4**: Estratégia de usinagem via software Edgecam. Fonte: O autor.

Após os processos metalúrgicos subsequentes e o acabamento final, obteve-se o ferramental pronto para as etapas produtivas reais na empresa.



**Figura 5**: Matriz de forjamento, após a nitretação gasosa. Fonte: O autor.

2.3. Tratamento Térmico e Nitretação Gasosa

As matrizes de acabamento foram inicialmente submetidas ao tratamento térmico convencional de têmpera a 1010 °C seguida de triplo revenimento, visando a obtenção de uma microestrutura martensítica revenida estável e livre de austenita retida prejudicial. Posteriormente, foi aplicado o processo industrial de nitretação gasosa.

A nitretação gasosa foi conduzida em forno industrial sob atmosfera controlada rica em amônia (NH3), utilizando potencial de nitrogênio monitorado eletronicamente. Adotou-se um processo conduzido em dois estágios na faixa térmica restrita de 490 °C a 520 °C por um período total de 8 horas. Esta metodologia em temperaturas inferiores a 550 °C garante transformações controladas na superfície e evita o amolecimento e perda de dureza do núcleo martensítico do componente base, assegurando alta reprodutibilidade industrial através de certificação técnica robusta (Silva, 2020). Os parâmetros foram calibrados para promover a formação de uma camada branca controlada e uma zona de difusão contínua compatível com aplicações sob pressões extremas.

2.4 Simulação Numérica do Processo

A simulação numérica tridimensional por elementos finitos foi executada utilizando o software QForm UK. O modelo computacional foi configurado com base nas condições operacionais do processo industrial para reproduzir as condições reais da prensa hidráulica da célula de forjamento utilizada nos ensaios, que opera com uma capacidade de força máxima de 12.000 kN, velocidade de impacto de 32,5 mm/s e temperatura inicial do billet calibrada para a zona austenítica do aço 20MnCr5. O comportamento termomecânico e a tensão de escoamento do material forjado (aço DIN 20MnCr5) foram modelados utilizando o banco de dados do QForm UK, fundamentado na equação constitutiva de Hensel-Spittel para deformação a quente em função da temperatura, deformação acumulada e taxa de deformação. O lubrificante interfacial à base de água e grafite foi modelado com coeficiente de atrito constante de $\mu = 0,35$.

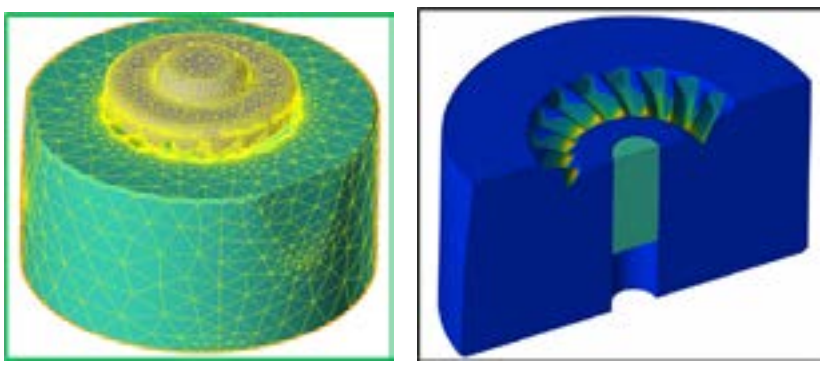


**Figura 6**: Simulação QForm UK. Fonte: O autor.

A simulação focou no monitoramento da evolução térmica superficial da cavidade, nas taxas de preenchimento e nas tensões mecânicas efetivas instantâneas atuantes nos vértices geométricos dos dentes.

2.5 Caracterização Microestrutural e Mecânica

A caracterização química do aço AISI H13 foi realizada por espectrometria de emissão óptica, conforme a norma ASTM E415. A análise metalográfica foi conduzida por microscopia óptica, seguindo os procedimentos da norma ASTM E1951, após preparação metalográfica convencional e ataque químico com reagente Nital. Os ensaios de microdureza permitiram determinar o perfil de endurecimento em função da profundidade a partir da superfície nitretada. A profundidade efetiva da camada foi estimada com base no critério de queda gradual da dureza em direção aos valores característicos do núcleo do aço AISI H13, possibilitando correlacionar a extensão da difusão de nitrogênio com o desempenho metalúrgico obtido após o tratamento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise Numérica via Simulação Computacional

A simulação computacional mostrou-se capaz de representar adequadamente o comportamento estrutural do ferramental. A análise por elementos finitos no software QForm UK indicou severas concentrações de esforço mecânico restritas aos raios de concordância internos, na crista e no fundo do dente da engrenagem. O valor máximo de tensão efetiva registrado na cavidade durante o pico de preenchimento alcançou 1.738,82 MPa. Esse patamar ultrapassa de maneira expressiva o limite de escoamento prático do aço AISI H13 convencional a quente (temperado e revenido), que oscila entre 1.100 e 1.400 MPa sob temperaturas operacionais.

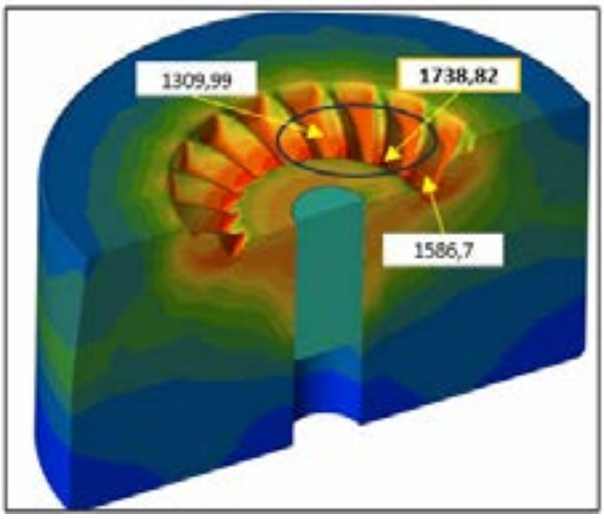



**Figura 7**: Análise de simulação das tensões efetivas na matriz. Fonte: O autor.



**Figura 8:** Foto com a identificação das tensões ocorridas na matriz após o forjamento. Fonte: O autor.

A tensão de pico de 1.738,82 MPa obtida na simulação supera o limite de escoamento do aço AISI H13 apenas temperado e revenido (~1.100 a 1.400 MPa), justificando a rápida deformação e nucleação de trincas na matriz convencional. A camada nitretada mitiga esse efeito ao elevar a dureza superficial para ~1.200 HV, o que aumenta a resistência local ao escoamento e ao desgaste abrasivo. Além disso, a difusão de nitrogênio introduz tensões residuais de compressão na superfície, que se contrapõem aos esforços trativos do forjamento, retardando significativamente a nucleação de trincas por fadiga termomecânica nos raios internos.

Adicionalmente, o modelo identificou uma deformação plástica localizada de 0,0307 mm/mm. No domínio térmico, registrou-se um pico de temperatura superficial de 303 °C focado na interface de contato direto com o dente. O aumento da restrição ao fluxo plástico nesta área, combinado com a redução da distância entre os dentes da matriz complexa, intensifica localmente a tensão de escoamento do material (kf), elevando de forma severa a carga total necessária para o preenchimento completo da cavidade. A concordância entre os resultados numéricos e as regiões de falha observadas em serviço indicou boa capacidade de representação do comportamento da ferramenta pelo modelo computacional.

3.2 Caracterização Microestrutural da Camada Nitretada

A caracterização microestrutural evidenciou a formação de uma camada nitretada homogênea e contínua ao longo de todo o perfil complexo da engrenagem. A análise metalográfica de seção transversal revelou a presença de uma camada branca (camada de compostos) fina e densa na periferia imediata do aço, constituída por nitretos de ferro dos tipos ε-Fe2-3N e γ'-Fe4N com espessura controlada de aproximadamente 10 a 15 µm.

A análise metalográfica revelou uma zona de difusão com espessura entre 150 e 250 µm. Entretanto, a profundidade efetiva da camada nitretada, determinada pelo critério de queda de dureza, foi da ordem de 100 µm. Nesta região, o nitrogênio atômico encontra-se dissolvido na matriz ou precipitado na forma de nitretos de liga ultrafinos (CrN, VN e Mo2N). O perfil de microdureza Vickers (HV0,1) exibiu valores de pico na superfície próximos a 1.200 HV, com um decaimento suave e gradual em direção à dureza base do núcleo (50 a 54 HRC). Esta suavidade na curva de transição é um fator metalúrgico crucial, pois atenua o gradiente de tensões residuais e previne falhas catastróficas por delaminação ou destacamento da camada nitretada quando submetida aos severos esforços de compressão do forjamento.

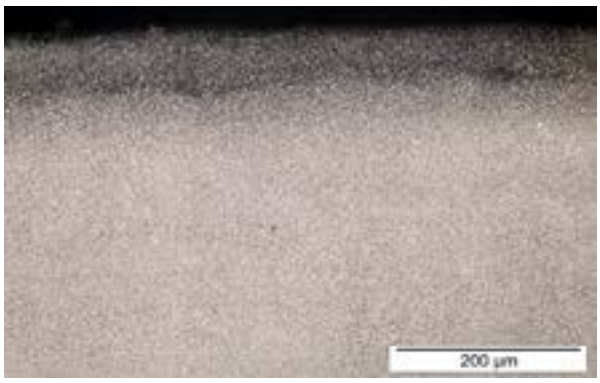



**Figura 9**: Micrografia da camada Nitretada. Fonte: O autor.

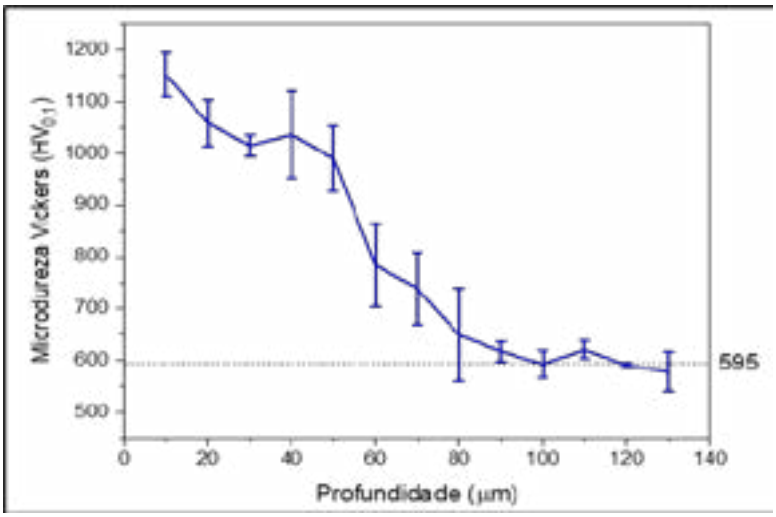



**Figura 10**: Perfil de microdureza Vickers em função da profundidade a partir da superfície do aço AISI H13 após nitretação gasosa. Fonte: O autor.

3.3 Desempenho no Processo Produtivo e Impacto Econômico

Nos ensaios industriais conduzidos na linha de produção real da empresa, a ferramenta operada apenas com o tratamento convencional (têmpera e triplo revenimento) exibiu desgaste abrasivo severo e perda de perfil geométrico após a fabricação de 700 peças forjadas, encerrando prematuramente a sua vida útil. Em contrapartida, a matriz submetida ao tratamento combinado com nitretação gasosa controlada manteve a estabilidade dimensional e operou eficientemente até atingir a marca de 1.285 unidades forjadas. Isto representa um incremento real de 83,6% na durabilidade do ferramental. Os dados operacionais e os ganhos de Engenharia Econômica foram consolidados e estão apresentados na Tabela 1.

**Tabela 1**: Indicadores operacionais, metalúrgicos e de impacto econômico comparativos.

| Indicador de Desempenho Técnico / Industrial e econômico | Matriz Convencional (H13 T&R) | Matriz Nitretada (Gás Controlado) | Impacto Relativo (%) |
|---|---|---|---|
| Vida Útil do Ferramental (Volume de Peças) | 700 | 1.285 | + 83,6 % |
| Índice de Peças Refugadas na Linha (Qualidade) | 100% | Redução de 50,0% | - 50,0 % (Melhoria) |
| Tempo de Paradas de Máquina (Setups / Trocas) | 100% | Redução de 53,7% | - 53,7 % (Eficiência) |
| Tempo de Manutenção (Horas de Ferramentaria) | 100% | Redução de 23,0% | - 23,0 % (Disponibilidade) |
| Custo Total de Fabricação do Componente | 100% | 82,0% | - 18,0 % (Economia Direta) |

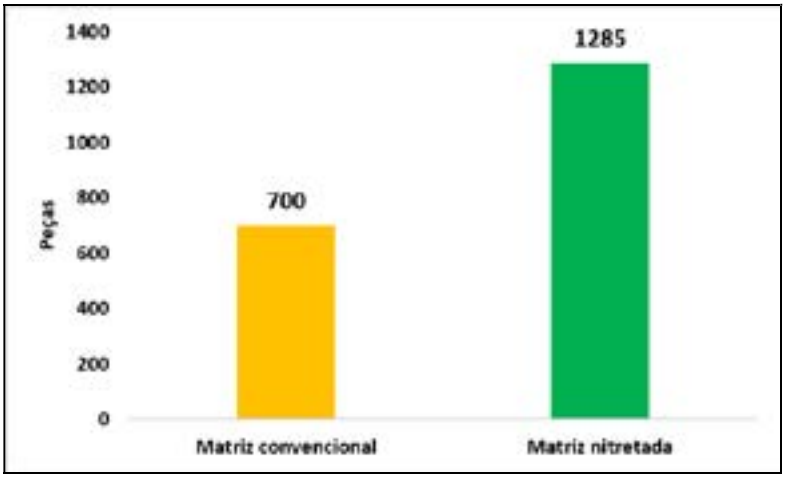



**Figura 11**: Comparação da vida útil das matrizes em peças antes e após a nitretação gasosa. Fonte: O autor.

A maior estabilidade geométrica proporcionada pelo endurecimento superficial refletiu-se diretamente nos gráficos de controle estatístico de processo para as dimensões críticas do forjado (diâmetros de 31,5 mm e 81,7 mm), mantendo a amplitude individual estável e os índices de capacidade dentro das especificações de tolerância, eliminando segundas ordens de produção administrativas. Sob a perspectiva financeira, o custo do tratamento termoquímico foi amplamente diluído pelo salto de produtividade. A análise econômica detalhada apontou uma redução de 18% no custo total de fabricação do item, gerando uma economia líquida anual mensurada de R$ 13.644,00 para esta linha de produto na empresa parceira.

Uma análise comparativa baseada no consenso da literatura especializada indica que a nitretação gasosa é frequentemente reportada como uma alternativa tecnicamente viável entre diferentes abordagens de engenharia de superfície tais como a nitretação a plasma, sistemas híbridos (nitretação associada a revestimentos) e combinações de revestimentos duros com nitretação apresentando resultados favoráveis em termos de resistência ao desgaste, fadiga térmica e retardamento da nucleação de trincas (Emamverdian et al., 2020;

Alvarez et al., 2023; Nagase et al., 2025; Wolfart Jr et al., 2024).

Entretanto, a literatura disponível é majoritariamente baseada em estudos laboratoriais ou avaliações de curto prazo, não permitindo estabelecer, de forma conclusiva, a superioridade ou equivalência da nitretação gasosa em relação a outras tecnologias, especialmente sob condições industriais contínuas e em matrizes de forjamento a quente com geometria complexa (Nucci, 2022). Nesse contexto, os resultados apresentados neste trabalho contribuem para o preenchimento dessa lacuna, ao fornecer evidências obtidas a partir de validação industrial de longo prazo. A escassez de estudos com validação industrial contínua também é destacada por revisões recentes, que apontam a necessidade de investigações de longo prazo em condições reais de serviço (Emamverdian et al., 2020; Widomski et al., 2023).

## 4. CONCLUSÕES

Este trabalho avaliou a aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional em matrizes de forjamento a quente fabricadas em aço AISI H13, com ênfase em geometrias complexas e validação em condições industriais reais. A abordagem adotada integrou caracterização microestrutural e mecânica, simulação numérica pelo método dos elementos finitos e testes industriais contínuos, permitindo uma análise consistente do desempenho das ferramentas em serviço.

Os principais achados e conclusões deste estudo compreendem:

- A simulação numérica via software QForm UK apresentou boa concordância com o comportamento observado em serviço, identificando as zonas críticas de concentração de tensões mecânicas efetivas (1.738,82 MPa) e picos térmicos superficiais (303 °C) nos raios dos dentes;
- O tratamento de nitretação gasosa controlada conferiu ao aço AISI H13 propriedades superficiais superiores através de uma transição suave de microdureza, atingindo valores de pico próximos a 1.200 HV superficiais com camada branca controlada de 10 a 15 µm;
- A durabilidade da matriz complexa apresentou um incremento expressivo de 83,6%, expandindo o lote produtivo de 700 para 1.285 peças conformadas sob condições industriais severas;
- O processo alcançou elevada eficiência operacional e de gestão, mitigando o índice de refugo em 50%, as paradas de linha para setups em 53,7% e a carga de manutenção em ferramentaria em 23%;
- A rentabilidade financeira direta da solução tecnológica foi confirmada pela redução de 18% no custo de fabricação do ferramental, traduzindo-se em uma economia líquida de R$ 13.644,00 por ano para a empresa parceira.

Dessa forma, conclui-se que a nitretação gasosa constituiu uma alternativa tecnicamente viável para aumentar a durabilidade de matrizes de forjamento a quente em aço AISI H13 submetidas a condições severas de operação. A combinação entre caracterização microestrutural, simulação numérica e validação industrial demonstrou que o tratamento contribuiu para a redução dos mecanismos de degradação da ferramenta e para o aumento de sua confiabilidade operacional. Os resultados obtidos, incluindo o aumento de 83,6% na vida útil da matriz e os ganhos observados em produtividade, qualidade e custos de fabricação, indicam o potencial da nitretação gasosa como estratégia de engenharia de superfície para aplicações em matrizes com geometria complexa.

Ressalta-se que este estudo não estabelece superioridade da nitretação gasosa em relação a outros tratamentos superficiais, mas fornece evidências experimentais e industriais que sustentam sua aplicação em condições reais de forjamento a quente. Além disso, os

resultados contribuem para reduzir a lacuna existente na literatura relacionada à validação industrial contínua de tratamentos superficiais aplicados a matrizes complexas.

### 4.1 Limitações do estudo

Este estudo adotou simplificações metodológicas, especialmente no modelo numérico, ao desconsiderar efeitos como oxidação superficial, desgaste progressivo da ferramenta, variações microestruturais ao longo dos ciclos térmicos e irregularidades geométricas de contato. Embora necessárias para viabilizar a simulação e a análise experimental, tais simplificações podem influenciar o comportamento real da matriz em serviço e devem ser consideradas na interpretação dos resultados.

### 4.2 Trabalhos futuros

Como continuidade deste trabalho e para expansão do conhecimento científico na área de integridade de ferramentais de conformação, recomenda-se:

- A avaliação comparativa de tratamentos combinados, como nitretação a plasma e sistemas híbridos (nitretação associada a revestimentos duros via PVD) para avaliar o desempenho tribológico e o custo-benefício;
- A análise metalográfica detalhada da camada nitretada após ciclos prolongados de forjamento e a correlação da microestrutura com a difusão profunda de nitrogênio;
- A incorporação de modelos termomecânicos acoplados que considerem desgaste progressivo e fadiga térmica em múltiplos ciclos operacionais;
- A validação da reprodutibilidade industrial do tratamento em diferentes geometrias de matrizes complexas e ligas de aço ferramenta alternativas (como o AISI H11).

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho contou com o suporte financeiro e técnico da Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa (Fundep), no âmbito da Linha IV – Ferramentarias Brasileiras Mais Competitivas, programa prioritário da iniciativa Mover (Mobilidade Verde e Inovação) (Projeto nº 27194-35). Os autores expressam sua gratidão aos orientadores Alexandre da Silva Rocha e Thiago Marques Ivaniski pela condução científica e técnica, bem como à empresa parceira pelo suporte nos ensaios e pela disponibilização dos recursos essenciais para a execução do trabalho de campo.

## REFERÊNCIAS

[1] EMAMVERDIAN, A. et al. Failure mechanisms and life improvement of hot forging dies: a review. Engineering Failure Analysis, 104910 (2020) 117.

[2] WIDOMSKI, P. et al. Effect of gas nitriding on wear resistance and thermal fatigue of H13 tool steel for hot forging applications. Surface and Coatings Technology, 129380 (2023) 459.

[3] ZAPPA, L. Falhas em matrizes de forjamento a quente: análise de mecanismos e estratégias de aumento de vida útil. Revista da ABM, São Paulo, 256-265 (2016) 72(3).

[4] FICAK, M. et al. Thermal fatigue behavior of hot work tool steel H13 used in hot forging dies. Materials, 1469 (2021) 14(6).

[5] ALTAN, T.; OH, S. I.; GEGEL, H. L. Metal Forming: Fundamentals and Applications. Materials Park: ASM International, 2019.

[6] NUNES, R. M. Forjamento a quente: Engenharia de Superfície aplicada em matrizes de aço AISI H13. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, 302-310 (2015) 12(4).

[7] NUCCI, A. Estudo comparativo de tratamentos superficiais aplicados a ferramentais de conformação mecânica. Revista de Tratamento Térmico, 112-125 (2022) 44.

[8] HAMANO, J. K. Avaliação da vida útil de matrizes de forjamento a quente submetidas a diferentes tratamentos de superfície. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2025.

[9] SILVA, S. P. da. Influência de nitrogênio e da composição gasosa no processo de nitretação a gás em aços. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2020.

[10] ALVAREZ, J. M.; KIM, D.; LI, X. High-temperature wear and frictional performance of plasma-nitrided AISI H13 die steel. Lubricants, 448 (2023) 11(10).

[11] NAGASE, K.; MATSUI, T.; TANAKA, S. Fatigue performance of nitrided H13 tool steel pre-treated with fine particle peening. Materials, 4121 (2025) 18(17).

[12] WOLFART JR, M. et al. Comportamento tribológico de aços ferramenta nitretados sob altas temperaturas. Materials Research Express, 2024, 11(2).

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# NITRETAÇÃO GASOSA NO CONTEXTO DO FORJAMENTO A QUENTE DE PEÇAS COMPLEXAS EM AÇO AISI H13

Alex André Francisco [1]
Alexandre da Silva Rocha [2]
Thiago Marques Ivaniski [3]

**RESUMO**

Matrizes de forjamento a quente com geometria complexa estão submetidas a condições severas de carregamento térmico e mecânico, o que resulta em desgaste acelerado, fadiga térmica e redução da vida útil das ferramentas. Nesse contexto, este trabalho avalia a aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional em matrizes de aço AISI H13, visando aumentar a durabilidade da ferramenta sem comprometer a viabilidade técnica e industrial. O estudo foi desenvolvido por meio de caracterização microestrutural e de dureza, simulação numérica do processo de forjamento utilizando o método dos elementos finitos (via software QForm UK) e validação por testes industriais contínuos em ambiente produtivo real de uma empresa do setor metal-mecânico. Os resultados numéricos apontaram pressões de contato severas e picos de tensão mecânica efetiva da ordem de 1.738,82 MPa concentrados nos raios internos da cavidade, prevendo com fidelidade a localização das falhas metalúrgicas. Experimentalmente, o processo de nitretação gasosa foi executado sob atmosfera controlada em dois estágios entre 490 °C e 520 °C por 8 horas. As análises demonstraram a formação de uma camada nitretada homogênea constituída por uma fina camada branca de compostos (ε e γ') com espessura de 10 a 15 µm e uma zona de difusão de 150 a 250 µm, elevando a dureza superficial para valores de pico próximos a 1.200 HV. Nos testes em ambiente produtivo real, a modificação estendeu a vida útil da matriz de 700 para 1.285 peças conformadas, representando um incremento real de 83,6%. Adicionalmente, registrou-se uma redução de 53,7% nas paradas de máquina para setups, uma redução de 50,0% no índice de refugo e uma diminuição de 23,0% nas horas de ferramentaria, culminando em uma redução de 18,0% no custo total de fabricação do componente, o que indica o potencial da nitretação gasosa controlada como estratégia para aumento da durabilidade de matrizes complexas.

Key words – forjamento a quente, nitretação gasosa, aço AISI H13, QForm UK, durabilidade de matrizes.

**GAS NITRIDING IN THE CONTEXT OF HOT FORGING OF COMPLEX PARTS IN AISI H13 STEEL**

**ABSTRACT**

*Hot forging dies with complex geometries are subjected to severe thermal and mechanical loading conditions, resulting in accelerated wear, thermal fatigue, and reduced tool service life. In this context, this study evaluates the application of gas nitriding as a supplementary step to conventional heat treatment for AISI H13 steel dies, aiming to enhance tool durability without compromising technical and industrial feasibility. The study involved microstructural and hardness characterization, numerical simulation of the forging process using the finite element method (via QForm UK software), and validation through continuous industrial testing in a real production environment at a metal-mechanical company. Numerical results indicated severe contact pressures and effective mechanical stress peaks of approximately 1,738.82 MPa concentrated at the internal radii of the cavity, accurately predicting the location of metallurgical failures. Experimentally, the gas nitriding process was carried out in a controlled atmosphere in two stages between 490°C and 520°C for 8 hours. Analyses revealed the formation of a homogeneous nitrided layer consisting of a thin white compound layer (ε and γ')—10 to 15 μm thick—and a diffusion zone of 150 to 250 μm, raising surface hardness to peak values near 1,200 HV. In real-world production tests, the modification extended the die's service life from 700 to 1,285 formed parts, representing an actual increase of 83.6%. Additionally, a 53.7% reduction in machine downtime for setups, a 50.0% reduction in the scrap rate, and a 23.0% decrease in tooling hours were recorded, culminating in an 18.0% reduction in the component's total manufacturing cost; this demonstrates the potential of controlled gas nitriding as a strategy to enhance the durability of complex dies.*

*Key words — hot forging, gas nitriding, AISI H13 steel, QForm UK, die durability.*

## 1. INTRODUÇÃO

O forjamento a quente é amplamente empregado na indústria metalúrgica para a fabricação de componentes com elevada resistência mecânica e alta integridade estrutural, especialmente em aplicações automotivas e em sistemas de transmissão de potência. Em matrizes de forjamento com geometria complexa caracterizadas por cavidades profundas, variações abruptas de seção e raios reduzidos estabelecem-se condições operacionais severas, incluindo elevados gradientes térmicos, ciclos térmicos intensos e altas tensões mecânicas localizadas (Emamverdian et al., 2020; Widomski et al., 2023). Tais condições favorecem a degradação prematura das ferramentas, predominantemente por mecanismos de fadiga térmica, desgaste abrasivo e adesivo, além da nucleação e propagação de trincas superficiais (Zappa, 2016; Emamverdian et al., 2020; Ficak et al., 2021).

Este ciclo termomecânico repetitivo atua como o principal responsável pela degradação progressiva do ferramental. Durante cada ciclo produtivo, as matrizes entram em contato direto com o tarugo aquecido a elevadas temperaturas, sofrendo picos de pressão e atrito intenso combinados com gradientes provocados pela alternância entre o aquecimento e o resfriamento via lubrificante à base aquosa. Estatísticas do setor revelam que os custos associados a matrizes e ferramentas respondem por aproximadamente 15% do custo total do processo de forjamento, tornando a extensão da vida útil deste ferramental um fator crucial para a competitividade econômica das indústrias metal-mecânicas.

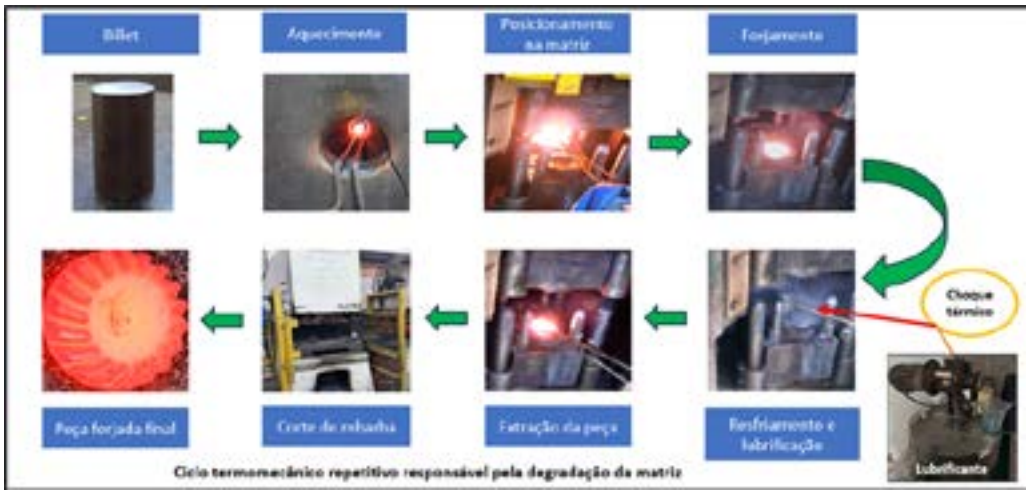



**Figure 1**: Fluxograma simplificado do processo de forjamento a quente utilizado nos ensaios industriais. Fonte: O autor.

A matriz analisada neste estudo possui o perfil de uma engrenagem módulo 4,5 com 18 dentes e apresenta elevada complexidade geométrica devido à presença de raios reduzidos, regiões de difícil preenchimento e áreas suscetíveis à concentração de tensões mecânicas. As tensões efetivas concentram-se predominantemente em regiões internas da cavidade, conhecidas como dedão, crista e fundo do dente, comportamento típico de matrizes para engrenagens descrito por Altan et al. (2019). Essas características favorecem a concentração localizada de tensões mecânicas e gradientes térmicos, tornando a ferramenta particularmente suscetível aos mecanismos de desgaste, fadiga térmica e deformação plástica. Por esse motivo, a aplicação de tratamentos superficiais em matrizes de cavidades profundas representa um desafio relevante tanto do ponto de vista científico quanto industrial.

O aço ferramenta AISI H13 é amplamente utilizado na fabricação de matrizes de forjamento a quente devido à sua elevada resistência ao amolecimento em altas temperaturas, boa tenacidade e adequada estabilidade microestrutural. A sua microestrutura convencional consiste em uma matriz martensítica revenida com carbonetos dispersos. Ainda assim, quando submetidas a condições severas de operação, essas matrizes apresentam limitação de vida útil, particularmente em regiões críticas associadas à geometria da ferramenta e à concentração de tensões térmicas e mecânicas (Altan et al., 2019; Ficak et al., 2021; Widomski et al., 2023).

Nesse contexto, tratamentos termoquímicos superficiais têm sido propostos como soluções preliminares de mitigação, com o objetivo de estabilizar o desempenho inicial das matrizes sem a necessidade imediata de reengenharia completa da geometria. Dentre esses tratamentos, a nitretação gasosa destaca-se por promover aumento significativo da dureza superficial e da resistência ao desgaste, preservando a tenacidade do núcleo do material (Nunes et al., 2015; Emamverdian et al., 2020; Nucci, 2022; Widomski et al., 2023). Estudos recentes indicam que a aplicação da nitretação gasosa ao aço AISI H13 pode retardar a nucleação de trincas por fadiga térmica e reduzir a taxa de desgaste em matrizes de forjamento a quente (Nunes et al., 2015; Nucci, 2022; Widomski et al., 2023).

Além dos aspectos metalúrgicos, a degradação prematura das matrizes representa um problema econômico relevante para a indústria de forjamento. Paradas não programadas para troca de ferramentas, aumento do índice de refugo e custos de manutenção impactam diretamente a produtividade do processo. Dessa forma, torna-se necessária a adoção de soluções que aumentem a durabilidade do ferramental sem comprometer a viabilidade técnica e econômica da produção. Nesse contexto, a nitretação gasosa surge como uma

alternativa promissora para mitigar os mecanismos de desgaste e fadiga térmica em ferramental de geometria intricadas de aço AISI H13.

Apesar dos avanços reportados na literatura, ainda existem lacunas relacionadas à aplicação da nitretação gasosa em matrizes com geometrias altamente complexas, particularmente quando associada à validação por simulação numérica e testes industriais contínuos (Widomski et al., 2023). Assim, este estudo busca contribuir para o preenchimento dessa lacuna, avaliando a viabilidade técnica e industrial da nitretação gasosa como solução preliminar de mitigação para matrizes de forjamento a quente fabricadas em aço AISI H13.

Dessa forma, o objetivo deste estudo foi avaliar o efeito da aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional (têmpera e triplo revenimento), visando aumentar a vida útil de matrizes de forjamento a quente em aço AISI H13, mantendo a viabilidade técnica, operacional e econômica do processo.

Para atingir esse objetivo, o estudo foi estruturado nas seguintes etapas: a aplicação do tratamento térmico combinado com nitretação gasosa; a identificação dos campos de tensões na matriz por meio de simulação computacional via software QForm UK; e a comparação dos resultados antes e após a modificação do tratamento térmico, avaliando-se os ganhos em qualidade, produtividade e eficiência do processo real executado nas instalações industriais da empresa. A investigação proposta contribui para o aprimoramento dos parâmetros de fabricação e manutenção de matrizes utilizadas na indústria metalúrgica, promovendo maior eficiência operacional e redução de custos (Hamano, 2025).

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Materiais

A peça forjada foi produzida em aço DIN 20MnCr5, enquanto as matrizes foram fabricadas em aço ferramenta AISI H13, em conformidade com a prática consolidada na indústria de forjamento a quente. A peça forjada é uma engrenagem helicoidal de módulo 4,5 com 18 dentes, apresentando massa de 0,630 kg no estado forjado (bruto) e 0,565 kg no estado acabado (usinado).

Para a execução dos ensaios, foi utilizado um ferramental específico, constituído por um conjunto de matrizes para forjamento de uma engrenagem. Optou-se por este material em razão de sua vasta aplicação industrial em ferramentas de forjamento a quente. O baixo teor de carbono da liga garante tenacidade, permitindo uma faixa de dureza de trabalho de 50 a 54 HRC. O bloco da matriz foi usinado e submetido às análises espectrométricas de emissão óptica para atestar sua composição conforme os padrões da ASM International (0,32–0,45% C; 4,75–5,50% Cr; 1,10–1,75% Mo; 0,80–1,20% V).

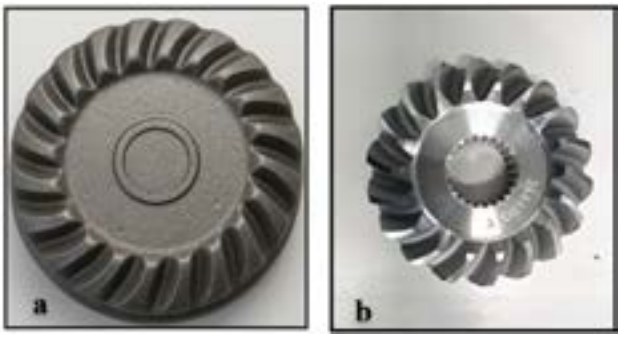



**Figure 2**: Imagem da engrenagem forjada na forma final (a) e a engrenagem usinada (b). Fonte: O autor.

### 2.2. Fabricação da Matriz de Forjamento

Para a conformação da peça forjada com dente, utiliza-se um conjunto composto por quatro matrizes: matriz superior e matriz inferior de pré-forma, além da matriz superior e matriz inferior de acabamento. O tratamento térmico de nitretação gasosa foi aplicado apenas às matrizes superior e inferior de acabamento, enquanto as matrizes de pré-forma mantiveram o tratamento térmico convencional de têmpera e triplo revenimento. A fabricação das matrizes inferior e superior foi realizada pelo setor de ferramentaria. Os desenhos das matrizes foram criados no software SolidWorks e foram importados para o Software Edgecam, onde a estratégia de usinagem (CAM) foi desenvolvida.

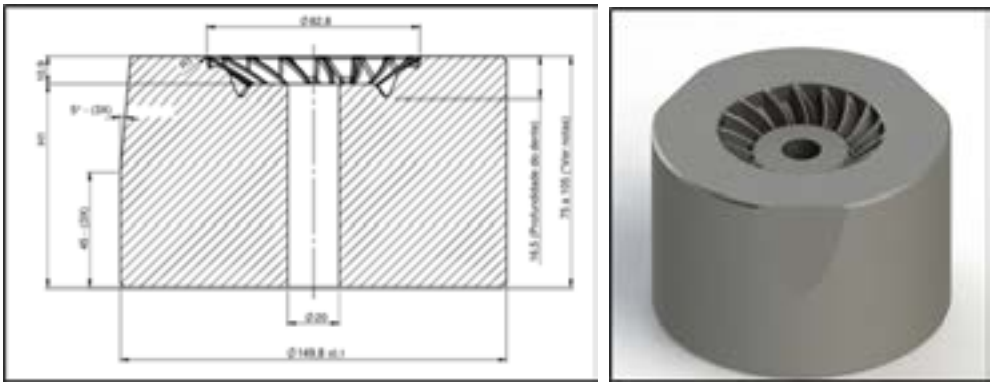


**Figure 3**: Imagem da engrenagem forjada na forma final (a) e a engrenagem usinada (b). Fonte: O autor.

A estratégia de trajetória de ferramenta gerada no Edgecam garantiu a integridade geométrica dos dentes complexos antes da retificação. A Figura 3 ilustra a matriz com a cavidade a ser usinada no domínio computacional.

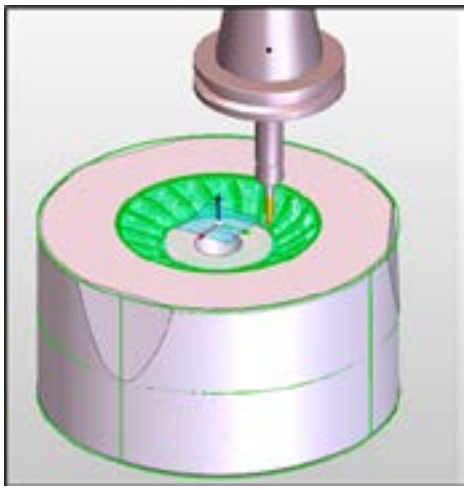


**Figura 4**: Estratégia de usinagem via software Edgecam. Fonte: O autor.

Após os processos metalúrgicos subsequentes e o acabamento final, obteve-se o ferramental pronto para as etapas produtivas reais na empresa.



**Figura 5**: Matriz de forjamento, após a nitretação gasosa. Fonte: O autor.

2.3. Tratamento Térmico e Nitretação Gasosa

As matrizes de acabamento foram inicialmente submetidas ao tratamento térmico convencional de têmpera a 1010 °C seguida de triplo revenimento, visando a obtenção de uma microestrutura martensítica revenida estável e livre de austenita retida prejudicial. Posteriormente, foi aplicado o processo industrial de nitretação gasosa.

A nitretação gasosa foi conduzida em forno industrial sob atmosfera controlada rica em amônia (NH3), utilizando potencial de nitrogênio monitorado eletronicamente. Adotou-se um processo conduzido em dois estágios na faixa térmica restrita de 490 °C a 520 °C por um período total de 8 horas. Esta metodologia em temperaturas inferiores a 550 °C garante transformações controladas na superfície e evita o amolecimento e perda de dureza do núcleo martensítico do componente base, assegurando alta reprodutibilidade industrial através de certificação técnica robusta (Silva, 2020). Os parâmetros foram calibrados para promover a formação de uma camada branca controlada e uma zona de difusão contínua compatível com aplicações sob pressões extremas.

2.4 Simulação Numérica do Processo

A simulação numérica tridimensional por elementos finitos foi executada utilizando o software QForm UK. O modelo computacional foi configurado com base nas condições operacionais do processo industrial para reproduzir as condições reais da prensa hidráulica da célula de forjamento utilizada nos ensaios, que opera com uma capacidade de força máxima de 12.000 kN, velocidade de impacto de 32,5 mm/s e temperatura inicial do billet calibrada para a zona austenítica do aço 20MnCr5. O comportamento termomecânico e a tensão de escoamento do material forjado (aço DIN 20MnCr5) foram modelados utilizando o banco de dados do QForm UK, fundamentado na equação constitutiva de Hensel-Spittel para deformação a quente em função da temperatura, deformação acumulada e taxa de deformação. O lubrificante interfacial à base de água e grafite foi modelado com coeficiente de atrito constante de $\mu = 0,35$.

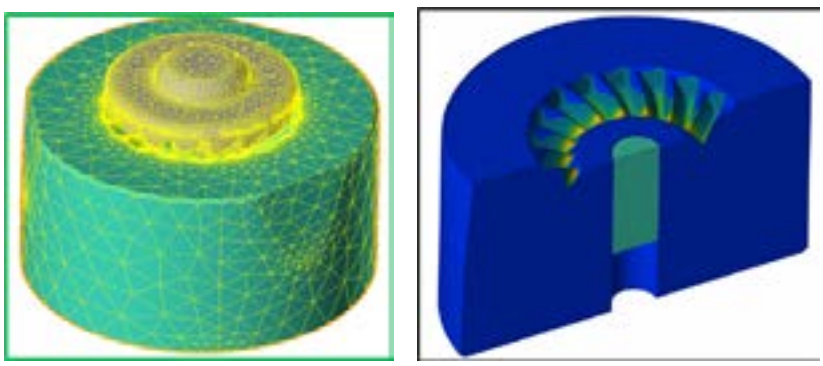


**Figura 6**: Simulação QForm UK. Fonte: O autor.

A simulação focou no monitoramento da evolução térmica superficial da cavidade, nas taxas de preenchimento e nas tensões mecânicas efetivas instantâneas atuantes nos vértices geométricos dos dentes.

2.5 Caracterização Microestrutural e Mecânica

A caracterização química do aço AISI H13 foi realizada por espectrometria de emissão óptica, conforme a norma ASTM E415. A análise metalográfica foi conduzida por microscopia óptica, seguindo os procedimentos da norma ASTM E1951, após preparação metalográfica convencional e ataque químico com reagente Nital. Os ensaios de microdureza permitiram determinar o perfil de endurecimento em função da profundidade a partir da superfície nitretada. A profundidade efetiva da camada foi estimada com base no critério de queda gradual da dureza em direção aos valores característicos do núcleo do aço AISI H13, possibilitando correlacionar a extensão da difusão de nitrogênio com o desempenho metalúrgico obtido após o tratamento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise Numérica via Simulação Computacional

A simulação computacional mostrou-se capaz de representar adequadamente o comportamento estrutural do ferramental. A análise por elementos finitos no software QForm UK indicou severas concentrações de esforço mecânico restritas aos raios de concordância internos, na crista e no fundo do dente da engrenagem. O valor máximo de tensão efetiva registrado na cavidade durante o pico de preenchimento alcançou 1.738,82 MPa. Esse patamar ultrapassa de maneira expressiva o limite de escoamento prático do aço AISI H13 convencional a quente (temperado e revenido), que oscila entre 1.100 e 1.400 MPa sob temperaturas operacionais.

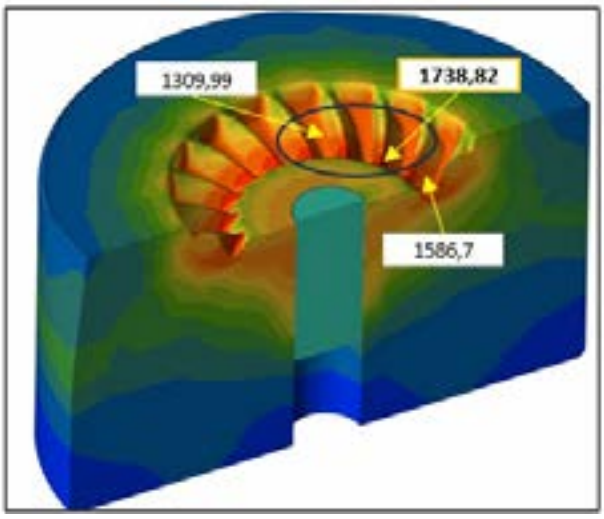



**Figura 7**: Análise de simulação das tensões efetivas na matriz. Fonte: O autor.



**Figura 8:** Foto com a identificação das tensões ocorridas na matriz após o forjamento. Fonte: O autor.

A tensão de pico de 1.738,82 MPa obtida na simulação supera o limite de escoamento do aço AISI H13 apenas temperado e revenido (~1.100 a 1.400 MPa), justificando a rápida deformação e nucleação de trincas na matriz convencional. A camada nitretada mitiga esse efeito ao elevar a dureza superficial para ~1.200 HV, o que aumenta a resistência local ao escoamento e ao desgaste abrasivo. Além disso, a difusão de nitrogênio introduz tensões residuais de compressão na superfície, que se contrapõem aos esforços trativos do forjamento, retardando significativamente a nucleação de trincas por fadiga termomecânica nos raios internos.

Adicionalmente, o modelo identificou uma deformação plástica localizada de 0,0307 mm/mm. No domínio térmico, registrou-se um pico de temperatura superficial de 303 °C focado na interface de contato direto com o dente. O aumento da restrição ao fluxo plástico nesta área, combinado com a redução da distância entre os dentes da matriz complexa, intensifica localmente a tensão de escoamento do material (kf), elevando de forma severa a carga total necessária para o preenchimento completo da cavidade. A concordância entre os resultados numéricos e as regiões de falha observadas em serviço indicou boa capacidade de representação do comportamento da ferramenta pelo modelo computacional.

3.2 Caracterização Microestrutural da Camada Nitretada

A caracterização microestrutural evidenciou a formação de uma camada nitretada homogênea e contínua ao longo de todo o perfil complexo da engrenagem. A análise metalográfica de seção transversal revelou a presença de uma camada branca (camada de compostos) fina e densa na periferia imediata do aço, constituída por nitretos de ferro dos tipos ε-Fe2-3N e γ'-Fe4N com espessura controlada de aproximadamente 10 a 15 µm.

A análise metalográfica revelou uma zona de difusão com espessura entre 150 e 250 µm. Entretanto, a profundidade efetiva da camada nitretada, determinada pelo critério de queda de dureza, foi da ordem de 100 µm. Nesta região, o nitrogênio atômico encontra-se dissolvido na matriz ou precipitado na forma de nitretos de liga ultrafinos (CrN, VN e Mo2N). O perfil de microdureza Vickers (HV0,1) exibiu valores de pico na superfície próximos a 1.200 HV, com um decaimento suave e gradual em direção à dureza base do núcleo (50 a 54 HRC). Esta suavidade na curva de transição é um fator metalúrgico crucial, pois atenua o gradiente de tensões residuais e previne falhas catastróficas por delaminação ou destacamento da camada nitretada quando submetida aos severos esforços de compressão do forjamento.

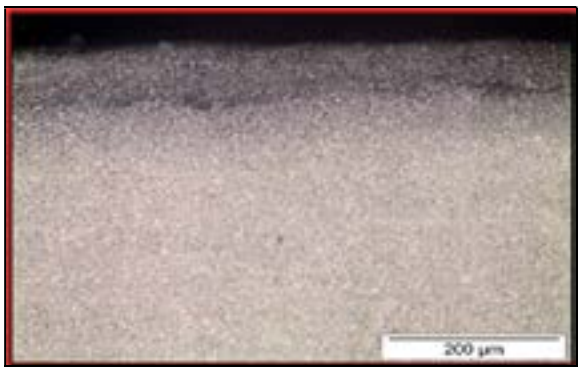



**Figura 9**: Micrografia da camada Nitretada. Fonte: O autor.

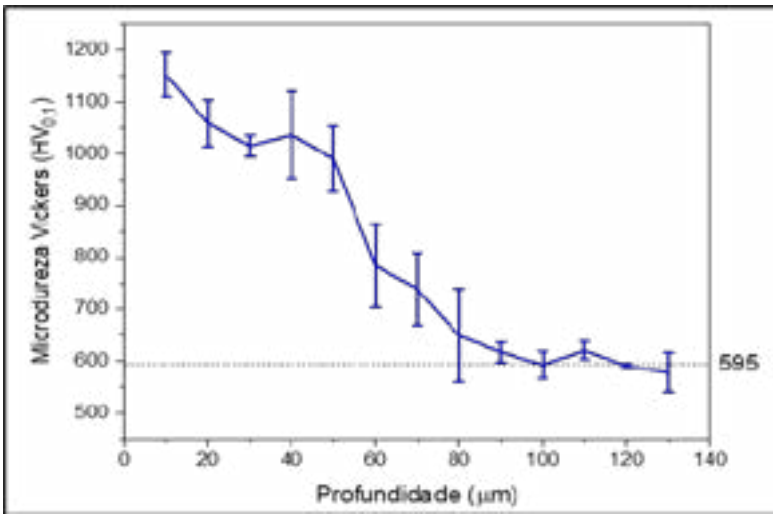



**Figura 10**: Perfil de microdureza Vickers em função da profundidade a partir da superfície do aço AISI H13 após nitretação gasosa. Fonte: O autor.

3.3 Desempenho no Processo Produtivo e Impacto Econômico

Nos ensaios industriais conduzidos na linha de produção real da empresa, a ferramenta operada apenas com o tratamento convencional (têmpera e triplo revenimento) exibiu desgaste abrasivo severo e perda de perfil geométrico após a fabricação de 700 peças forjadas, encerrando prematuramente a sua vida útil. Em contrapartida, a matriz submetida ao tratamento combinado com nitretação gasosa controlada manteve a estabilidade dimensional e operou eficientemente até atingir a marca de 1.285 unidades forjadas. Isto representa um incremento real de 83,6% na durabilidade do ferramental. Os dados operacionais e os ganhos de Engenharia Econômica foram consolidados e estão apresentados na Tabela 1.

**Tabela 1**: Indicadores operacionais, metalúrgicos e de impacto econômico comparativos.

| Indicador de Desempenho Técnico / Industrial e econômico | Matriz Convencional (H13 T&R) | Matriz Nitretada (Gás Controlado) | Impacto Relativo (%) |
|---|---|---|---|
| Vida Útil do Ferramental (Volume de Peças) | 700 | 1.285 | + 83,6 % |
| Índice de Peças Refugadas na Linha (Qualidade) | 100% | Redução de 50,0% | - 50,0 % (Melhoria) |
| Tempo de Paradas de Máquina (Setups / Trocas) | 100% | Redução de 53,7% | - 53,7 % (Eficiência) |
| Tempo de Manutenção (Horas de Ferramentaria) | 100% | Redução de 23,0% | - 23,0 % (Disponibilidade) |
| Custo Total de Fabricação do Componente | 100% | 82,0% | - 18,0 % (Economia Direta) |

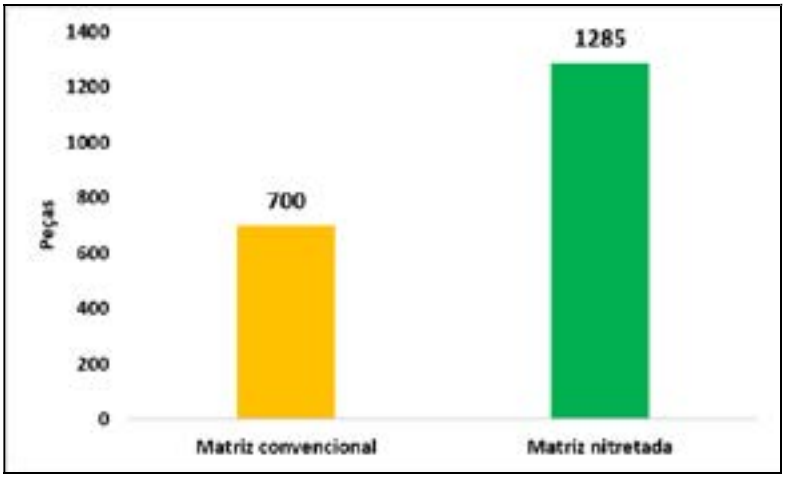



**Figura 11**: Comparação da vida útil das matrizes em peças antes e após a nitretação gasosa. Fonte: O autor.

A maior estabilidade geométrica proporcionada pelo endurecimento superficial refletiu-se diretamente nos gráficos de controle estatístico de processo para as dimensões críticas do forjado (diâmetros de 31,5 mm e 81,7 mm), mantendo a amplitude individual estável e os índices de capacidade dentro das especificações de tolerância, eliminando segundas ordens de produção administrativas. Sob a perspectiva financeira, o custo do tratamento termoquímico foi amplamente diluído pelo salto de produtividade. A análise econômica detalhada apontou uma redução de 18% no custo total de fabricação do item, gerando uma economia líquida anual mensurada de R$ 13.644,00 para esta linha de produto na empresa parceira.

Uma análise comparativa baseada no consenso da literatura especializada indica que a nitretação gasosa é frequentemente reportada como uma alternativa tecnicamente viável entre diferentes abordagens de engenharia de superfície tais como a nitretação a plasma, sistemas híbridos (nitretação associada a revestimentos) e combinações de revestimentos duros com nitretação apresentando resultados favoráveis em termos de resistência ao desgaste, fadiga térmica e retardamento da nucleação de trincas (Emamverdian et al., 2020;

Alvarez et al., 2023; Nagase et al., 2025; Wolfart Jr et al., 2024).

Entretanto, a literatura disponível é majoritariamente baseada em estudos laboratoriais ou avaliações de curto prazo, não permitindo estabelecer, de forma conclusiva, a superioridade ou equivalência da nitretação gasosa em relação a outras tecnologias, especialmente sob condições industriais contínuas e em matrizes de forjamento a quente com geometria complexa (Nucci, 2022). Nesse contexto, os resultados apresentados neste trabalho contribuem para o preenchimento dessa lacuna, ao fornecer evidências obtidas a partir de validação industrial de longo prazo. A escassez de estudos com validação industrial contínua também é destacada por revisões recentes, que apontam a necessidade de investigações de longo prazo em condições reais de serviço (Emamverdian et al., 2020; Widomski et al., 2023).

## 4. CONCLUSÕES

Este trabalho avaliou a aplicação da nitretação gasosa como etapa complementar ao tratamento térmico convencional em matrizes de forjamento a quente fabricadas em aço AISI H13, com ênfase em geometrias complexas e validação em condições industriais reais. A abordagem adotada integrou caracterização microestrutural e mecânica, simulação numérica pelo método dos elementos finitos e testes industriais contínuos, permitindo uma análise consistente do desempenho das ferramentas em serviço.

Os principais achados e conclusões deste estudo compreendem:

- A simulação numérica via software QForm UK apresentou boa concordância com o comportamento observado em serviço, identificando as zonas críticas de concentração de tensões mecânicas efetivas (1.738,82 MPa) e picos térmicos superficiais (303 °C) nos raios dos dentes;
- O tratamento de nitretação gasosa controlada conferiu ao aço AISI H13 propriedades superficiais superiores através de uma transição suave de microdureza, atingindo valores de pico próximos a 1.200 HV superficiais com camada branca controlada de 10 a 15 µm;
- A durabilidade da matriz complexa apresentou um incremento expressivo de 83,6%, expandindo o lote produtivo de 700 para 1.285 peças conformadas sob condições industriais severas;
- O processo alcançou elevada eficiência operacional e de gestão, mitigando o índice de refugo em 50%, as paradas de linha para setups em 53,7% e a carga de manutenção em ferramentaria em 23%;
- A rentabilidade financeira direta da solução tecnológica foi confirmada pela redução de 18% no custo de fabricação do ferramental, traduzindo-se em uma economia líquida de R$ 13.644,00 por ano para a empresa parceira.

Dessa forma, conclui-se que a nitretação gasosa constituiu uma alternativa tecnicamente viável para aumentar a durabilidade de matrizes de forjamento a quente em aço AISI H13 submetidas a condições severas de operação. A combinação entre caracterização microestrutural, simulação numérica e validação industrial demonstrou que o tratamento contribuiu para a redução dos mecanismos de degradação da ferramenta e para o aumento de sua confiabilidade operacional. Os resultados obtidos, incluindo o aumento de 83,6% na vida útil da matriz e os ganhos observados em produtividade, qualidade e custos de fabricação, indicam o potencial da nitretação gasosa como estratégia de engenharia de superfície para aplicações em matrizes com geometria complexa.

Ressalta-se que este estudo não estabelece superioridade da nitretação gasosa em relação a outros tratamentos superficiais, mas fornece evidências experimentais e industriais que sustentam sua aplicação em condições reais de forjamento a quente. Além disso, os

resultados contribuem para reduzir a lacuna existente na literatura relacionada à validação industrial contínua de tratamentos superficiais aplicados a matrizes complexas.

4.1 Limitações do estudo

Este estudo adotou simplificações metodológicas, especialmente no modelo numérico, ao desconsiderar efeitos como oxidação superficial, desgaste progressivo da ferramenta, variações microestruturais ao longo dos ciclos térmicos e irregularidades geométricas de contato. Embora necessárias para viabilizar a simulação e a análise experimental, tais simplificações podem influenciar o comportamento real da matriz em serviço e devem ser consideradas na interpretação dos resultados.

4.2 Trabalhos futuros

Como continuidade deste trabalho e para expansão do conhecimento científico na área de integridade de ferramentais de conformação, recomenda-se:

- A avaliação comparativa de tratamentos combinados, como nitretação a plasma e sistemas híbridos (nitretação associada a revestimentos duros via PVD) para avaliar o desempenho tribológico e o custo-benefício;
- A análise metalográfica detalhada da camada nitretada após ciclos prolongados de forjamento e a correlação da microestrutura com a difusão profunda de nitrogênio;
- A incorporação de modelos termomecânicos acoplados que considerem desgaste progressivo e fadiga térmica em múltiplos ciclos operacionais;
- A validação da reprodutibilidade industrial do tratamento em diferentes geometrias de matrizes complexas e ligas de aço ferramenta alternativas (como o AISI H11).

## AGRADECIMENTOS

Agradeço à Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa (Fundep) e ao Programa Mover pelo apoio fundamental. Os recursos, suporte técnico e oportunidades de desenvolvimento profissional fornecidos foram essenciais para o avanço desta pesquisa sobre o comportamento de matrizes de forjamento. Minha gratidão se estende ao orientador, Alexandre da Silva Rocha, e ao coorientador, Thiago Marques Ivaniski, pela orientação técnica e científica, e à empresa parceira pelos testes e pela disponibilização dos recursos necessários para a execução deste trabalho de campo.

.

## REFERÊNCIAS

[1] EMAMVERDIAN, A. et al. Failure mechanisms and life improvement of hot forging dies: a review. Engineering Failure Analysis, 104910 (2020) 117.

[2] WIDOMSKI, P. et al. Effect of gas nitriding on wear resistance and thermal fatigue of H13 tool steel for hot forging applications. Surface and Coatings Technology, 129380 (2023) 459.

[3] ZAPPA, L. Falhas em matrizes de forjamento a quente: análise de mecanismos e estratégias de aumento de vida útil. Revista da ABM, São Paulo, 256-265 (2016) 72(3).

[4] FICAK, M. et al. Thermal fatigue behavior of hot work tool steel H13 used in hot forging dies. Materials, 1469 (2021) 14(6).

[5] ALTAN, T.; OH, S. I.; GEGEL, H. L. Metal Forming: Fundamentals and Applications. Materials Park: ASM International, 2019.

[6] NUNES, R. M. Forjamento a quente: Engenharia de Superfície aplicada em matrizes de aço AISI H13. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, 302-310 (2015) 12(4).

[7] NUCCI, A. Estudo comparativo de tratamentos superficiais aplicados a ferramentais de conformação mecânica. Revista de Tratamento Térmico, 112-125 (2022) 44.

[8] HAMANO, J. K. Avaliação da vida útil de matrizes de forjamento a quente submetidas a diferentes tratamentos de superfície. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2025.

[9] SILVA, S. P. da. Influência de nitrogênio e da composição gasosa no processo de nitretação a gás em aços. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2020.

[10] ALVAREZ, J. M.; KIM, D.; LI, X. High-temperature wear and frictional performance of plasma-nitrided AISI H13 die steel. Lubricants, 448 (2023) 11(10).

[11] NAGASE, K.; MATSUI, T.; TANAKA, S. Fatigue performance of nitrided H13 tool steel pre-treated with fine particle peening. Materials, 4121 (2025) 18(17).

[12] WOLFART JR, M. et al. Comportamento tribológico de aços ferramenta nitretados sob altas temperaturas. Materials Research Express, 2024, 11(2).

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE FORJAMENTO A MORNO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO DIN 30MnVS6

Vicente Martin Biason [(1)]
André Rosiak [(2)]
Matheus Henrique Riffel [(3)]
Lirio Schaeffer [(4)]

**RESUMO**

O forjamento a morno representa uma rota promissora para a produção de componentes em aços microligados de elevado desempenho, com potencial para reduzir etapas posteriores de tratamento térmico, consumo energético e custos de fabricação. Neste trabalho, avaliou-se a influência da temperatura e do grau de deformação sobre a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6. Corpos de prova foram forjados a 600, 700, 800 e 900 °C, com reduções em altura de 26, 44 e 63%, seguidas de resfriamento contínuo ao ar. A 600 e 700 °C, predominou o encruamento da estrutura ferrítico-perlítica, resultando em elevada resistência mecânica. A 800 °C, a condição intercrítica promoveu austenitização parcial, recristalização e refinamento microestrutural, com maior homogeneidade de dureza. A 900 °C, a austenitização completa associada ao aumento da deformação intensificou o refinamento da microestrutura transformada. Para 44% de redução, a condição de 600 °C apresentou os maiores limites de escoamento e resistência, de 1029 e 1116 MPa, respectivamente. Em contrapartida, o aumento da temperatura para 900 °C elevou o alongamento uniforme de 13 para 22% e a energia absorvida no impacto Charpy de 32 para 105 J. Os resultados evidenciam que a interação entre temperatura, deformação e histórico térmico permite controlar o balanço entre resistência, ductilidade e tenacidade do DIN 30MnVS6. Esse comportamento demonstra o potencial do forjamento a morno como uma rota termomecânica mais curta, energeticamente eficiente e economicamente atrativa para a fabricação de componentes forjados de alto desempenho.

Palavras-chave: Forjamento a morno; Aço microligado; DIN 30MnVS6.

# Influence of warm forging temperature on the mechanical properties of DIN 30MnVS6 steel


## ABSTRACT

Warm forging represents a promising route for the production of high-performance microalloyed steel components, with the potential to reduce subsequent heat-treatment steps, energy consumption, and manufacturing costs. In this study, the influence of temperature and deformation degree on the microstructural evolution and mechanical properties of DIN 30MnVS6 vanadium-microalloyed steel was evaluated. Specimens were forged at 600, 700, 800, and 900 °C, with height reductions of 26, 44, and 63%, followed by continuous air cooling. At 600 and 700 °C, strain hardening of the ferritic–pearlitic structure predominated, resulting in high mechanical strength. At 800 °C, deformation within the intercritical region promoted partial austenitization, recrystallization, and microstructural refinement, leading to a more homogeneous hardness distribution. At 900 °C, complete austenitization combined with increasing deformation enhanced the refinement of the transformed microstructure. For a 44% height reduction, the condition processed at 600 °C exhibited the highest yield strength and ultimate tensile strength, reaching 1029 and 1116 MPa, respectively. In contrast, increasing the forging temperature to 900 °C increased the uniform elongation from 13 to 22% and the Charpy impact energy from 32 to 105 J. The results demonstrate that the interaction among temperature, deformation, and thermal history enables control of the balance between strength, ductility, and toughness in DIN 30MnVS6 steel. This behavior highlights the potential of warm forging as a shorter, energy-efficient, and economically attractive thermomechanical processing route for the manufacture of high-performance forged components.


Keywords: Warm forging; Microalloyed steel; DIN 30MnVS6.

## 1 INTRODUÇÃO

As crescentes demandas econômicas e ambientais por processos de fabricação mais sustentáveis e competitivos têm impulsionado a indústria de manufatura a buscar novas soluções em materiais e processamento. Nesse contexto, o desenvolvimento de novos conceitos de aços e de rotas de processamento capazes de proporcionar propriedades mecânicas aprimoradas, reduzindo ou eliminando a necessidade de tratamentos térmicos subsequentes, apresenta-se como uma estratégia promissora para a redução dos custos de produção, do consumo energético e das emissões associadas ao processo [1–6].

Apesar dos avanços significativos em pesquisa e desenvolvimento nessa área, uma alternativa tecnologicamente atrativa permanece relativamente pouco explorada: o forjamento a morno. Esse processo apresenta potencial estratégico para aumentar a eficiência e a sustentabilidade da fabricação de componentes metálicos [7] e vem sendo investigado para a produção de componentes destinados a diferentes aplicações [8], com utilização particularmente relevante no setor automotivo [9]. O forjamento a morno consiste na deformação plástica do material em uma faixa intermediária de temperatura, geralmente compreendida entre 0,5 e 0,65 da temperatura absoluta de fusão. Para os aços, essa faixa corresponde aproximadamente a temperaturas entre 600 e 900 °C [10]. Em comparação ao forjamento a quente, o processo a morno proporciona maior precisão dimensional e melhor qualidade superficial, principalmente em razão da menor formação de óxidos e das menores variações dimensionais associadas à expansão e à contração térmica do material e das ferramentas [11]. Por outro lado, quando comparado ao forjamento a frio, possibilita a deformação do material sob menores tensões de escoamento e, consequentemente, com menores forças de conformação.

Sob o ponto de vista metalúrgico, a conformação a morno envolve uma intensa interação entre os mecanismos de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. A competição entre esses fenômenos modifica a subestrutura e a microestrutura do aço durante a deformação, possibilitando combinações de resistência mecânica e tenacidade [12,13] distintas daquelas obtidas pelas rotas convencionais de conformação a frio ou a quente.

Apesar desse potencial, a aplicação industrial do forjamento a morno ainda enfrenta desafios importantes, relacionados principalmente à limitada disponibilidade de dados quantitativos consolidados e à elevada sensibilidade do comportamento do material às condições termomecânicas do processo. Como consequência, durante as etapas iniciais de desenvolvimento de novos produtos, a indústria tende a privilegiar rotas de fabricação já consolidadas, caracterizadas por maior previsibilidade tecnológica e econômica. Entretanto, quando adequadamente estabelecido para determinada aplicação, o forjamento a morno pode constituir uma alternativa competitiva, especialmente para componentes que exigem uma combinação entre elevado desempenho mecânico, precisão dimensional e redução das etapas de processamento.

Os materiais tradicionalmente empregados no forjamento a morno incluem aços ao carbono e aços ligados dos sistemas Cr-Ni, Cr-Mn e Cr-Mo [7]. Entretanto, a aplicação de outras classes de aços nessa faixa de processamento permanece menos explorada. Entre as alternativas potencialmente promissoras destacam-se os aços microligados de médio carbono, cuja combinação entre composição química e resposta ao processamento termomecânico possibilita a obtenção de propriedades mecânicas elevadas com rotas de fabricação relativamente simplificadas.

Os aços microligados de médio carbono são amplamente utilizados na fabricação de componentes forjados a quente devido à possibilidade de reduzir ou eliminar etapas posteriores de tratamento térmico sem comprometer significativamente o desempenho mecânico. Nesses materiais, as propriedades finais podem ser desenvolvidas durante o próprio resfriamento controlado a partir da temperatura de forjamento, constituindo uma estratégia eficaz para a redução do consumo energético e dos custos de fabricação. Elementos microligantes, principalmente vanádio, titânio e nióbio, contribuem para o aumento da resistência por meio de mecanismos de endurecimento por precipitação e de refinamento da microestrutura ferrítico-perlítica.

Aços microligados de médio carbono submetidos ao forjamento a quente podem atingir níveis de resistência mecânica e dureza comparáveis aos obtidos em aços temperados e revenidos [14,15]. Suas microestruturas finais são predominantemente ferrítico-perlíticas [1,2], podendo apresentar frações de bainita [16] ou, dependendo da composição química e das condições de processamento e resfriamento, microestruturas predominantemente bainíticas [3,4,17]. Entretanto, apesar da resistência mecânica competitiva, a relativamente baixa tenacidade ao impacto e à fratura constitui uma das principais limitações desses aços, restringindo sua aplicação em componentes para os quais a resistência à propagação de trincas e ao carregamento de impacto seja um requisito crítico [18].

Nesse contexto, o forjamento a morno apresenta potencial para modificar favoravelmente a relação entre resistência e tenacidade dos aços microligados de médio carbono. O refinamento microestrutural promovido pela deformação nessa faixa de temperatura pode resultar em aumento significativo da resistência mecânica simultaneamente à melhoria da tenacidade, efeito que dificilmente pode ser alcançado apenas pelos mecanismos de endurecimento por precipitação predominantes no processamento convencional a quente [19].

Diante dessa lacuna, o presente estudo investiga o efeito das condições de forjamento a morno sobre a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6. Ensaios de forjabilidade foram conduzidos em diferentes temperaturas e níveis de deformação, buscando estabelecer relações entre os parâmetros termomecânicos, os mecanismos de evolução microestrutural e as propriedades mecânicas resultantes. Dessa forma, pretende-se ampliar a compreensão

da resposta desse aço ao processamento em temperaturas intermediárias e fornecer subsídios para a definição de condições de processamento capazes de otimizar a combinação entre resistência mecânica, ductilidade e tenacidade.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A análise dos efeitos do forjamento a morno sobre o aço DIN 30MnVS6 foi precedida por uma caracterização detalhada do material em sua condição de fornecimento. Inicialmente, realizou-se a caracterização microestrutural por microscopia óptica, empregando técnicas metalográficas convencionais. Para a revelação da microestrutura, empregou-se ataque químico com Nital 2% (2% de $HNO_3$ e 98% de álcool etílico).
A Figura 1 apresenta a microestrutura do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6 na condição inicial. A microestrutura é caracterizada por grãos equiaxiais de ferrita e colônias dispersas de perlita. Essa configuração microestrutural confere ao material uma dureza média 248 HV.

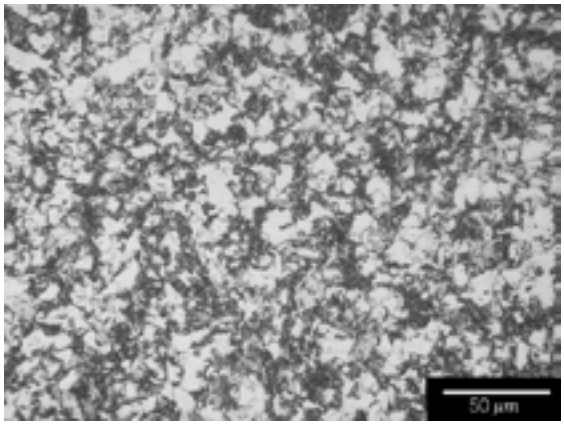



**Figura 1** Microestrutura do aço DIN 30MnVS6 na condição inicial.

A composição química do aço foi determinada por espectrometria de emissão óptica por centelhamento. Os resultados da composição química, expressos em percentual em massa, são apresentados na Tabela 1 e encontram-se em conformidade com as faixas nominais estabelecidas para o material.

**Tabela 1** Resultado da análise química do aço DIN 30MnVS6 (% em massa).

| Elemento | C | Si | Mn | P | S | V |
|---|---|---|---|---|---|---|
| % massa | 0,262 | 0,484 | 1,210 | 0,024 | 0,020 | 0,111 |

Os ensaios de forjamento a morno foram planejados de modo a permitir a investigação dos efeitos da temperatura e do nível de deformação sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço DIN 30MnVS6. Para isso, os ensaios foram realizados em quatro temperaturas distintas: 600, 700, 800 e 900 °C. Além disso, as amostras foram submetidas a três níveis de redução em altura. Adotou-se uma altura inicial igual ao diâmetro da amostra, correspondente a 16,5 mm, sendo aplicadas reduções de 26%, 44% e 63%. A Tabela 2 resume os parâmetros empregados nos ensaios de forjamento a morno.
A Figura 2 apresenta, de forma esquemática, o procedimento adotado nos ensaios de forjamento a morno. Os testes consistiram na compressão de corpos de prova cilíndricos entre matrizes planas. Inicialmente, as amostras foram aquecidas em forno resistivo durante 30 minutos para completa homogeneização de temperatura de ensaio e, em seguida, transferidas para uma prensa hidráulica FKL, com capacidade de 6000 kN e

velocidade média de deslocamento de 3,4 mm/s, na qual foi realizada a deformação. As matrizes planas foram previamente aquecidas a 180 °C e revestidas com lubrificante à base de grafite, com o objetivo de reduzir o atrito na interface ferramenta-material durante o forjamento. Após o forjamento, as amostras foram submetidas ao resfriamento contínuo ao ar até atingirem a temperatura ambiente.

**Tabela 2** Parâmetros dos ensaios de forjabilidade a morno do DIN 30MnVS6.

| Temperatura ($\vartheta$) | Reduções em altura, $\Delta h$ [%] |
|---|---|
| 600°C | 26 |
| | 44 |
| | 63 |
| 700°C | 26 |
| | 44 |
| | 63 |
| 800°C | 26 |
| | 44 |
| | 63 |
| 900°C | 26 |
| | 44 |
| | 63 |

Para a conformação, os corpos de prova cilíndricos foram posicionados horizontalmente, de modo que a altura inicial correspondeu ao diâmetro da amostra. Essa configuração foi adotada para viabilizar, após o forjamento, a extração de corpos de prova destinados aos ensaios de tração e de impacto Charpy a partir da geometria conformada. Os corpos de prova utilizados nas análises apresentavam comprimento inicial de 50 mm, valor considerado como o comprimento nominal das amostras forjadas. Para a confecção dos corpos de prova destinados aos ensaios de tração, foram adicionalmente forjadas amostras com comprimento inicial de 100 mm, de modo a disponibilizar material suficiente para a usinagem dos espécimes de ensaio.

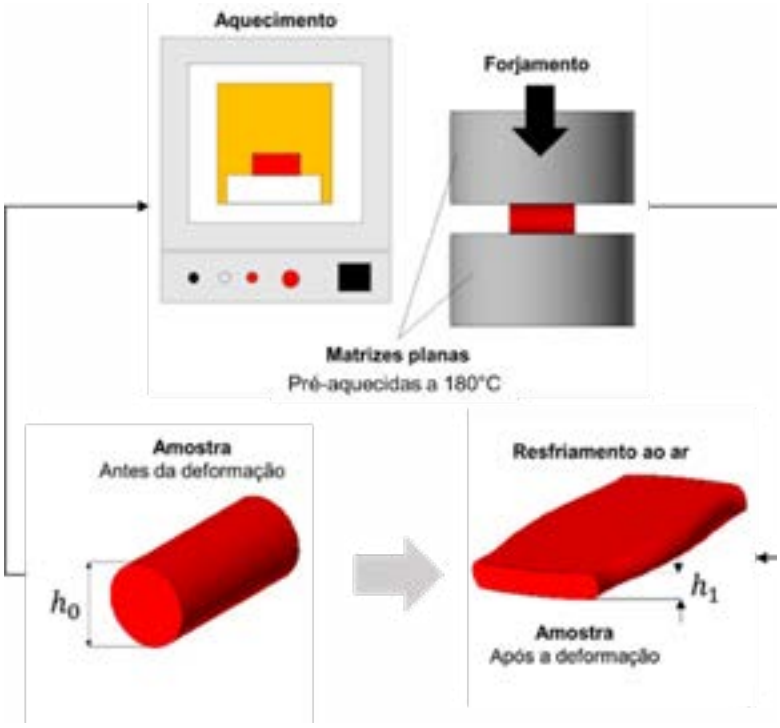



**Figura 2** Desenho esquemático dos ensaios de forjamento a morno.

As amostras forjadas foram seccionadas transversalmente para a realização da análise microestrutural e para a determinação dos perfis de microdureza ao longo da seção. Em razão do atrito nas superfícies de contato durante a compressão, ocorre o fenômeno de embarrilamento, responsável por uma distribuição heterogênea da deformação na seção transversal das amostras. A obtenção do perfil de microdureza nessa região permite correlacionar os diferentes níveis locais de deformação plástica com as respectivas variações de dureza, proporcionando uma análise mais detalhada dos efeitos do forjamento a morno sobre o material. A Figura 3 apresenta, de forma esquemática, o procedimento adotado para a obtenção dos perfis de microdureza das amostras forjadas.

**Tabela 3** Dados de entrada dos modelos numéricos.

| | |
|---|---|
| Tipo de malha | Tetraédrica adaptativa |
| Temperatura da peça | Calibrada experimentalmente |
| Material das ferramentas | AISI H13 (Rígido) |
| Temperatura das ferramentas | 180°C |
| Velocidade da ferramenta | 3,4 mm/s |
| Coeficiente de atrito (Levanov) | 0,4 |

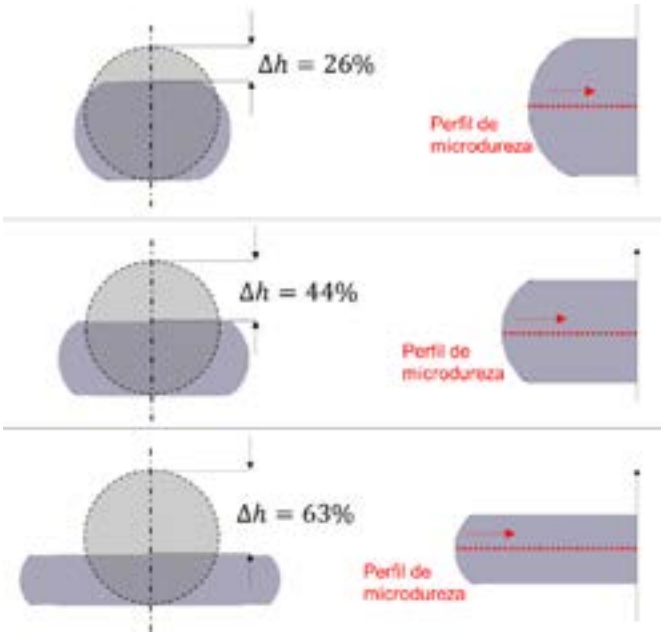



**Figura 3** Desenho esquemático do procedimento adotado para a obtenção dos perfis de microdureza das amostras forjadas.

As amostras forjadas com redução de 44% foram submetidas a ensaios de tração uniaxial e de impacto Charpy, com o objetivo de avaliar o efeito da temperatura de forjamento sobre as propriedades mecânicas do aço DIN 30MnVS6. A Figura 4 apresenta, de forma esquemática, o procedimento adotado para a obtenção dos corpos de prova destinados à avaliação das propriedades mecânicas das amostras forjadas.
Os ensaios de tração uniaxial foram realizados para obtenção do limite de escoamento ($R_{p0,2}$), limite de resistência ($R_m$) e alongamento uniforme ($A$). A fabricação dos corpos de prova e a realização dos ensaios seguiram as especificações estabelecidas pela norma ASTM E8/E8M-21.

Com o objetivo de avaliar o efeito das rotas termomecânicas sobre a tenacidade ao impacto do material, foram realizados ensaios de impacto Charpy com entalhe em V. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente, seguindo as recomendações estabelecidas pela norma ASTM E23.

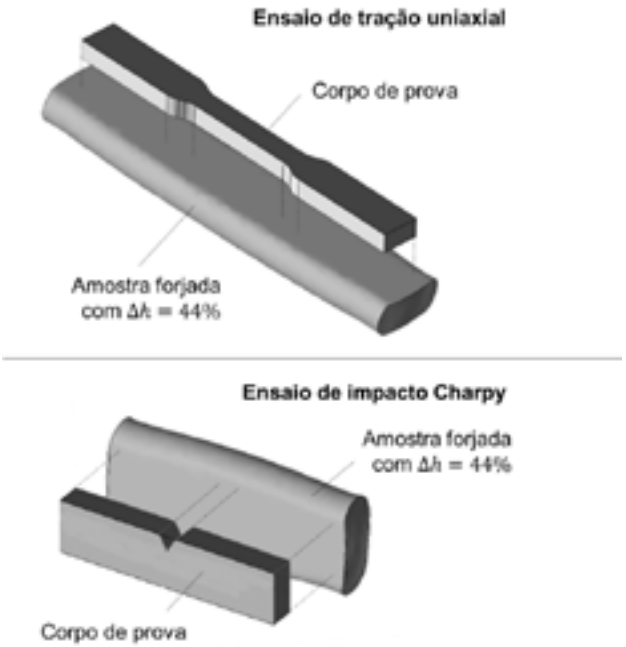



**Figura 4** Procedimento adotado para a obtenção dos corpos de prova destinados à avaliação das propriedades mecânicas das amostras forjadas.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras 5, 6, 7 e 8 apresentam as microestruturas das amostras forjadas nas temperaturas de 600, 700, 800 e 900 °C, respectivamente, observadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV).

A Figura 9 apresenta os valores médios de dureza Rockwell C obtidos para cada condição analisada. No forjamento a 600 °C, observa-se uma tendência clara de aumento da dureza com o grau de redução. A dureza média aumenta de 26,5 HRC para 31,7 e 34,8 HRC com o incremento da redução de 26% para 44% e 63%, respectivamente, evidenciando um efeito significativo da deformação sobre o endurecimento do material.

No forjamento a 700 °C, a amostra submetida à redução de 26% apresenta menor dureza média, de 23,7 HRC, enquanto as reduções de 44% e 63% resultam em valores semelhantes, de 30,3 e 30,2 HRC, respectivamente. Para o forjamento a 800 °C, os valores de dureza são mais uniformes entre as três reduções analisadas, correspondendo a 31,5, 28,2 e 32,0 HRC para reduções de 26%, 44% e 63%, respectivamente. Nessa temperatura, não se observa uma relação clara entre o grau de redução imposto e a dureza obtida.

Na conformação a 900 °C, a tendência de aumento da dureza com o grau de deformação volta a ser evidente. A dureza média aumenta de 22,5 HRC, para a redução de 26%, para 26,7 HRC a 44% e 35,0 HRC a 63%. Assim, nessa condição, o aumento do nível de deformação exerce influência marcante sobre a dureza final do material.

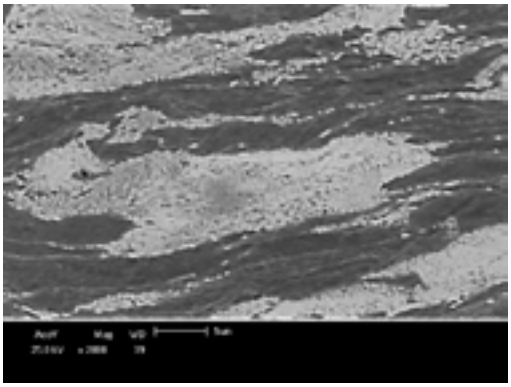
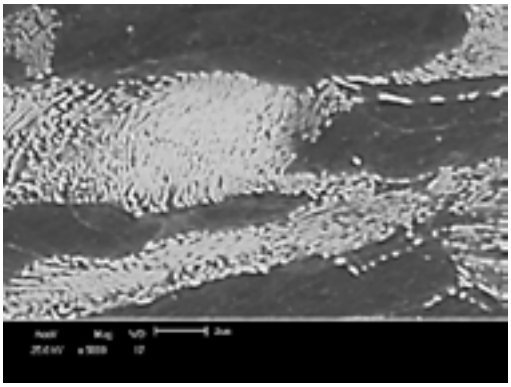
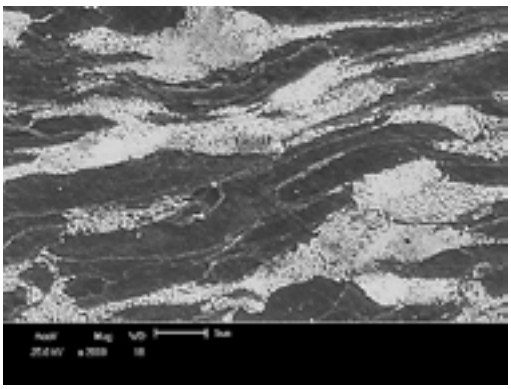
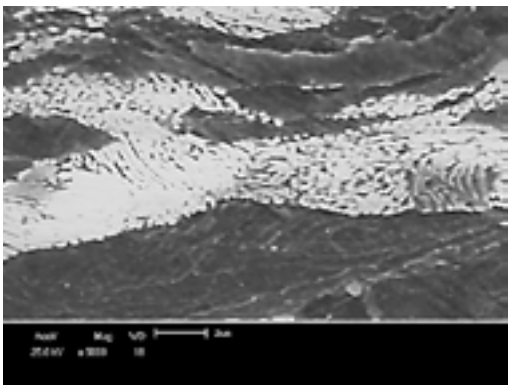
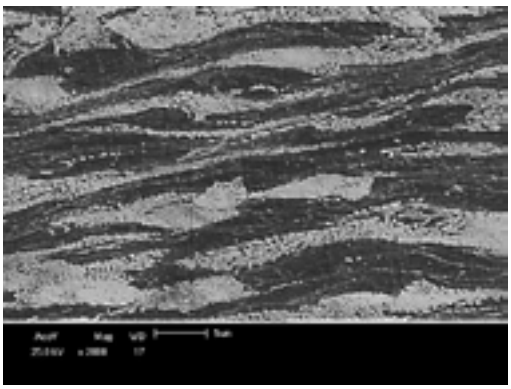
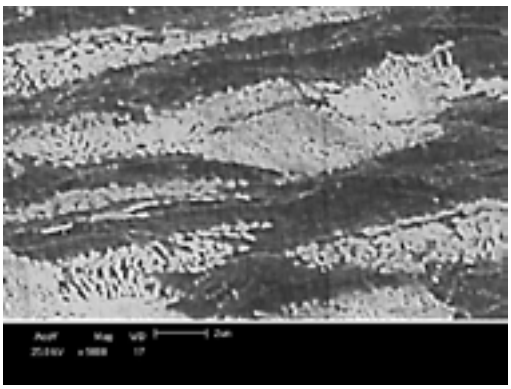
| Temperatura: 600°C | |
|---|---|
| Redução: 26% | |
|  |  |
| Redução: 44% | |
|  |  |
| Redução: 63% | |
|  |  |

**Figura 6** Microestruturas das amostras forjadas a 600°C observadas em MEV (Nital 2%, 2000x e 5000x)

Nas temperaturas de 600°C e 700°C, o aquecimento não é suficiente para promover transformações de fase ou recristalização do material. Nessas condições, a deformação plástica provoca o progressivo alinhamento da microestrutura ferrítico-perlítica na direção predominante do escoamento. Os grãos de ferrita, inicialmente mais equiaxiais, tornam-se achatados e alongados à medida que o grau de deformação aumenta. As colônias de perlita, devido à sua maior resistência à deformação, apresentam alterações morfológicas menos pronunciadas em comparação com a matriz ferrítica. O aumento da temperatura de aquecimento de 600 para 700 °C não promoveu alterações

significativas na microestrutura das amostras forjadas. Após o processamento termomecânico, as microestruturas obtidas em ambas as condições mostraram-se bastante semelhantes, indicando que, nesse intervalo de temperatura, os mecanismos responsáveis pela evolução microestrutural permanecem essencialmente os mesmos.

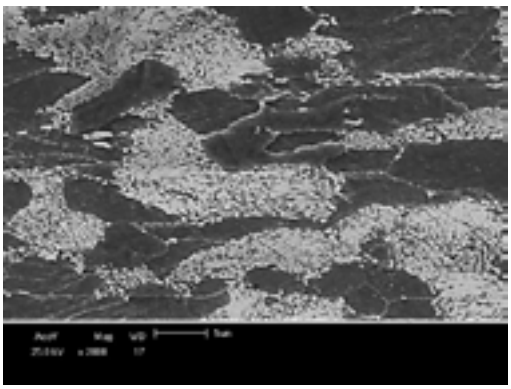
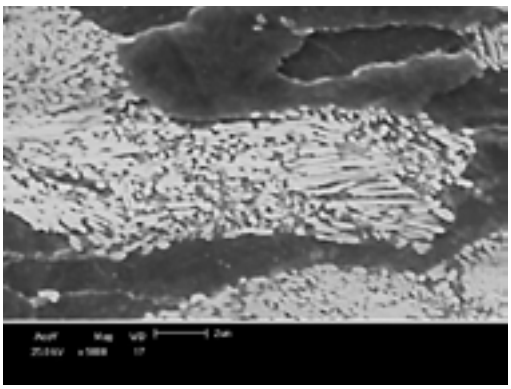
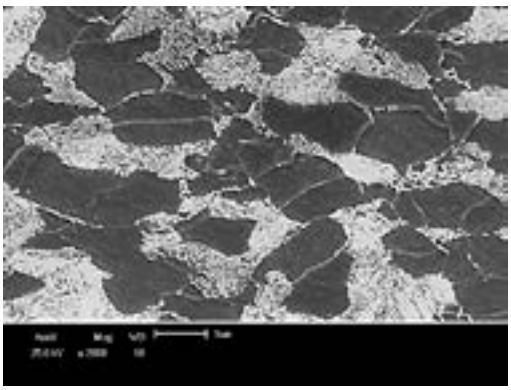
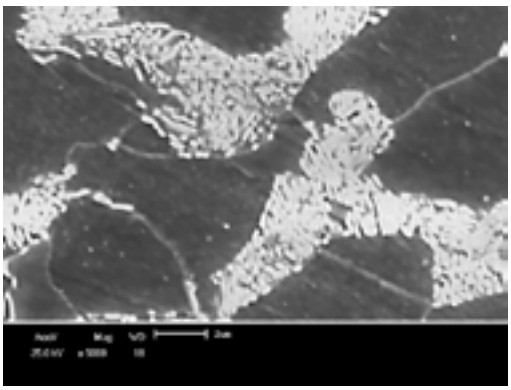
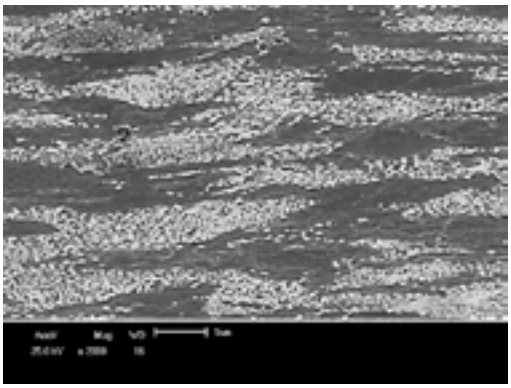
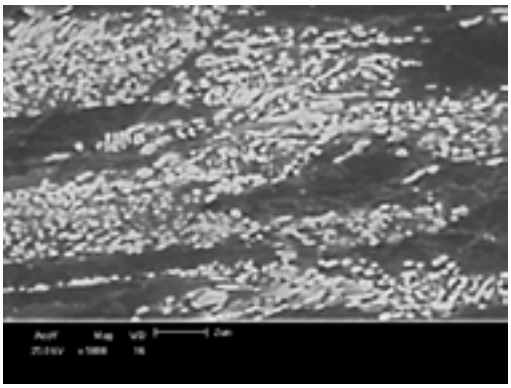
| Temperatura: 700°C | |
|---|---|
| Redução: 26% | |
|  |  |
| Redução: 44% | |
|  |  |
| Redução: 63% | |
|  |  |

**Figura 7** Microestruturas das amostras forjadas a 700°C observadas em MEV (Nital 2%, 2000x e 5000x)

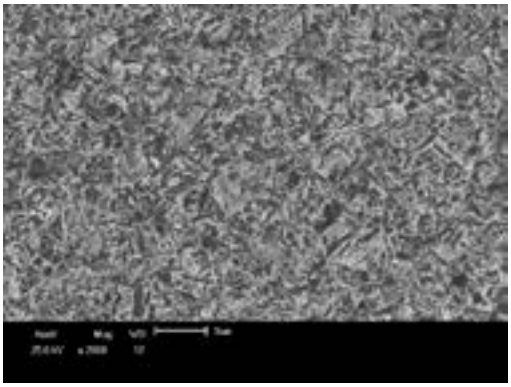
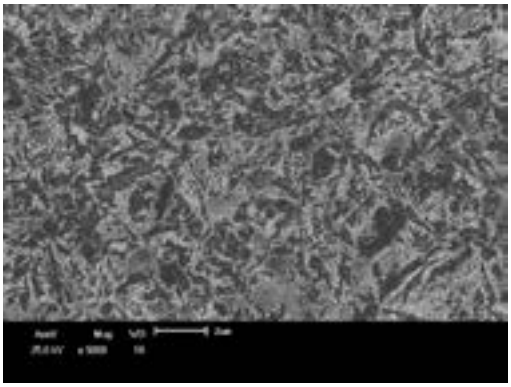
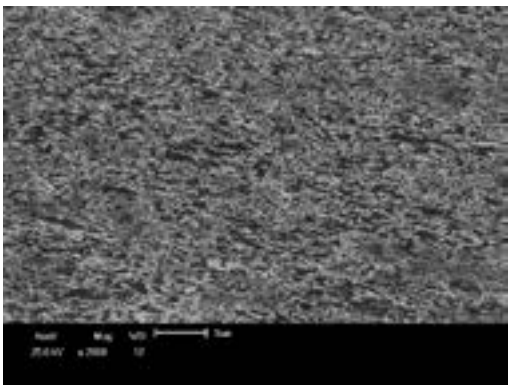
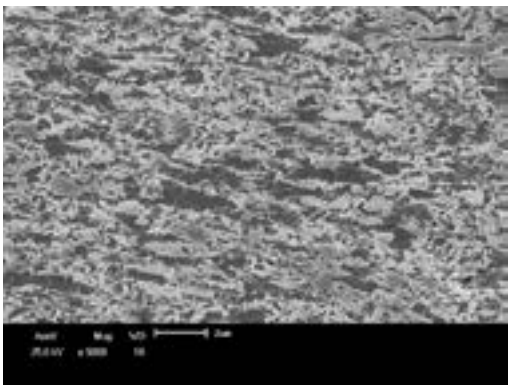
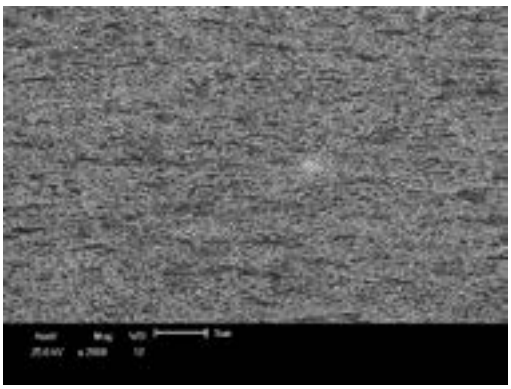
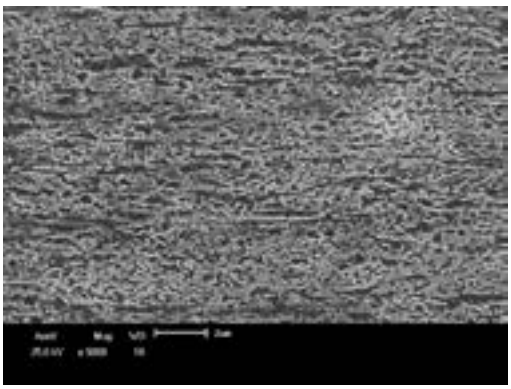
| Temperatura: 800°C | |
|---|---|
| Redução: 26% | |
|  |  |
| Redução: 44% | |
|  |  |
| Redução: 63% | |
|  |  |

**Figura 8** Microestruturas das amostras forjadas a 800°C observadas em MEV (Nital 2%, 2000x e 5000x)

O aquecimento a 800 °C conduz o material ao campo bifásico (α + γ), no qual uma fração da microestrutura é austenitizada. Como consequência, durante o resfriamento subsequente ocorrem transformações de fase que modificam a morfologia e a distribuição dos constituintes microestruturais. Além disso, o aumento da temperatura de forjamento favorece a ocorrência de fenômenos termicamente ativados, como a recristalização dinâmica, contribuindo para o refinamento da microestrutura. Nas regiões submetidas a menores níveis de deformação, observa-se uma matriz constituída por grãos de ferrita recristalizados e colônias de perlita. Em comparação com

as condições de forjamento a 600 e 700 °C, a microestrutura apresenta refinamento substancial, sendo também observada uma fração significativa de ferrita com morfologia acicular. Com o aumento da deformação, os grãos de ferrita recristalizados passam a apresentar morfologia progressivamente mais alongada, em decorrência do maior nível de deformação plástica imposto ao material.

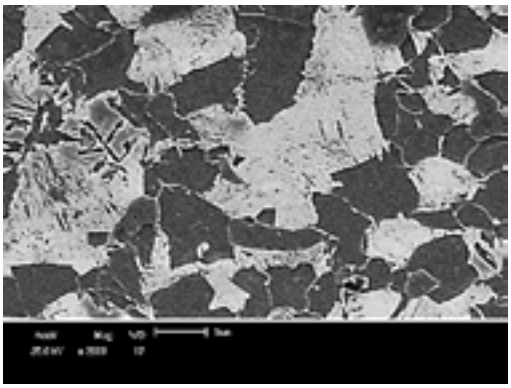
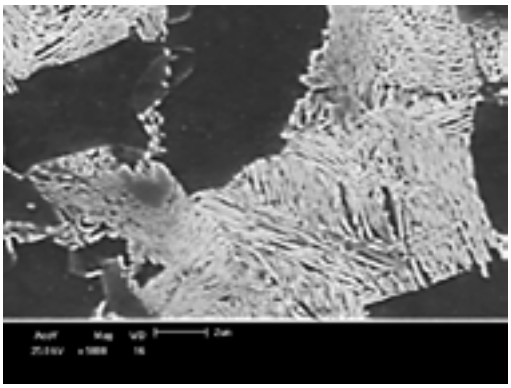
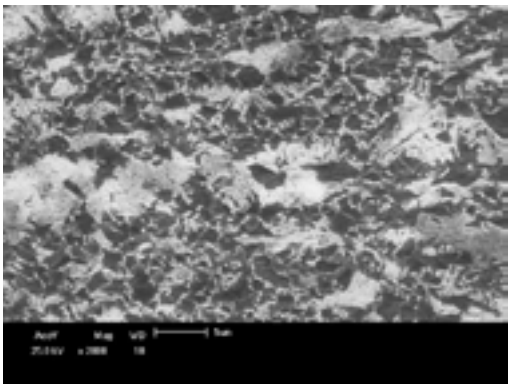
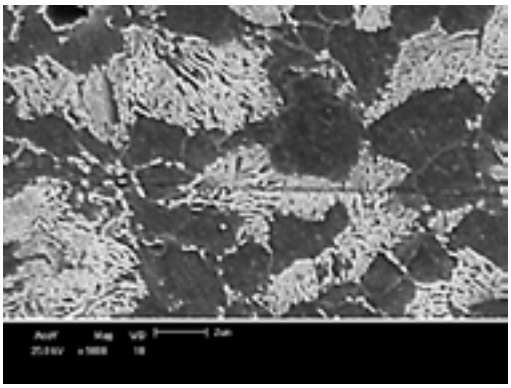
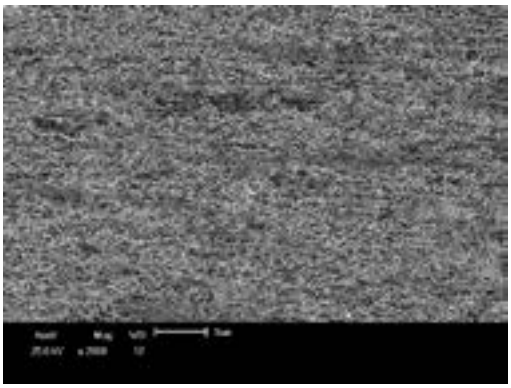
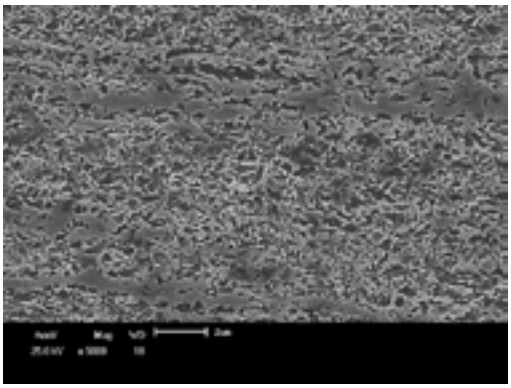
| Temperatura: 900°C | |
|---|---|
| Redução: 26% | |
|  |  |
| Redução: 44% | |
|  |  |
| Redução: 63% | |
|  |  |

**Figura 9** Microestruturas das amostras forjadas a 900°C observadas em MEV (Nital 2%, 2000x e 5000x)

O aquecimento a 900 °C promove a completa austenitização do material, de modo que a microestrutura final resulta integralmente das transformações ocorridas durante e

após o processamento termomecânico. Nessa temperatura, os mecanismos termicamente ativados, particularmente a recristalização dinâmica da austenita durante a deformação, são favorecidos. A combinação entre a recristalização da estrutura austenítica e sua posterior transformação durante o resfriamento resulta em uma microestrutura constituída por grãos equiaxiais refinados de ferrita, acompanhados por colônias de perlita igualmente finas. O grau de refinamento microestrutural mostrou-se, contudo, fortemente dependente do nível de deformação imposto. Regiões submetidas a menores deformações apresentam uma microestrutura relativamente mais grosseira, enquanto o aumento da deformação intensifica os mecanismos de recristalização e contribui para um refinamento microestrutural mais pronunciado.

A Figura 10 apresenta os valores médios de dureza obtidos para cada temperatura de conformação analisada. A maior dureza média é observada no forjamento a 600 °C, com 31 HRC, seguida da condição de 800 °C, com 30,6 HRC. Apesar dos valores médios semelhantes, destaca-se que o forjamento a 800 °C resulta em menor dispersão dos valores de dureza, evidenciada pelo menor desvio padrão.

Os forjamentos realizados a 700 e 900 °C apresentaram durezas médias equivalentes, de 28,1 HRC. Entretanto, a condição de 900 °C apresentou um desvio padrão significativamente superior, indicando maior heterogeneidade entre as amostras analisadas. A uniformidade da dureza constitui um parâmetro importante para a avaliação da qualidade dos componentes forjados, uma vez que, de modo geral, busca-se obter propriedades mecânicas homogêneas ao longo do material.

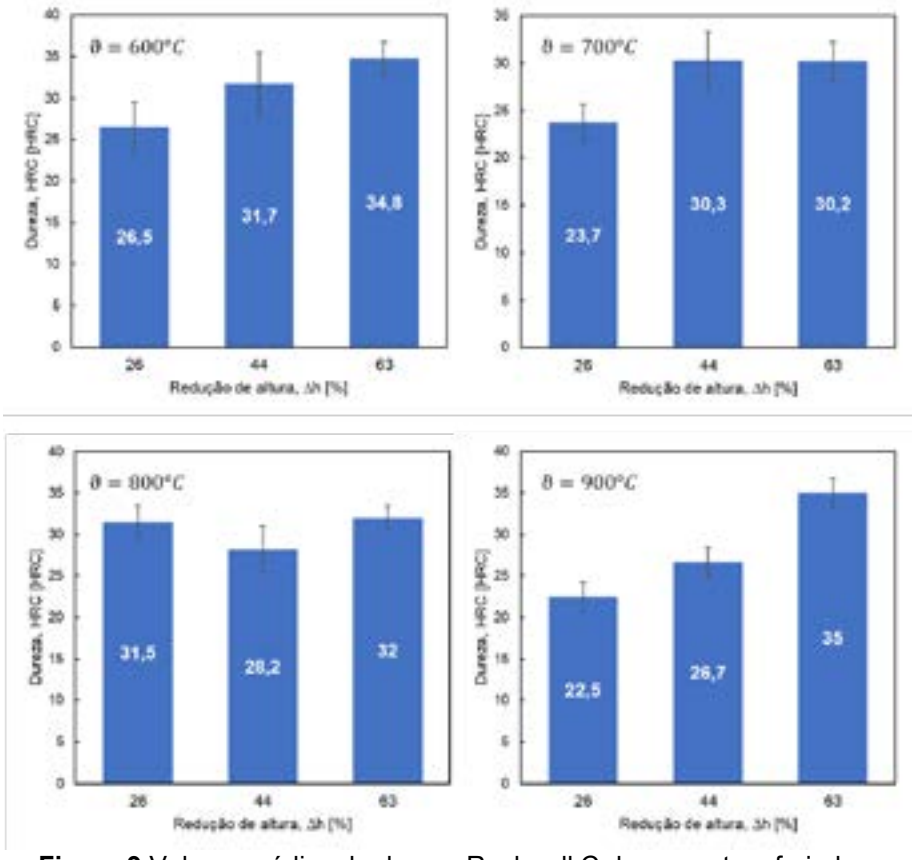



**Figura 9** Valores médios de dureza Rockwell C das amostras forjadas.

A Figura 11 apresenta os valores de limite de escoamento ($R_{p0,2}$) e limite de resistência ($R_m$) das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas. Entre as condições analisadas, o forjamento a 600 °C proporcionou os maiores níveis de resistência mecânica, com limite de escoamento de 1029 MPa e limite de resistência de 1116 MPa. Para o material forjado a 700 °C, o limite de escoamento foi de 837 MPa,

superior aos valores obtidos nas condições de 800 °C (797 MPa) e 900 °C (748 MPa). Esses resultados indicam uma tendência de aumento do limite de escoamento com a redução da temperatura de conformação.

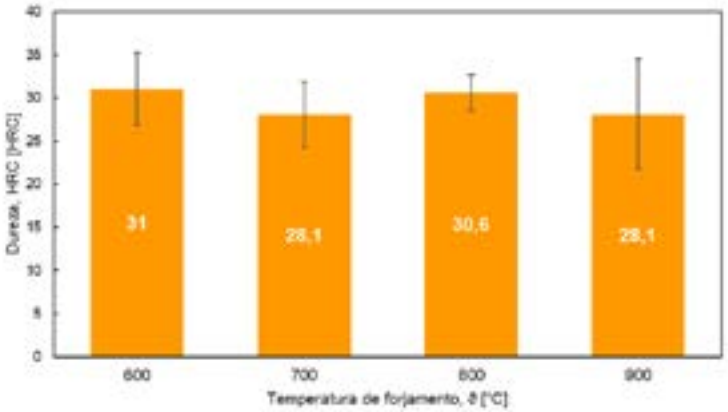



**Figura 10** Valores médios de dureza Rockwell C para cada temperatura de forjamento analisada.

O limite de resistência à tração, entretanto, não apresentou a mesma tendência monotônica. Embora o maior valor tenha sido obtido no forjamento a 600 °C, a condição de 800 °C resultou em limite de resistência superior ao observado nos materiais forjados a 700 °C (923 MPa) e 900 °C (840 MPa).

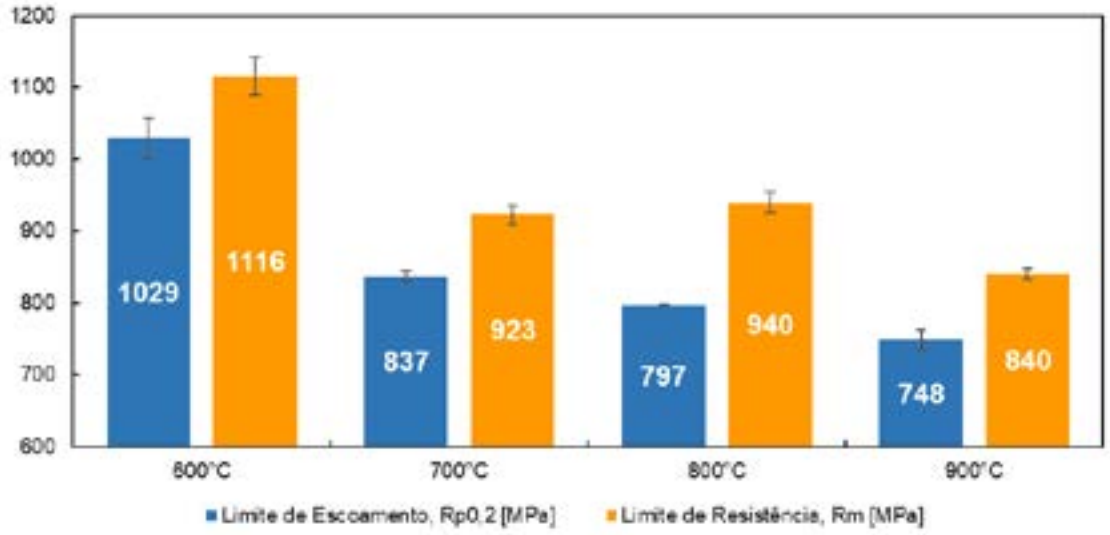



**Figura 11** Valores de limite de escoamento ($R_{p0,2}$) e limite de resistência ($R_m$) das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas.

A Figura 12 apresenta os valores de alongamento uniforme das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas. Observa-se uma tendência de aumento da ductilidade com a elevação da temperatura de forjamento. As amostras forjadas a 600 °C apresentaram alongamento uniforme de 13%, enquanto, a 700 °C, esse valor aumentou para 14,5%. Para as condições de 800 e 900 °C, foram obtidos alongamentos de 19,5% e 22%, respectivamente.

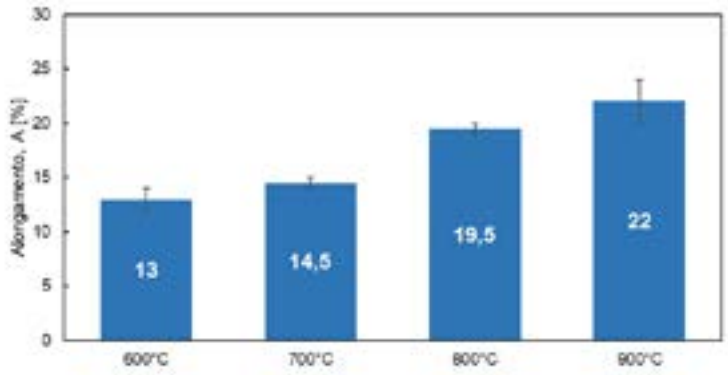



**Figura 12** Valores de alongamento uniforme das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas.

A Figura 13 apresenta os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas. De forma semelhante ao observado para a ductilidade, a tenacidade ao impacto aumenta com a elevação da temperatura de forjamento. A energia absorvida aumenta de 32 J, a 600 °C, para 58,5 J, a 700 °C, correspondendo a um acréscimo de aproximadamente 82,8%. Com o aumento da temperatura para 800 °C, a energia absorvida atinge 67 J, representando um aumento adicional de 14,5% em relação à condição de 700 °C. O incremento mais expressivo ocorre entre 800 e 900 °C, quando a energia absorvida aumenta de 67 para 105 J, equivalente a 56,7%. Considerando todo o intervalo analisado, o aumento da temperatura de forjamento de 600 para 900 °C promove um acréscimo de aproximadamente 228% na energia absorvida, evidenciando uma melhoria substancial da tenacidade ao impacto do material.

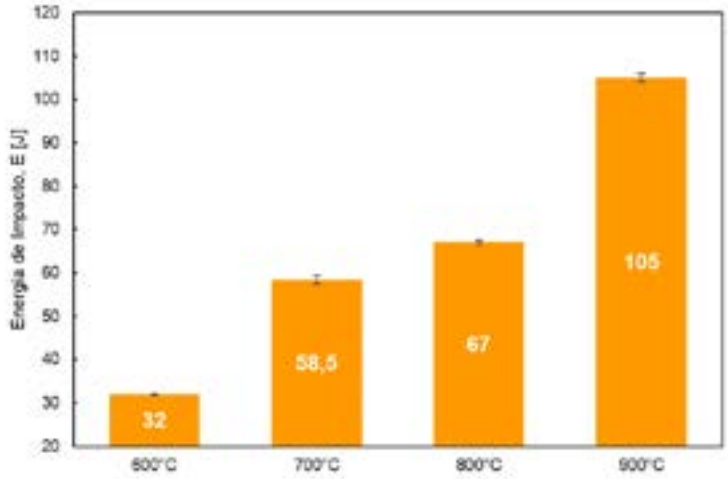



**Figura 13** Valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy das amostras forjadas com redução de 44% em diferentes temperaturas.

## 4 CONCLUSÕES

O presente trabalho permitiu avaliar a influência da temperatura e do grau de deformação sobre a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6 submetido ao forjamento a morno. Os resultados demonstraram que a resposta do material é fortemente dependente das condições termomecânicas empregadas, sendo observadas alterações significativas na microestrutura, dureza, resistência mecânica, ductilidade e tenacidade ao impacto.

Nas temperaturas de 600 e 700 °C, a microestrutura ferrítico-perlítica original foi predominantemente preservada, sendo a evolução microestrutural caracterizada principalmente pelo alongamento e achatamento dos grãos de ferrita em consequência da deformação plástica. Nessas condições, o aumento do grau de redução intensificou o encruamento do material, refletindo-se em maiores níveis de dureza. A condição de 600 °C apresentou a maior resistência mecânica entre as temperaturas investigadas, atingindo, para redução de 44%, limite de escoamento de 1029 MPa e limite de resistência de 1116 MPa.

O processamento a 800 °C promoveu alterações microestruturais mais pronunciadas devido à ocorrência de austenitização parcial no campo bifásico ferrita-austenita e à atuação de mecanismos termicamente ativados. Como consequência, verificou-se maior refinamento microestrutural e maior uniformidade dos valores de dureza. Essa condição proporcionou uma combinação favorável entre resistência e ductilidade, com alongamento uniforme de 19,5%, mantendo níveis elevados de resistência mecânica.

A 900 °C, a completa austenitização do material, associada à recristalização e às transformações durante o resfriamento ao ar, promoveu a formação de uma microestrutura ferrítico-perlítica refinada. Embora essa condição tenha apresentado os menores valores de limite de escoamento e de resistência entre as temperaturas analisadas, proporcionou os maiores valores de ductilidade e tenacidade ao impacto, com alongamento uniforme de 22% e energia absorvida no ensaio Charpy de 105 J.

De maneira geral, o aumento da temperatura de forjamento promoveu redução da resistência mecânica e aumento progressivo da ductilidade e da tenacidade. A energia absorvida no ensaio de impacto aumentou de 32 J, a 600 °C, para 105 J, a 900 °C, correspondendo a um incremento de aproximadamente 228%. Esses resultados evidenciam que a temperatura de processamento constitui um parâmetro fundamental para controlar o balanço entre resistência, ductilidade e tenacidade do aço DIN 30MnVS6.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (EDITAL FAPERGS 10/2024 – PROCESSO Nº 25/2551-0000955-3); (PROCESSO CNPq: 309188/2021-0).

## REFERÊNCIAS

[1] BLECK, W., BAMBACH, M., WIRTHS, V., STIEBEN, A., Microalloyed Engineering Steels with Improved Performance—An Overview. HTM J. Heat Treatm. Mat., 2017.

[2] BUCHMAYR B., Critical Assessment 22: bainitic forging steels, Materials Science and Technology, 2016.

[3] ERIŞIR E., AYHAN İ.İ., GÜNEY C., Microstructure and Phase Transformations in High-Strength Bainitic Forging Steel. J. of Materi Eng and Perform 30, 3458–3467, 2021.

[4] GRAMLICH A., LANGE R., ZITZ U., BÜßENSCHÜTT K., Air-Hardening Die-Forged Con-Rods—Achievable Mechanical Properties of Bainitic and Martensitic Concepts, Metals, 2022.

[5] Stieben A. , Bleck W. , Schönborn S., Lufthärtender duktiler stahl mit mittlerem mangangehalt für die massivumformung massivUmformung (2016)

[6] Gramlich A., T. Schmiedl, S. Schönborn, T. Melz, W. Bleck, Development of air-hardening martensitic forging steels, Materials Science and Engineering: A, Volume 784, 15 May 2020, 139321

[7] INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, document No.18/07, 40 Years History Document, 2007.

[8] Fisher K, Schweiger H, Hasenberger J, and Dremel H, New Tool Steel for Warm and Hot Forging, 6th International Tooling Conference, Karlstad, Sweden, September (2002) p 10.

[9] XINBO, L., HONGSHENG, X., ZHILIANG, Z. Flow stress of carbon steel 08F in temperature range of warm-forging. Journal of Materials Processing Technology, v. 139, p.543-546, 2003.

[10] GARCÍA, C.; ROMERO, J. L.; RODRÍGUEZ-IBABE, J. M. Warm forging of a vanadium microalloyed steel. Materials Science Forum, v. 284–286, p. 435–442. DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.284-286.435, 1998.

[11] CAMINAGA, C.; BUTTON, S. T. Mechanical properties of ausforged 27MnSiVS6 microalloyed steel. REM: Revista Escola de Minas, v. 66, n. 3. DOI: https://doi.org/10.1590/S0370-44672013000300010, 2013.

[12] SHEN, X. J.; TANG, S.; WU, Y. J.; YONG, X. L.; CHEN, J.; LIU, Z. Y.; MISRA, R. D. K.; WANG, G. D. Evolution of microstructure and crystallographic texture of microalloyed steel during warm rolling in dual phase region and their influence on mechanical properties. Materials Science and Engineering: A, v. 685, p. 194–204, 2017.

[13] Sas, J.; Kvačkaj, T.; Milkovič, O.; Zemko, M. Influence of Hot Plastic Deformation in γ and (γ + α) Area on the Structure and Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steel. Materials 2016, 9, 971. https://doi.org/10.3390/ma9120971

[14] EXEL N., TÜRK M., Einfluss von Faserverlauf und Gefüge auf die Schwingfestigkeit Warmmassivumgeformter AFP-Stähle, Final Report, AVIF A 245, Forschungsgesellschaft Stahlverformung e.V., 2010.

[15] KREMER C. & MULLER-BABIC K., Connecting Rods Made of Micro-alloyed Forged Steel, DEVELOPMENT Materlals, MTZ worldwide volume 81, 2020.

[16] D.V. Edmonds, C.J. Tyne, G. Krauss, D.K. Matlock (Eds.), Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels, TMS, Warrendale, PA (1996), pp. 111-125

[17] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels (second ed.), The Institute of Materials, London (2001).

[18] D.K. Matlock, G. Krauss, J.G. Speer J. Mater. Proc. Technol., 117 (2001), pp. 324-328

[19] SHIVPURI, Rajiv; BABU, Sailesh; KINI, Satish; PAUSKAR, Praveen; DESHPANDE, Anand., Recent advances in cold and warm forging process modeling techniques: selected examples. Journal of Materials Processing Technology, v. 46, p. 253–274, 1994.

**45º SENAFOR**

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Efeitos tribológicos e geométricos na estabilidade da fixação de matrizes por cunha em forjamento com martelo de queda

*Jerry Adriani Capitani Mendelski*[1]
*Lírio Schaeffer*[2]

**RESUMO**

Este estudo avalia a influência das condições tribológicas, geométricas e estruturais na estabilidade de sistemas de fixação por cunha utilizados na montagem de matrizes em processos de forjamento a quente com martelo de queda. Foram analisadas 38 cunhas de aperto quanto às suas dimensões e ângulos efetivos, além da influência de diferentes condições de lubrificação (grafite em pó e pasta OKS 280) e do comportamento estrutural dos componentes de suporte. A condição de autotravamento foi investigada pelo critério $\mu > \tan(\alpha)$, com ângulos entre 0,91° e 1,88° ($\tan(\alpha) = 0{,}01588–0{,}03282$). Os coeficientes de atrito avaliados ($\mu \approx 0{,}09–0{,}10$) mostraram-se superiores a $\tan(\alpha)$, indicando condição compatível com o autotravamento em toda a faixa angular avaliada. O uso de componentes forjados em aço SAE 4320 reduziu deformações permanentes e manteve a integridade geométrica das interfaces. Os resultados demonstram que a estabilidade da fixação não depende apenas da geometria das cunhas, mas resulta da interação entre parâmetros tribológicos, características geométricas e comportamento estrutural, fornecendo subsídios técnicos para maior confiabilidade operacional e aumento da vida útil do ferramental. Assim, o autotravamento geométrico é uma condição necessária, mas não suficiente para explicar integralmente a estabilidade operacional.

# Tribological and Geometric Effects on Wedge-Based Die Fixation Stability in Drop Hammer Forging


## ABSTRACT

This study evaluates the influence of tribological, geometric, and structural conditions on the stability of wedge-based clamping systems used for die mounting in drop-hammer hot forging processes. Thirty-eight clamping wedges were analyzed regarding their dimensions and effective angles, alongside the influence of different lubrication conditions (graphite powder and OKS 280 paste) and the structural behavior of the supporting components. The self-locking condition was investigated using the criterion $\mu > \tan(\alpha)$, with angles ranging from 0.91° to 1.88° ($\tan(\alpha)$ = 0.01588–0.03282). The evaluated friction coefficients ($\mu \approx 0.09$–$0.10$) exceeded $\tan(\alpha)$, indicating a condition consistent with self-locking across the entire angular range tested. The use of components forged from SAE 4320 steel reduced permanent deformation and maintained the geometric integrity of the interfaces. The results demonstrate that clamping stability does not depend solely on wedge geometry but arises from the interaction between tribological parameters, geometric characteristics, and structural behavior, providing technical insights for enhanced operational reliability and extended tooling service life. Thus, geometric self-locking is a necessary condition but is not sufficient to fully explain operational stability.



*1 Engenheiro Mecânico de Produção. Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M) - Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) - Grupo de Forjamento, Simulação e Ensaios Mecânicos - Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) – Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. jerrymendelski@gmail.com*

*2 Engenheiro Mecânico. Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – Área de Concentração: Processos de Fabricação. Professor da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) - Departamento de Metalurgia. Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) – Campus do Vale. Av. Bento Gonçalves, 9500. Bairro Agronomia. Porto Alegre/RS, Brasil. schaefer@ufrgs.br*


## 1. INTRODUÇÃO

Os processos de forjamento a quente realizados por martelos de queda são caracterizados pela aplicação de elevados carregamentos dinâmicos sobre o conjunto matriz–peça, exigindo que os sistemas de fixação assegurem posicionamento e estabilidade durante a operação. Nesse contexto, sistemas de fixação por cunhas são empregados para assegurar o posicionamento das matrizes na mesa e no urso do equipamento [1]. A condição de montagem desses componentes influencia não apenas a segurança operacional, mas também a repetibilidade do processo de setup e o tempo necessário para a troca das ferramentas.

No ambiente industrial estudado, foram observadas ocorrências de travamento excessivo das cunhas, necessidade de reapertos e episódios de instabilidade da matriz superior. O acompanhamento dos setups indicou que esses eventos não estavam associados

exclusivamente ao tempo ou à sequência operacional de montagem, mas também às condições geométricas, tribológicas e estruturais das interfaces de contato e dos componentes estruturais envolvidos na fixação [2]. Dessa forma, a estabilidade do sistema deve ser analisada considerando a interação entre geometria, interferência dimensional, atrito e comportamento dos componentes estruturais.

Embora sistemas de fixação por cunhas sejam amplamente utilizados em aplicações industriais, a análise de sua estabilidade é frequentemente realizada a partir de parâmetros geométricos nominais e procedimentos empíricos de montagem.

Entretanto, pequenas variações nas condições reais de contato podem alterar a relação entre o ângulo efetivo da cunha e o coeficiente de atrito disponível, modificando a margem em relação à condição de autotravamento do sistema [3]. Adicionalmente, deformações permanentes nos componentes estruturais podem alterar a geometria efetiva do alojamento e, consequentemente, as condições de contato durante a operação.

Diante desse contexto, o objetivo deste trabalho é avaliar a influência da geometria efetiva das cunhas, das condições tribológicas das interfaces de contato e da condição estrutural dos componentes de suporte sobre a estabilidade de sistemas de fixação de matrizes empregados em martelos de queda, relacionando os resultados obtidos ao critério de autotravamento e à ocorrência de travamentos, reapertos e instabilidades durante o setup.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Sistema de fixação analisado

O estudo foi realizado em um sistema de fixação de matrizes empregado em um martelo de queda para o processo de forjamento a quente. O sistema é constituído por matriz, calço de sacrifício, cunha de aperto e estrutura de suporte formada pela mesa e pelo urso do equipamento.

A fixação ocorre por meio da introdução forçada da cunha, produzindo interferência dimensional e pressão de contato entre as superfícies inclinadas.

Nesse mecanismo, a estabilidade da fixação está associada à interação entre a geometria das superfícies de contato, o coeficiente de atrito desenvolvido na interface e a capacidade estrutural dos componentes em manter as condições de contato durante a operação.

### 2.2. Caracterização dos materiais

Os componentes do sistema foram caracterizados quanto ao material, dureza e condições superficiais. As cunhas de aperto foram fabricadas em aço WNr. 1.2550, com dureza entre 40 e 44 HRC e rugosidade média Ra≈0,8μm. Os calços de sacrifício foram caracterizados em aço SAE 1070, com dureza entre 36 e 40 HRC e rugosidade média Ra≈0,25μm.

A estrutura mesa/urso, na condição atualmente empregada, foi constituída em aço SAE 4320 forjado, com dureza entre 240 e 280 HB e rugosidade média Ra≈3,2μm, enquanto as

matrizes foram constituídas em VPCW-H13, com dureza entre 40 e 49 HRC e rugosidade média Ra≈0,8µm, conforme apresentado na Tabela 1.

*Tabela 1 - Caracterização dos componentes do sistema de fixação na condição atualmente empregada*

| Componente | Material | Condição de dureza | Rugosidade média |
|---|---|---|---|
| Cunha de aperto | WNr. 1.2550 | 40–44 HRC | Ra ≈ 0,8 µm |
| Calço de sacrifício | SAE 1070 | 36–40 HRC | Ra ≈ 0,25 µm |
| Mesa/Urso | SAE 4320 forjado | 240–280 HB | Ra ≈ 3,2 µm |
| Matriz | VPCW-H13 | 40–49 HRC | Ra ≈ 0,8 µm |

## 2.3. Caracterização geométrica

A caracterização geométrica foi realizada em 38 unidades distintas de cunhas de aperto, sendo elas identificadas individualmente – Figura 01.

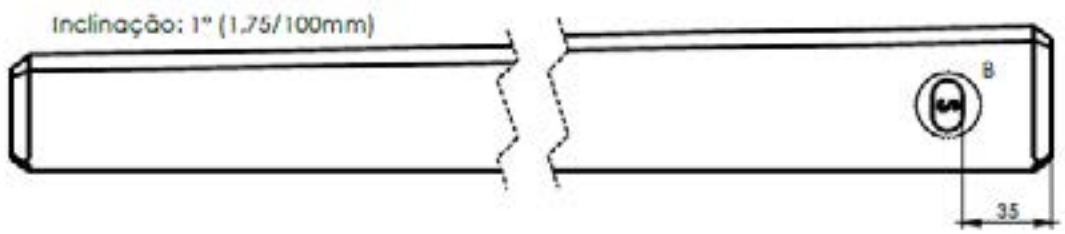



*Figura 1 - Esboço cunha de aperto*

Para cada componente foram determinadas as larguras nas extremidades maior (posição S1) e menor (posição S2) e considerado um comprimento específico de 500 mm. Para a medição da largura na posição S1, foi adotada uma distância L1 = 50 mm em relação à extremidade da cunha, buscando minimizar a influência de possíveis deformações superficiais localizadas decorrentes dos impactos empregados durante a fixação e o aperto dos componentes – Figura 02.

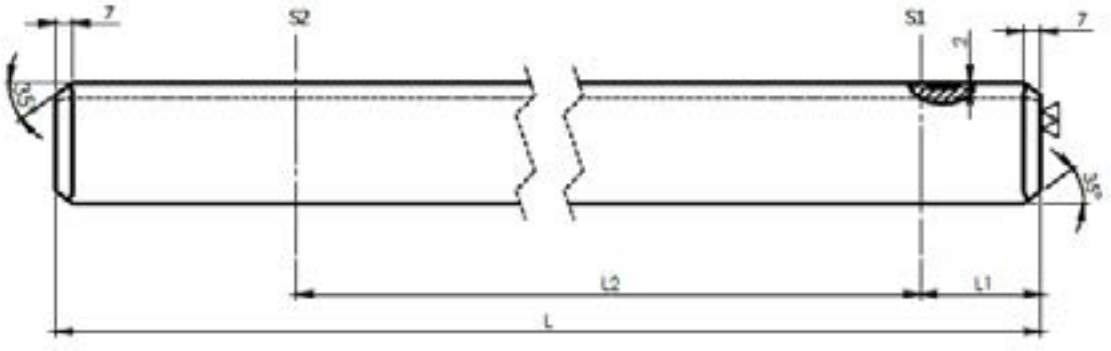



*Figura 2 - Referências dimensionais das guias de aperto*

As dimensões foram obtidas por medição direta utilizando paquímetro digital Mitutoyo modelo Absolute de aço inoxidável, com capacidade de 150 mm. Foram realizadas três leituras em cada posição de medição, sendo utilizado o valor médio para os cálculos, de modo a reduzir a influência de irregularidades superficiais e variações localizadas.

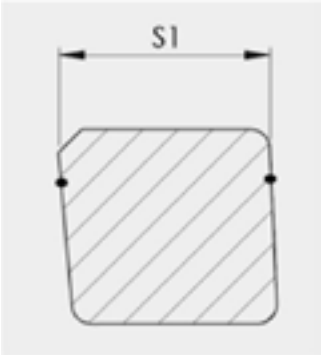



*Figura 3 - Posicionamento para medição largura S1 nas cunhas de posicionamento e cunhas*

O ângulo efetivo da cunha foi determinado a partir da relação trigonométrica entre a diferença dimensional das extremidades e o comprimento efetivo da região inclinada, conforme a Equação 1.

$$\alpha = arctan\left(\frac{\Delta x}{500}\right) \qquad \text{(Equação 01)}$$

Onde:

$\alpha = \hat{a}ngulo\ efetivo\ da\ cunha;$

$\Delta x = diferença\ entre\ as\ dimensões\ das\ extremidades;$

$L = 500 = comprimento\ efetivo\ da\ região\ inclinada.$

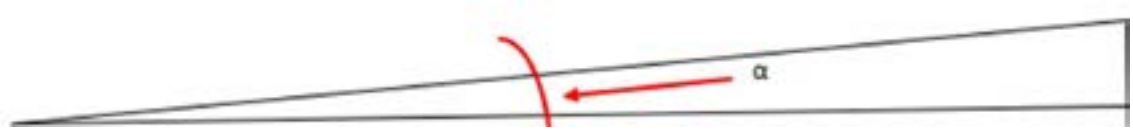



*Figura 4 - Angulo cunhas*

## 2.4. Condições tribológicas

A condição tribológica das interfaces de contato foi avaliada considerando dois agentes redutores de atrito empregados no processo de montagem das matrizes: grafite em pó, utilizado na condição original do processo, e pasta lubrificante OKS 280, utilizada como alternativa. Para a pasta OKS 280, foi considerado o coeficiente de atrito informado na documentação técnica do fabricante, enquanto, para o grafite em pó, foi adotado um

coeficiente de atrito efetivo de aproximadamente μ≈0,10 como valor representativo para a análise do sistema.

A adoção desse valor é compatível com a ordem de grandeza observada na literatura para o comportamento tribológico de grafites em contato com superfícies metálicas, embora o coeficiente de atrito do grafite dependa das condições de contato, da carga normal, das características do material e do ambiente [4].

De forma complementar, revisões sobre lubrificantes sólidos destacam a influência das condições de operação sobre o desempenho tribológico do grafite [5].

Assim, o valor μ=0,10 empregado neste estudo deve ser interpretado como coeficiente de atrito efetivo representativo para a condição analisada, e não como uma propriedade intrínseca e invariável do grafite.

Sob essa perspectiva, a utilização da pasta OKS 280 não deve ser interpretada simplesmente como uma solução destinada a produzir o auto travamento, uma vez que essa condição já é satisfeita pelo valor considerado para o grafite. Sua influência deve ser discutida em termos da estabilidade e repetibilidade das condições tribológicas da interface, especialmente considerando a aplicação prática durante os procedimentos de setup.

A avaliação da condição de auto travamento foi realizada com base no modelo clássico de equilíbrio de cunhas, segundo o qual a condição de auto travamento é estabelecida quando o coeficiente de atrito efetivo da interface é superior a tangente do ângulo efetivo da cunha:

$$\mu > \tan \alpha$$

Onde especificamente μ representa o coeficiente de atrito efetivo entre as superfícies de contato e α corresponde ao ângulo efetivo da cunha. Dessa forma, os valores de α determinados experimentalmente foram utilizados para estabelecer o limite geométrico de auto travamento e comparados aos coeficientes de atrito associados às diferentes condições de lubrificação. A partir dessas caracterizações, os parâmetros geométricos e tribológicos foram correlacionados para determinar a condição de auto travamento das cunhas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A caracterização geométrica das 38 cunhas avaliadas revelou ângulos efetivos entre 0,91° e 1,88°, evidenciando que a condição real das superfícies de contato difere dos valores nominais de projeto. Essa variação altera diretamente o limite geométrico de autotravamento, definido por tan(α), e o coeficiente de atrito mínimo requerido para estabilidade.

Os coeficientes de atrito considerados para grafite em pó (μ ≈ 0,10) e pasta OKS 280 (μ ≈ 0,09) mostraram-se superiores a tan(α) em toda a faixa angular, confirmando a condição

de autotravamento. Entretanto, à medida que o ângulo efetivo aumenta, a margem de segurança (μ/tan(α)) diminui, variando entre 2,74 e 6,30, conforme Tabelas 2 e 3.

Essa variação é particularmente relevante para sistemas de fixação por cunha, nos quais alterações do ângulo de inclinação modificam o limite geométrico associado à condição de autotravamento e, consequentemente, o coeficiente de atrito mínimo requerido para a manutenção da estabilidade.

*Tabela 2 - Condições tribológicas e limite geométrico de autotravamento*

| Condição | Coeficiente de atrito | Limite geométrico aproximado | Condição |
|---|---|---|---|
| **Grafite** | $\mu \approx 0{,}10$ | $\tan(\alpha) = 0{,}01588$ a $0{,}0328$ | $\mu > \tan(\alpha)$ |
| **OKS 280** | $\mu \approx 0{,}09$ | $\tan(\alpha) = 0{,}01588$ a $0{,}0328$ | $\mu > \tan(\alpha)$ |

Mesmo para o maior ângulo observado (1,88°), os coeficientes de atrito considerados para os dois agentes são superiores a tan(α), indicando condição compatível com o autotravamento segundo o critério geométrico adotado. À medida que o ângulo efetivo aumenta, o valor de tan(α) também aumenta, reduzindo a margem entre o coeficiente de atrito disponível e o limite geométrico de autotravamento.

*Tabela 3 - Razão entre o coeficiente de atrito e o limite geométrico de autotravamento*

| Condição | Coeficiente de atrito ($\mu$) | Limite geométrico ($\tan(\alpha)$) | Razão Mínima ($\mu/\tan(1{,}88°)$) | Razão Máxima ($\mu/\tan(0{,}91°)$) | Condição |
|---|---|---|---|---|---|
| **Grafite** | 0,10 | $0{,}01588 - 0{,}0328$ | 3,05 | 6,30 | $\mu > \tan(\alpha)$ |
| **OKS 280** | 0,09 | $0{,}01588 - 0{,}0328$ | 2,74 | 5,67 | $\mu > \tan(\alpha)$ |

A variação observada demonstra que, embora as cunhas apresentem geometria nominalmente semelhante, existem diferenças dimensionais entre os componentes avaliados. Essas diferenças resultam em diferentes valores de tan(α), parâmetro diretamente relacionado ao limite geométrico de auto travamento do sistema.

Para o menor ângulo identificado, de 0,91°, obteve-se:

$$\tan(0{,}91°) = 0{,}01588$$

Enquanto para o maior ângulo, de 1,88°, obteve-se:

$$\tan(1{,}88°) = 0{,}03282$$

Assim, considerando as 38 cunhas analisadas, o limite geométrico associado ao critério de autotravamento situou-se entre 0,01588 e 0,03282.

Esse resultado evidencia que pequenas variações na geometria efetiva das cunhas modificam o limite de atrito necessário para o auto travamento. Entretanto, a influência dessas variações deve ser analisada conjuntamente com as condições tribológicas efetivamente presentes nas interfaces de contato.

Embora tanto o grafite quanto a pasta OKS 280 satisfaçam o critério geométrico de autotravamento ($\mu > \tan(\alpha)$), a estabilidade operacional observada no ambiente industrial não pode ser explicada apenas por esse parâmetro. O critério geométrico é uma condição necessária, mas não suficiente para garantir o desempenho do sistema sob impactos repetidos, deformações permanentes e alterações nas interfaces de contato.

Assim, as condições tribológicas tornam-se relevantes não apenas pela magnitude do coeficiente de atrito, mas pela sua estabilidade ao longo do tempo, pela resistência ao desgaste e pela capacidade de manter a integridade das superfícies em operação. Essa análise reforça que o autotravamento geométrico não equivale à estabilidade operacional completa, sendo indispensável considerar a interação entre geometria, tribologia e comportamento estrutural dos componentes.

A caracterização geométrica das 38 cunhas avaliadas revelou ângulos efetivos entre 0,91° e 1,88°, evidenciando que pequenas variações dimensionais modificam significativamente o limite geométrico de autotravamento.

Os coeficientes de atrito considerados para grafite em pó ($\mu \approx 0,10$) e pasta OKS 280 ($\mu \approx 0,09$) mostraram-se superiores a $\tan(\alpha)$ em toda a faixa angular, confirmando a condição de autotravamento segundo o critério clássico.

Apesar disso, a estabilidade operacional observada em ambiente industrial não pode ser explicada apenas pelo critério geométrico. O autotravamento é uma condição necessária, mas não suficiente para garantir desempenho sob impactos repetidos, deformações permanentes e alterações nas interfaces de contato.

As condições tribológicas mostraram-se relevantes não apenas pela magnitude do coeficiente de atrito, mas pela sua estabilidade ao longo do tempo, resistência ao desgaste e capacidade de preservar a integridade das superfícies.

A comparação entre estruturas fundidas e forjadas em aço SAE 4320 evidenciou que o processo de fabricação influencia diretamente a manutenção da geometria efetiva dos alojamentos, reduzindo deformações permanentes e aumentando a robustez da fixação.

Assim, a estabilidade do sistema de fixação em martelos de queda resulta da interação entre geometria, tribologia e comportamento estrutural, e não pode ser atribuída exclusivamente ao critério geométrico de autotravamento. Essa conclusão amplia a compreensão do fenômeno e fornece subsídios técnicos para maior confiabilidade operacional e aumento da vida útil do ferramental.

A Figura 5 sintetiza a interação entre os principais fatores que determinam a estabilidade do sistema de fixação por cunha. Observa-se que a geometria define o limite de autotravamento, mas sua efetividade depende das condições tribológicas presentes nas interfaces e da integridade estrutural dos componentes de suporte. A combinação desses três elementos — ângulo efetivo, comportamento do atrito e capacidade estrutural — resulta no comportamento global do sistema, refletido na estabilidade operacional, na confiabilidade a longo prazo e na vida útil do ferramental. Assim, o modelo conceitual reforça que o autotravamento geométrico é apenas uma condição necessária, e que a estabilidade completa emerge da interação dinâmica entre geometria, tribologia e estrutura.




*Figura 5 - Interação entre parâmetros geométricos, tribológicos e estruturais na determinação da estabilidade de sistemas de fixação por cunha em martelos de queda*

A Figura 6 evidencia que o coeficiente de atrito associado ao grafite em pó ($\mu \approx 0{,}10$) permanece acima da curva correspondente ao critério geométrico $\mu = \tan(\alpha)$ em toda a faixa angular avaliada ($0{,}91° \leq \alpha \leq 1{,}88°$). Dessa forma, a condição $\mu > \tan(\alpha)$ é satisfeita, indicando que o sistema se encontra em regime de autotravamento para todas as cunhas analisadas quando utilizado esse agente redutor de atrito.

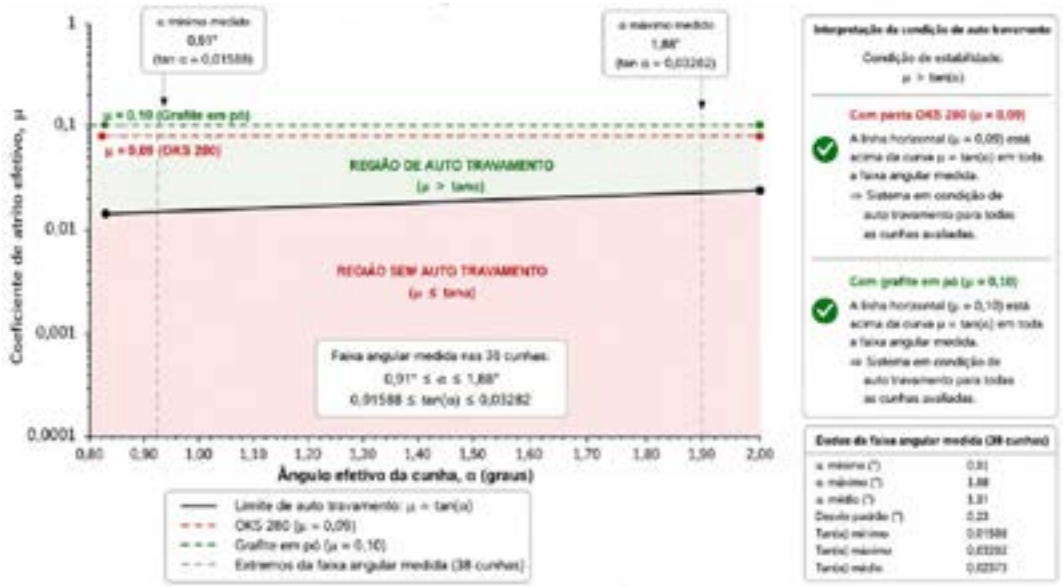



*Figura 6 - Relação entre ângulo efetivo das cunhas e condições de auto travamento para os agentes redutores de atrito avaliados.*

De modo semelhante, o coeficiente de atrito associado à pasta lubrificante OKS 280 (μ ≈ 0,09) também se mantém superior ao limite geométrico em toda a faixa angular, satisfazendo o critério de autotravamento. No entanto, observa-se que, à medida que o ângulo efetivo aumenta, o valor de tan(α) se aproxima do coeficiente de atrito disponível, razão entre o coeficiente de atrito disponível e o limite geométrico.

Essa análise demonstra que a estabilidade da fixação não está associada simplesmente à obtenção do menor coeficiente de atrito possível. Para a geometria efetivamente observada nas cunhas, uma redução excessiva do atrito poderia deslocar o sistema para uma condição abaixo do limite de autotravamento, comprometendo a estabilidade operacional. Assim, o agente redutor de atrito deve proporcionar uma condição tribológica compatível com a geometria real da interface, garantindo que o coeficiente de atrito disponível permaneça superior ao limite estabelecido por tan(α).

Além disso, os resultados reforçam que o autotravamento geométrico é uma condição necessária, mas não suficiente para assegurar a estabilidade operacional completa. A resposta do sistema sob impactos repetidos, deformações permanentes e variações nas interfaces depende da interação entre geometria, tribologia e comportamento estrutural dos componentes. Essa constatação amplia o entendimento do fenômeno e destaca a importância de considerar simultaneamente os aspectos geométricos e tribológicos na análise da confiabilidade de sistemas de fixação por cunha.

Em síntese, os resultados demonstram que, embora tanto o grafite quanto a pasta OKS 280 atendam ao critério geométrico de autotravamento, a estabilidade operacional não pode ser explicada apenas por esse parâmetro. A análise evidencia que o desempenho real do sistema depende da compatibilidade entre o coeficiente de atrito disponível e a geometria efetiva das cunhas, mas também da capacidade estrutural dos componentes em manter essas condições sob impactos e deformações. Essa constatação reforça que o autotravamento geométrico é uma condição necessária, mas não suficiente, e que a

estabilidade completa emerge da interação dinâmica entre geometria, tribologia e estrutura. A partir dessa perspectiva, as conclusões do estudo avançam no entendimento do fenômeno e oferecem subsídios técnicos para maior confiabilidade e vida útil do ferramental.

## 4. CONCLUSÕES

A caracterização geométrica das 38 cunhas de aperto demonstrou variação dos ângulos efetivos entre 0,91° e 1,88°, correspondendo a valores de tan(α) entre aproximadamente 0,01588 e 0,03282. Essa faixa evidencia que a geometria efetiva dos componentes apresenta variações capazes de modificar o limite geométrico associado ao autotravamento.

Considerando os valores de coeficiente de atrito adotados neste estudo, tanto o grafite em pó (μ≈0,10) quanto a pasta lubrificante OKS 280 (μ≈0,09) apresentaram valores superiores ao maior limite geométrico determinado experimentalmente. Dessa forma, ambas as condições são compatíveis com o critério clássico de autotravamento μ>tan(α) em toda a faixa angular avaliada.

Esse resultado demonstra que o critério geométrico de autotravamento, embora necessário para a estabilidade da cunha, não é suficiente para explicar integralmente o comportamento operacional do sistema. A estabilidade durante a operação depende também da manutenção das condições tribológicas das interfaces e da capacidade estrutural dos componentes de suporte em preservar a geometria e as condições de contato sob carregamentos repetidos.

A comparação entre as condições estruturais indicou que os componentes fabricados em aço SAE 4320 na condição forjada apresentaram maior estabilidade dimensional e menor ocorrência de deformações permanentes nos alojamentos das cunhas em relação à condição anteriormente empregada, contribuindo para a manutenção das condições geométricas de fixação.

De forma integrada, os resultados indicam que a estabilidade da fixação de matrizes em martelos de queda resulta da interação entre geometria efetiva, condição tribológica e comportamento estrutural. Assim, a avaliação da fixação não deve ser baseada exclusivamente no ângulo da cunha ou na redução do coeficiente de atrito, mas na compatibilidade entre esses parâmetros e a capacidade do sistema de manter suas condições de contato durante a operação. Essa abordagem fornece subsídios técnicos para o desenvolvimento de condições de montagem mais repetíveis, contribuindo potencialmente para a redução de reapertos, travamentos excessivos e instabilidades durante o setup.

## REFERENCIAS

[1] RUFIX. Arruelas autotravantes: guia de travamento por cunha e normas técnicas. São Paulo: Rufix Elementos de Fixação Industrial, 2022. Manual Técnico.

[2] RUFIX. Arruela autotravante industrial: guia técnico contra o afrouxamento de juntas aparafusadas e fixações dinâmicas. São Paulo: Rufix Elementos de Fixação Industrial, 2026. Catálogo de Produto.

[3] TECNART. Dados técnicos de sistemas de fixação e elementos de travamento industrial. Porto Alegre: Tecnart Engenharia e Equipamentos, 2026. Documento Técnico Interno.

[4] JRADI, K.; SCHMITT, M.; BISTAC, S. Surface modifications induced by the friction of graphites against steel. Applied Surface Science, v. 255, n. 7, p. 4219–4224, 2009. DOI: 10.1016/j.apsusc.2008.11.019.

[5] OUYANG, J.-H.; LI, Y.-F.; ZHANG, Y.-Z.; WANG, Y.-M.; WANG, Y.-J. High-Temperature Solid Lubricants and Self-Lubricating Composites: A Critical Review. Lubricants, v. 10, n. 8, p. 177, 2022. DOI: 10.3390/lubricants10080177.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE AÇO AVANÇADO DE ALTA RESISTÊNCIA ULTRA LIMPO SUBMETIDO AO FORJAMENTO A QUENTE

Thomas Gomes dos Santos [1]
André Rosiak [2]
Lirio Schaeffer [3]

**RESUMO**

Este trabalho investiga a evolução microestrutural de um aço avançado de alta resistência ultra limpo submetido à deformação a quente, correlacionando a resposta mecânica obtida em ensaios de compressão com o tamanho de grão austenítico. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 850, 950, 1050 e 1150 °C, com velocidades de deformação de 0,1, 1 e 10 1/s. As curvas de escoamento foram analisadas com base na evolução da taxa de encruamento e nos critérios associados ao início da recristalização dinâmica, permitindo determinar os valores de tensão e deformação críticas. A dependência da resposta mecânica em relação à temperatura e à velocidade de deformação foi descrita por uma formulação constitutiva do tipo Arrhenius baseada no parâmetro de Zener–Hollomon. A 850 °C, as curvas apresentaram comportamento próximo a um regime estacionário, sugerindo maior predominância da recuperação dinâmica e recristalização limitada. Esse comportamento foi relacionado à composição química do aço, especialmente à presença de V, Nb e Ti, que podem atuar por meio de precipitação e ancoramento dos contornos de grão, além do efeito do Mo sobre a mobilidade dos contornos. Para as temperaturas entre 950 e 1150 °C, observou-se maior participação dos mecanismos de recristalização dinâmica, acompanhada por redução do tamanho médio de grão com o aumento da temperatura e com a diminuição da velocidade de deformação. Os resultados demonstram que a evolução microestrutural do aço depende da interação entre temperatura, velocidade de deformação, composição química e mecanismos de restauração, sendo o parâmetro de Zener–Hollomon uma ferramenta adequada para correlacionar as condições termomecânicas com a resposta mecânica e o tamanho de grão.

Palavras-chave: forjamento a quente; recristalização dinâmica; recuperação dinâmica; Zener–Hollomon; aço microligado; tamanho de grão austenítico.

# MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF ULTRA-CLEAN ADVANCED HIGH-STRENGTH STEEL SUBJECTED TO HOT FORGING


## ABSTRACT

This study investigates the microstructural evolution of an ultra-clean advanced high-strength steel subjected to hot deformation, correlating the mechanical response obtained from compression tests with the austenitic grain size. The tests were carried out at temperatures of 850, 950, 1050, and 1150 °C, with strain rates of 0.1, 1, and 10 1/s. The flow curves were analyzed based on the evolution of the work-hardening rate and on criteria associated with the onset of dynamic recrystallization, allowing the critical stress and critical strain values to be determined. The dependence of the mechanical response on temperature and strain rate was described using an Arrhenius-type constitutive formulation based on the Zener–Hollomon parameter. At 850 °C, the curves exhibited behavior close to a steady-state regime, suggesting a greater predominance of dynamic recovery and limited recrystallization. This behavior was related to the steel chemical composition, particularly the presence of V, Nb, and Ti, which may act through precipitation and grain-boundary pinning, in addition to the effect of Mo on grain-boundary mobility. At temperatures between 950 and 1150 °C, a greater contribution of dynamic recrystallization mechanisms was observed, accompanied by a reduction in the average grain size with increasing temperature and decreasing strain rate. The results demonstrate that the microstructural evolution of the steel depends on the interaction among temperature, strain rate, chemical composition, and restoration mechanisms, with the Zener–Hollomon parameter providing an appropriate means of correlating the thermomechanical conditions with the mechanical response and grain size.


Keywords: hot forging; dynamic recrystallization; dynamic recovery; Zener–Hollomon; microalloyed steel; austenitic grain size.

## 1 INTRODUÇÃO

O projeto de um processo de forjamento a quente requer a definição de condições de processamento capazes de garantir a obtenção de componentes isentos de defeitos, com microestrutura e propriedades mecânicas compatíveis com os requisitos de aplicação, sem desconsiderar os aspectos econômicos envolvidos. Durante a conformação a quente, a combinação entre temperatura e deformação promove alterações significativas na microestrutura do material, influenciando diretamente sua resposta mecânica e a qualidade do produto final. Nesse contexto, à medida que se elevam as exigências de desempenho, confiabilidade e controle dimensional, a compreensão e a otimização da evolução microestrutural tornam-se aspectos fundamentais no desenvolvimento dos processos de conformação. O domínio desses fenômenos permite não apenas prever o comportamento do material durante o processamento, mas também estabelecer condições mais eficientes, reduzir perdas e minimizar custos de fabricação [1,2].

Durante o forjamento a quente, a estrutura austenítica pode sofrer modificações decorrentes da interação entre encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. A ocorrência, a intensidade e a extensão desses mecanismos dependem diretamente das condições termomecânicas impostas, em especial da temperatura, da velocidade de deformação e da deformação acumulada. Essas variáveis afetam a densidade de discordâncias, a mobilidade dos contornos de grão e a cinética dos mecanismos de restauração, refletindo-se tanto na forma das curvas de escoamento quanto na evolução do tamanho de grão austenítico. Dessa forma, a caracterização da resposta mecânica deve ser analisada de maneira integrada à evolução microestrutural, permitindo uma interpretação mais abrangente do comportamento do material durante a deformação a quente [3,4].

Paralelamente à caracterização experimental, a modelagem constitutiva constitui uma importante ferramenta para transformar resultados obtidos em condições controladas em relações quantitativas entre as variáveis de processamento e a resposta do material. Esses modelos permitem descrever a tensão de escoamento em função da deformação, da velocidade de deformação e da temperatura, possibilitando a interpolação e, dentro de limites adequados, a previsão do comportamento do material em condições distintas daquelas avaliadas experimentalmente. Quando associados a métodos numéricos, como a simulação por elementos finitos, os modelos constitutivos também permitem estimar a distribuição local de tensão, deformação, velocidade de deformação e temperatura ao longo do processo de forjamento, contribuindo para a otimização do processo e para a previsão da evolução microestrutural [1,5,6].
Entre as formulações constitutivas amplamente empregadas na análise da deformação a quente destacam-se os modelos do tipo Arrhenius, incluindo a relação baseada na função seno hiperbólico associada à formulação de Sellars–Tegart, além de modelos empíricos como Johnson–Cook e suas variantes. Nas formulações do tipo Arrhenius, o parâmetro de Zener–Hollomon (Z) é utilizado para representar de forma combinada os efeitos da temperatura e da velocidade de deformação, podendo ser interpretado como um parâmetro representativo da severidade termomecânica imposta ao material. A partir de dados experimentais obtidos em ensaios de compressão a quente, é possível determinar os parâmetros constitutivos, estabelecer relações entre Z e a tensão de escoamento e avaliar sua influência sobre parâmetros associados à recristalização dinâmica e à evolução do tamanho de grão [7-10].
Neste trabalho, o comportamento termomecânico de um aço avançado de alta resistência ultra limpo é investigado por meio de ensaios de compressão a quente conduzidos sob diferentes condições de temperatura e velocidade de deformação. As curvas de escoamento obtidas experimentalmente são analisadas em conjunto com os parâmetros associados ao início da recristalização dinâmica e com a evolução do tamanho de grão austenítico, de modo a compreender a influência das condições de processamento sobre a resposta mecânica e microestrutural do material.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Tabela 1 mostra a composição química do material investigado. O aço pode ser caracterizado como um aço de baixo teor de carbono e baixa liga, com concentrações menores que 2% de Mn, Cr e Si. Além desses elementos, há presença de microligantes com teores reduzidos de Al, Ti e Ni.

**Tabela 1** Composição química do aço utilizado neste estudo (% massa).

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,192 | 1,062 | 0,599 | 0,035 | 0,01 | 0,99 | 0,052 |
| Mo | V | Ti | Cu | Al | Nb | Fe |
| 0,208 | 0,09 | 0,0074 | 0,0065 | 0,011 | 0,013 | Balanço |

O efeito do trabalho a quente na evolução microesrtutural do aço foi investigado a partir de ensaios de compressão a quente, realizados em condições controladas de temperatura e velocidade de deformação e a relação das condições de processamento com o tamanho de grão austenítico.

Experimentos de compressão a quente foram realizados em corpos de prova de 10 mm de diâmetro e 15 mm de comprimento, utilizando o simulador termomecânico Gleeble 3800. Este equipamento permite a aplicação de deformação controlada enquanto mantém o controle preciso da temperatura do material (Figura 2). As amostras foram aquecidas a quatro diferentes temperaturas, 850 °C, 950 °C, 1050 °C e 1150 °C. Após

atingir a temperatura desejada, foi aplicada a deformação nas velocidades de 0,1 $s^{-1}$, 1 $s^{-1}$ e 10 $s^{-1}$.
Todos os ensaios seguiram a seguinte sequência (Figura 1):

- Aquecimento: 10°C/s
- Encharque: 300 segundos
- Resfriamento: 50°C/s

Essas condições foram rigorosamente mantidas para garantir a consistência e a precisão dos resultados obtidos durante os testes.

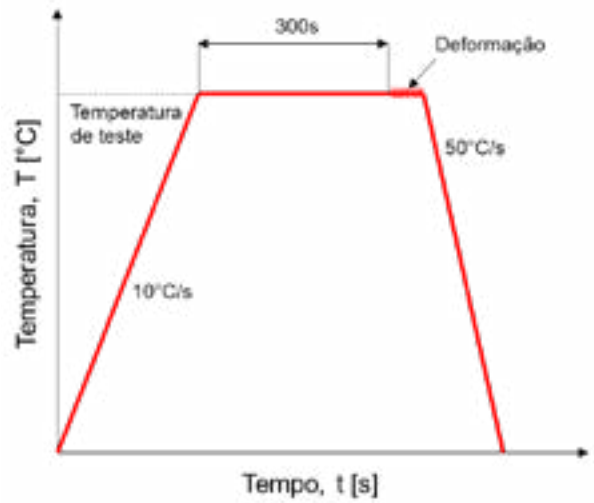



**Figura 1** Histórico térmico aplicado durante os testes de compressão a quente.




**Figura 2** Acomodação dos corpos de prova de compressão na GLEEBLE 3800.

Após os ensaios, as amostras foram seccionadas e técnicas convencionais de preparação metalográfica foram aplicadas na seção transversal das amostras forjadas. Para a observação da microestrutura austenítica prévia foi realizado ataque químico com o reagente Picral. A análise quantitativa da estrutura austenítica prévia foi realizada por meio do método do intercepto circular especificado pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM International, 2014).

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 3 apresenta as curvas de escoamento obtidas nos ensaios de compressão a quente realizados entre 850 e 1150 °C, para velocidades de deformação de 0,1, 1 e 10 $s^{-1}$. De maneira geral, observa-se forte dependência do comportamento mecânico tanto em relação à temperatura quanto à velocidade de deformação. O aumento da temperatura promove uma redução sistemática dos níveis de tensão, enquanto o aumento da velocidade de deformação produz o efeito contrário, elevando a tensão necessária para a deformação plástica. Esse comportamento é característico da deformação a quente e decorre da competição entre os mecanismos de encruamento e os processos termicamente ativados de restauração microestrutural.

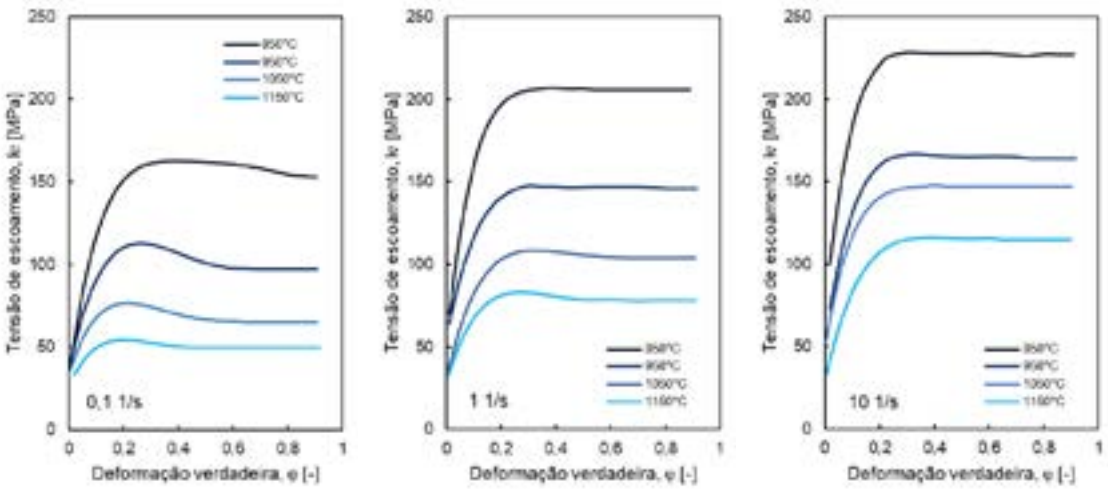



**Figura 3** Curvas de escoamento obtidas em diferentes condições de temperatura e velocidade de deformação.

Nos estágios iniciais de deformação, todas as condições apresentam aumento pronunciado da tensão de escoamento. Esse comportamento está associado predominantemente ao encruamento, decorrente da multiplicação e da interação entre discordâncias durante a deformação plástica. À medida que a deformação aumenta, mecanismos de restauração, principalmente recuperação dinâmica (DRV) e, dependendo das condições termomecânicas, recristalização dinâmica (DRX), passam a atuar de maneira mais significativa. Como consequência, a taxa de encruamento diminui progressivamente até que a curva atinja um máximo ou se aproxime de uma condição de estado estacionário.

A influência da temperatura é particularmente evidente ao se comparar as curvas obtidas em uma mesma velocidade de deformação. Para 850 °C, são observadas as maiores tensões de escoamento em todas as velocidades analisadas. Com a elevação da temperatura para 950, 1050 e 1150 °C, ocorre redução progressiva da tensão. Esse comportamento pode ser atribuído ao aumento da mobilidade das discordâncias e da difusividade atômica, que favorecem processos como escalagem e rearranjo de discordâncias, recuperação dinâmica e migração de contornos de grão. Consequentemente, a resistência oferecida pelo material à deformação diminui à medida que a temperatura aumenta.

O efeito da velocidade de deformação também é claramente identificado. Para uma mesma temperatura, as curvas deslocam-se para níveis superiores de tensão com o aumento da taxa de 0,1 para 1 e 10 $s^{-1}$. Em maiores velocidades de deformação, o intervalo de tempo disponível para a atuação dos mecanismos termicamente ativados de restauração é reduzido, favorecendo maior acúmulo de discordâncias e, consequentemente, maior tensão de escoamento. Essa tendência é particularmente evidente a 850 °C, condição na qual a tensão característica da região de máxima tensão

aumenta de aproximadamente 160 MPa em 0,1 $s^{-1}$ para cerca de 205 MPa em 1 $s^{-1}$ e 225–230 MPa em 10 $s^{-1}$.

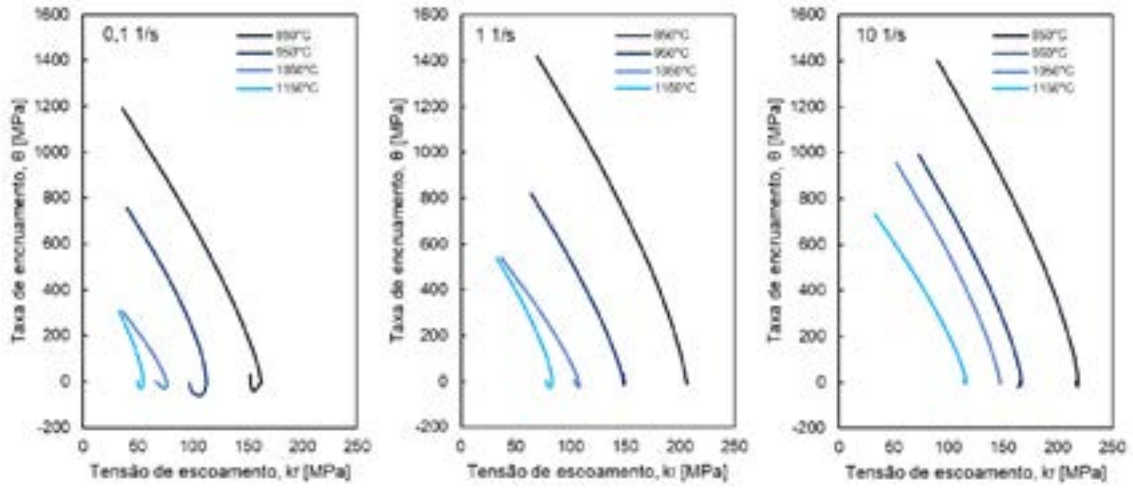



**Figura 4** Relação entre a taxa de encruamento ($\theta$) e a tensão de escoamento ($k_f$) nas condições analisadas.

A partir das relações apresentadas nas Figuras 4 e 5, foi possível determinar os parâmetros associados ao início da recristalização dinâmica para cada condição de ensaio. A Figura 4, construída a partir da relação entre a taxa de encruamento (θ) e a tensão de escoamento, permitiu avaliar a evolução do encruamento e dos mecanismos de amolecimento ao longo da deformação. A partir desses dados, a análise da variação de $\mathrm{d}\theta/\mathrm{d}k_f$ em função da tensão, apresentada na Figura 5, possibilitou identificar o ponto característico associado ao início da recristalização dinâmica. Com base nesse procedimento, foram determinados os valores de tensão crítica ($\sigma_c$) e os respectivos valores de deformação crítica ($\varphi_c$) apresentados na Tabela 2.

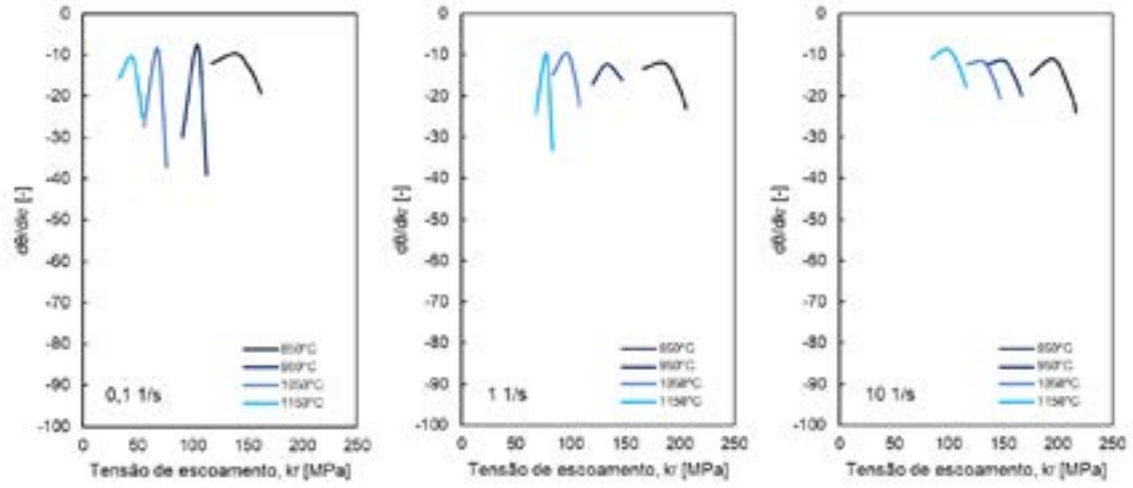



**Figura 5** Relação entre $d\theta/dk_f$ e a tensão de escoamento ($k_f$) nas condições analisadas.

Os resultados mostram que tanto a temperatura quanto a velocidade de deformação exercem influência significativa sobre os parâmetros característicos do escoamento plástico e do início da recristalização dinâmica. De forma geral, observa-se uma redução dos valores de pico de tensão com o aumento da temperatura. Esse comportamento está associado à maior ativação dos mecanismos termicamente dependentes de restauração microestrutural em temperaturas elevadas, que reduzem a densidade de

discordâncias e, consequentemente, a tensão necessária para manter a deformação plástica.

**Tabela 2** Valores de pico de tensão, tensão crítica e deformação crítica para as condições analisadas.

| Temperatura, $\vartheta$ [°C] | Velocidade de deformação, $\dot{\varphi}$ $[s^{-1}]$ | Pico de tensão, $\sigma_p$ $[MPa]$ | Pico de deformação, $\varphi_p$ $[-]$ | Deformação crítica, $\varphi_c$ $[-]$ |
|---|---|---|---|---|
| 850 | 0,1 | 162,58 | 0,40 | 0,192 |
| 850 | 1,0 | 207,04 | 0,39 | 0,166 |
| 850 | 10 | 218,14 | 0,30 | 0,149 |
| 950 | 0,1 | 112,69 | 0,25 | 0,128 |
| 950 | 1,0 | 147,5 | 0,30 | 0,151 |
| 950 | 10 | 166,74 | 0,31 | 0,282 |
| 1050 | 0,1 | 76,45 | 0,20 | 0,102 |
| 1050 | 1,0 | 108,34 | 0,30 | 0,147 |
| 1050 | 10 | 147,61 | 0,40 | 0,218 |
| 1150 | 0,1 | 54,44 | 0,21 | 0,107 |
| 1150 | 1,0 | 82,96 | 0,25 | 0,125 |
| 1150 | 10 | 116,24 | 0,40 | 0,192 |

Em sentido oposto, o aumento da velocidade de deformação tende a elevar os valores de pico de tensão em uma mesma temperatura. Esse aumento pode ser atribuído ao menor tempo disponível para os processos de recuperação e recristalização durante a deformação, favorecendo maior acúmulo de discordâncias e níveis superiores de tensão de escoamento. A mesma tendência é observada nas demais temperaturas analisadas. Os valores de deformação de pico também evidenciam a dependência das condições termomecânicas. Em temperaturas de 950, 1050 e 1150 °C, observa-se aumento de $\varphi_c$ com o aumento da velocidade de deformação. Esse comportamento indica que, em condições de maior velocidade de deformação, é necessária uma maior quantidade de deformação acumulada antes que os mecanismos de amolecimento dinâmico se tornem suficientemente intensos para equilibrar ou superar o encruamento. Em contrapartida, em menores velocidades de deformação, a maior disponibilidade de tempo favorece a recuperação e a reorganização microestrutural em estágios mais iniciais da deformação. Por outro lado, os ensaios realizados a 850 °C apresentam um comportamento distinto, com redução de $\varphi_c$ com o aumento da velocidade de deformação. Essa tendência não acompanha o comportamento predominante observado nas demais temperaturas e pode indicar uma mudança no balanço entre encruamento e mecanismos de restauração nessa faixa térmica. Como 850 °C corresponde à menor temperatura estudada, a mobilidade dos contornos e os processos difusivos são mais limitados, de modo que a elevada taxa de armazenamento de energia associada ao aumento da velocidade de deformação pode contribuir para que a condição crítica seja atingida em menores níveis de deformação.

A Figura 6 reúne as linearizações empregadas para determinar os parâmetros da equação constitutiva do tipo Arrhenius com função seno hiperbólico, utilizada para representar a dependência da tensão de pico em relação à temperatura e à velocidade de deformação. A partir dos coeficientes angulares das regressões lineares foi possível determinar os parâmetros n', $\beta$, $\alpha_m$, n, a energia de ativação aparente (Q) e, posteriormente, a constante (A). Os parâmetros obtidos são apresentados na Tabela 3.

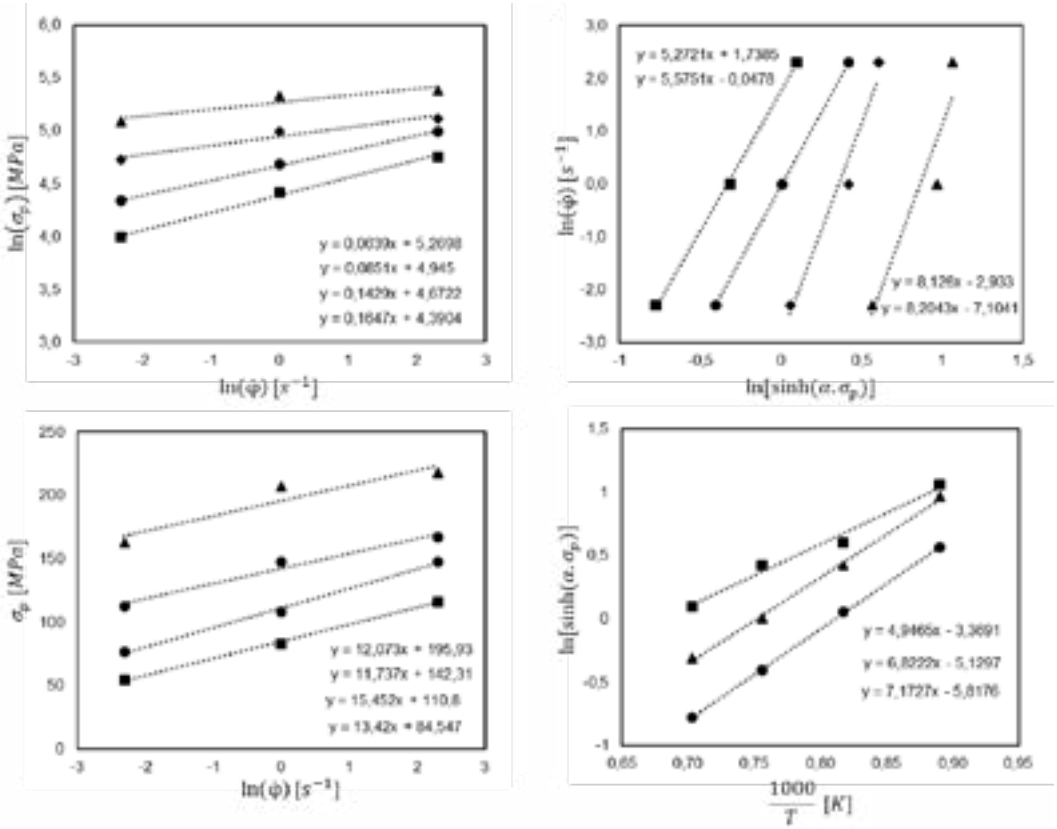



**Figura 6** Gráficos (a) $ln\ (\sigma_p)$ versus $ln\ (\dot{\varphi})$; (b) $ln\ (\dot{\varphi})$ versus $ln[sinh\ (\alpha_m\ .\sigma_p)]$; (c) de $\sigma$ versus $ln\ (\dot{\varphi})$; (d) $ln\ [sinh\ (\alpha_m\ .\sigma_p)]$ versus $1/T$.

**Tabela 3** Parâmetros do material.

| Parâmetro | Valor |
|---|---|
| $n$ | 6,79 $MPa^{-1}$ |
| $n'$ | 0,076 $MPa^{-1}$ |
| $\beta$ | 8,76 |
| $Q$ | 356,66 kJ/mol.K |
| $\alpha_m$ | 0,0086 $MPa^{-1}$ |
| $A$ | $6{,}82.10^{13}\ s^{-1}$ |

O valor de Q representa a energia aparente associada ao conjunto de mecanismos termicamente ativados que controlam a deformação do aço nas condições avaliadas, incluindo o movimento e rearranjo de discordâncias, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Dessa forma, Q não deve ser interpretado exclusivamente como uma energia de ativação de autodifusão, mas como um parâmetro global que descreve a sensibilidade do escoamento plástico à temperatura dentro da faixa experimental investigada. O valor relativamente elevado indica forte dependência térmica do comportamento do material, em concordância com a redução expressiva das tensões de pico observada anteriormente com o aumento da temperatura.
A partir dos parâmetros determinados pelas regressões, a resposta constitutiva do aço nas condições investigadas pode ser expressa pela equação de Arrhenius generalizada:

$$\dot{\varphi} = 6{,}82.10^{13}\left[\sinh\left(0{,}0086\ .\ \sigma_p\right)\right]^{6{,}79}\ .\exp\left(\frac{-356660}{R.T}\right)$$

A obtenção desses parâmetros permite condensar os efeitos simultâneos da temperatura e da velocidade de deformação por meio do parâmetro de Zener–Hollomon. A Tabela 4 apresenta os valores do parâmetro de Zener–Hollomon (Z), calculados para as diferentes combinações de temperatura e velocidade de deformação. Esse parâmetro permite representar, de forma conjunta, os efeitos da temperatura e da taxa de deformação sobre o comportamento do material durante o processamento a quente.

**Tabela 4** Valores do parâmetro de Zener-Hollomon nas diferentes condições analisadas.

| Temperatura, $T$ [°C] | Velocidade de deformação, $\dot{\varphi}$ $[s^{-1}]$ | Parâmetro $Z$, $[s^{-1}]$ | $ln(Z)$ |
|---|---|---|---|
| 850 | 0,1 | $3{,}87\ 10^{15}$ | 35,892 |
| 850 | 1,0 | $3{,}87\ 10^{16}$ | 38,195 |
| 850 | 10 | $3{,}87\ 10^{17}$ | 40,497 |
| 950 | 0,1 | $1{,}70\ 10^{14}$ | 32,769 |
| 950 | 1,0 | $1{,}70\ 10^{15}$ | 35,072 |
| 950 | 10 | $1{,}70\ 10^{16}$ | 37,375 |
| 1050 | 0,1 | $1{,}20\ 10^{13}$ | 30,119 |
| 1050 | 1,0 | $1{,}20\ 10^{14}$ | 32,421 |
| 1050 | 10 | $1{,}20\ 10^{15}$ | 34,724 |
| 1150 | 0,1 | $1{,}23\ 10^{12}$ | 27,841 |
| 1150 | 1,0 | $1{,}23\ 10^{13}$ | 30,143 |
| 1150 | 10 | $1{,}23\ 10^{14}$ | 32,446 |

Os resultados mostram que os maiores valores de Z são obtidos nas condições de menor temperatura e maior velocidade de deformação**.** A condição de 850 °C e 10 1/s apresentou o maior valor. Em contraste, o menor valor foi observado em 1150 °C e 0,1 1/s. Esse comportamento é esperado, uma vez que o parâmetro Z aumenta com a elevação da velocidade de deformação e com a redução da temperatura.

A influência da velocidade de deformação pode ser observada diretamente em cada nível de temperatura. Para 950 °C, por exemplo, o aumento da velocidade de 0,1 para 10 1/s promoveu um aumento de Z de duas ordens de grandeza. Comportamento semelhante é observado nas demais temperaturas, refletindo a dependência linear de Z em relação à velocidade de deformação.

A temperatura, por sua vez, exerce influência ainda mais significativa sobre o parâmetro devido ao termo exponencial presente em sua definição. Considerando, por exemplo, a velocidade de 1 1/s, a elevação da temperatura de 850 para 1150 °C reduziu Z em mais de três ordens de grandeza. Essa forte dependência confirma o papel dominante da temperatura na ativação dos mecanismos de restauração microestrutural durante a deformação a quente.

Do ponto de vista microestrutural, elevados valores de Z estão associados a condições de maior severidade termomecânica, nas quais predominam maior armazenamento de energia de deformação, maior densidade de discordâncias e menor tempo disponível para os mecanismos de recuperação e recristalização dinâmica. Em contraste, baixos valores de Z correspondem a condições mais favoráveis à mobilidade de discordâncias e contornos de grão, favorecendo os mecanismos de restauração e a evolução microestrutural durante a deformação.

Dessa forma, os valores obtidos na Tabela 4 fornecem uma base importante para a correlação entre as condições de processamento, os parâmetros críticos de recristalização dinâmica e o tamanho de grão austenítico.

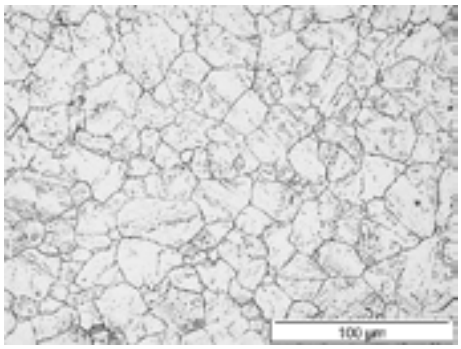
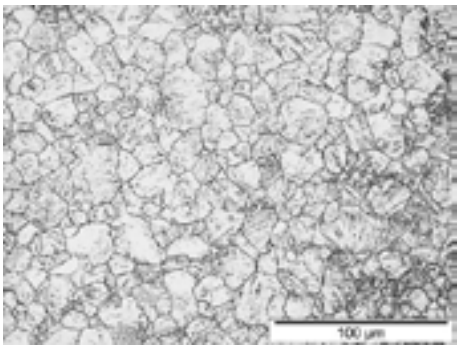
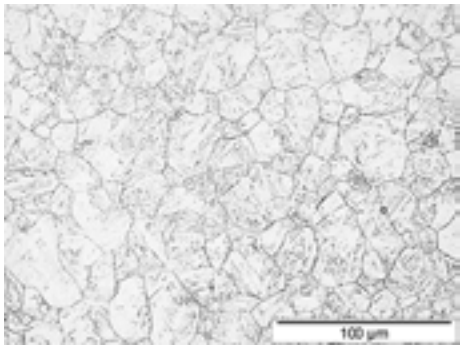
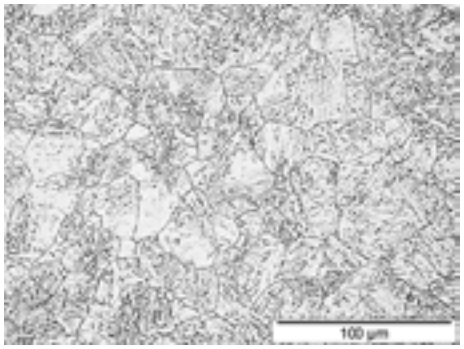
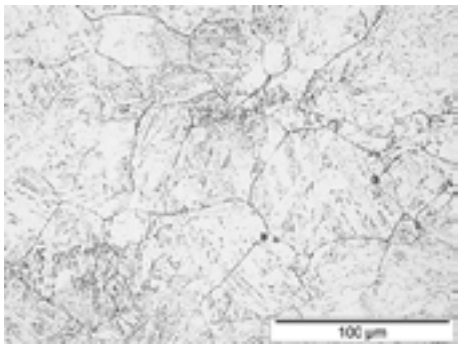
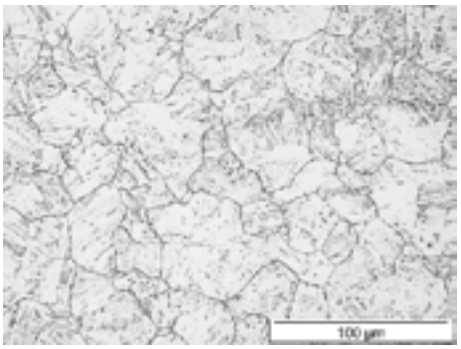
| $\dot{\varphi}$ $[s^{-1}]$ | 850°C | 950°C |
|---|---|---|
| 0,1 |  |  |
| 1,0 |  |  |
| 10 |  |  |

**Figura 7** Tamanho de grão nas temperaturas de 850 e 950°C.

A Tabela 5 apresenta os valores de tamanho de grão obtidos após a deformação nas diferentes combinações de temperatura e velocidade de deformação. Os resultados mostram que a evolução microestrutural é fortemente dependente das condições termomecânicas impostas, com tamanhos de grão variando entre 3 e 23 μm. De maneira geral, verifica-se que tanto a temperatura quanto a velocidade de deformação influenciam o balanço entre armazenamento de energia, recuperação dinâmica, recristalização dinâmica e crescimento dos grãos.

Na condição de 850 °C, foram observados tamanhos de grão relativamente elevados, de 16, 18 e 23 μm para as velocidades de deformação de 0,1, 1 e 10 1/s, respectivamente. Além disso, observa-se um aumento progressivo do tamanho de grão com a velocidade de deformação. Esse comportamento é consistente com as curvas de escoamento obtidas nessa temperatura, nas quais o amolecimento após o estágio inicial de encruamento é pouco pronunciado, com tendência à formação de um patamar. Tal resposta sugere que a recuperação dinâmica apresenta

contribuição significativa, enquanto a recristalização dinâmica ocorre de forma mais limitada.

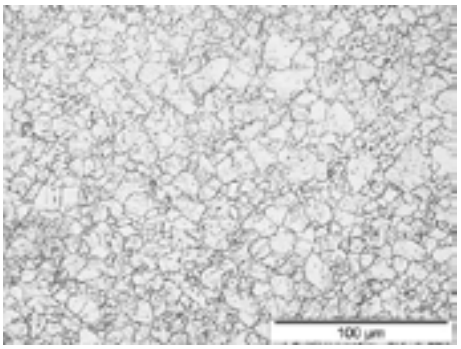
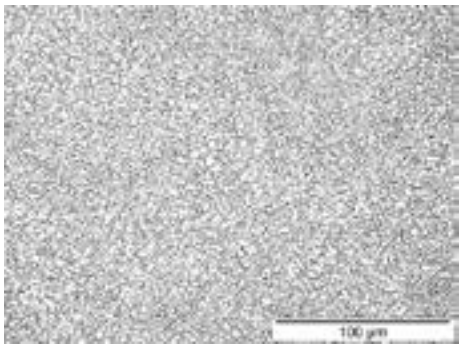
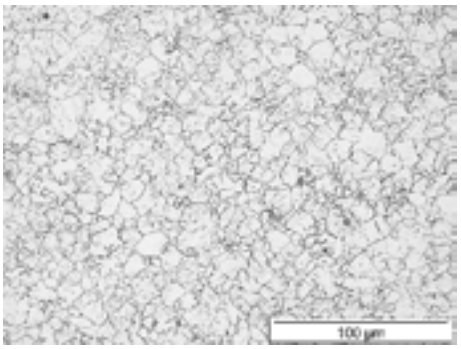
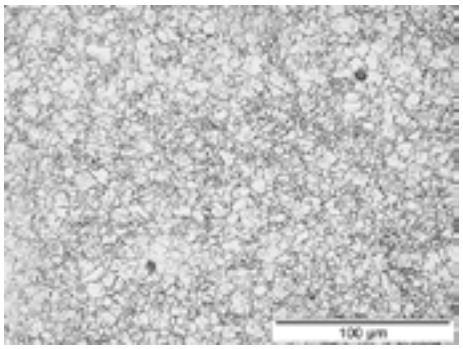
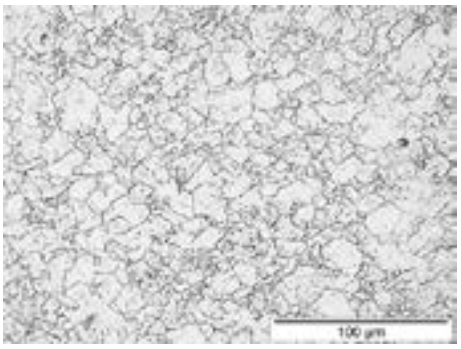
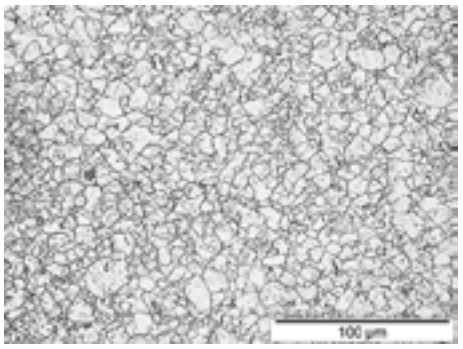
| $\dot{\varphi}$ $[s^{-1}]$ | 1050°C | 1150°C |
|---|---|---|
| 0,1 |  |  |
| 1,0 |  |  |
| 10 |  |  |

**Figura 8** Tamanho de grão nas temperaturas de 1050 e 1150°C.

O maior tamanho de grão observado em 850 °C e 10 1/s, aproximadamente 23 μm, coincide com a condição de maior parâmetro de Zener–Hollomon (Z). A combinação entre baixa temperatura e elevada velocidade de deformação reduz significativamente o tempo disponível para a migração dos contornos de grão e para o desenvolvimento da recristalização dinâmica. Assim, o maior tamanho médio observado nessa condição pode estar relacionado à retenção de uma parcela significativa dos grãos austeníticos originalmente deformados, em vez de representar crescimento de grãos recristalizados. Dessa forma, o resultado reforça a hipótese de uma microestrutura apenas parcialmente recristalizada ou predominantemente recuperada nessa condição.

Para 950 °C, os tamanhos de grão foram de 14, 16 e 17 μm para 0,1, 1 e 10 1/s, respectivamente. Embora ainda seja observado um aumento do tamanho de grão

com a velocidade de deformação, os valores são inferiores ou próximos aos verificados a 850 °C. A elevação da temperatura aumenta a mobilidade das discordâncias e dos contornos de grão, favorecendo progressivamente os mecanismos de restauração microestrutural. Nessa condição, a recristalização dinâmica tende a apresentar participação mais significativa que a 850 °C, embora o aumento da velocidade de deformação ainda restrinja o tempo disponível para sua evolução completa.

**Tabela 5** Tamanho de grão nas diferentes condições analisadas.

| Temperatura, $T$ [°C] | Velocidade de deformação, $\dot{\varphi}$ $[s^{-1}]$ | Tamanho de grão, TG [μm] |
|---|---|---|
| 850 | 0,1 | 16 |
| 850 | 1,0 | 18 |
| 850 | 10 | 23 |
| 950 | 0,1 | 14 |
| 950 | 1,0 | 16 |
| 950 | 10 | 17 |
| 1050 | 0,1 | 9 |
| 1050 | 1,0 | 11 |
| 1050 | 10 | 13 |
| 1150 | 0,1 | 3 |
| 1150 | 1,0 | 6,5 |
| 1150 | 10 | 9 |

A 1050 °C, observa-se redução adicional do tamanho de grão, com valores de 9, 11 e 13 μm. Novamente, o aumento da velocidade de deformação resulta em aumento do tamanho médio de grão. Esse comportamento pode ser interpretado considerando que, nas menores velocidades, há maior tempo disponível para o desenvolvimento dos mecanismos de restauração e para a formação de uma microestrutura recristalizada mais homogênea. O refinamento em relação às temperaturas inferiores também sugere uma participação crescente da recristalização dinâmica.

A mudança mais pronunciada ocorre a 1150 °C, para a qual foram obtidos tamanhos de grão de 3, 6,5 e 9 μm nas velocidades de 0,1, 1 e 10 1/s, respectivamente. O menor tamanho de grão de todo o conjunto experimental, 3 μm, foi obtido em 1150 °C e 0,1 1/s, condição que também corresponde ao menor valor do parâmetro de Zener–Hollomon. Nessa condição, a elevada temperatura e a baixa velocidade de deformação proporcionam maior tempo e mobilidade suficientes para a ocorrência dos mecanismos de restauração microestrutural, permitindo uma evolução mais completa da microestrutura durante a deformação.

A análise conjunta das curvas de escoamento e dos tamanhos de grão evidencia uma transição progressiva no mecanismo de restauração microestrutural com o aumento da temperatura. A 850 °C, a presença de um regime aproximadamente estacionário nas curvas de escoamento, associada aos maiores tamanhos médios de grão, sugere predominância da recuperação dinâmica e ocorrência limitada de recristalização dinâmica. Com o aumento da temperatura, verifica-se progressiva redução do tamanho de grão, particularmente nas menores velocidades de deformação, indicando maior participação dos mecanismos de recristalização. A condição de 1150 °C e 0,1 1/s, caracterizada pelo menor valor de Z, resultou no menor tamanho médio de grão, de aproximadamente 3 μm. Em contraste, 850 °C e 10 1/s, correspondente ao maior Z, apresentou o maior tamanho de grão, de aproximadamente 23 μm. Esses resultados demonstram uma relação consistente entre a severidade termomecânica representada pelo parâmetro de Zener–Hollomon e a evolução da microestrutura do aço analisado.

A composição química do aço também desempenha papel relevante na resposta observada durante a deformação a quente. A presença dos elementos microligantes V, Nb e Ti, com teores de 0,090%, 0,013% e 0,0074%, respectivamente, favorece a formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos capazes de interagir com discordâncias e ancorar os contornos de grão austeníticos. Esse efeito tende a retardar a recristalização dinâmica, principalmente nas menores temperaturas, nas quais a mobilidade dos contornos já é limitada termicamente. Assim, o comportamento observado a 850 °C, caracterizado por pequeno amolecimento das curvas de escoamento e maiores tamanhos médios de grão, pode estar associado à predominância da recuperação dinâmica e à ocorrência limitada de recristalização, potencializada pelo efeito de precipitação e arraste de soluto dos microligantes. O Mo, presente em 0,208%, também pode contribuir para retardar a migração dos contornos, enquanto Cr, Mn e Si aumentam a resistência da austenita e influenciam sua estabilidade durante a deformação. Com o aumento da temperatura, a maior mobilidade dos contornos e a possível dissolução ou perda de efetividade de parte dos precipitados tornam a recristalização progressivamente mais favorável, o que é consistente com o refinamento microestrutural observado nas condições de maior temperatura.

## 4 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos permitiram avaliar de forma integrada a influência da temperatura, da velocidade de deformação e da composição química sobre o comportamento mecânico e a evolução microestrutural do aço de alta resistência ultra limpo submetido à deformação a quente. As curvas de escoamento mostraram forte dependência das condições termomecânicas, com redução dos níveis de tensão à medida que a temperatura aumentou e elevação da tensão com o aumento da velocidade de deformação. Esse comportamento refletiu a competição entre encruamento e mecanismos de restauração dinâmica.

Nas condições de 850 °C, as curvas apresentaram tendência a um regime aproximadamente estacionário, com amolecimento pouco pronunciado, indicando maior participação da recuperação dinâmica e menor desenvolvimento da recristalização dinâmica.

A evolução do tamanho de grão austenítico mostrou tendência de redução com o aumento da temperatura e com a diminuição da velocidade de deformação. Os menores tamanhos de grão foram observados nas condições de menor Z, enquanto as condições de maior Z apresentaram maiores tamanhos médios.

Para as temperaturas entre 950 e 1150 °C, a correlação entre o tamanho médio de grão e o parâmetro de Zener–Hollomon utilizando $d = 0{,}044\, Z^{0{,}1661}$ apresentou bom ajuste, com coeficiente de determinação próximo de $R^2$=0,8, indicando que o parâmetro Z representa satisfatoriamente a tendência experimental observada.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (EDITAL FAPERGS 10/2024 – PROCESSO Nº 25/2551-0000955-3); (PROCESSO CNPq: 309188/2021-0).

## REFERÊNCIAS

[1] CHEN, F.; CUI, Z.; CHEN, J. Prediction of microstructural evolution during hot forging. Manufacturing Review, v. 1, art. 6, 2014. DOI: 10.1051/mfreview/2014006.

[2] SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. McG. Hot workability. International Metallurgical Reviews, v. 17, n. 1, p. 1–24, 1972. DOI: 10.1179/imtlr.1972.17.1.1.

[3] DEHGHAN-MANSHADI, A.; BARNETT, M. R.; HODGSON, P. D. Hot deformation and recrystallization of austenitic stainless steel: Part I. Dynamic recrystallization. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 39, n. 6, p. 1359–1370, 2008. DOI: 10.1007/s11661-008-9512-7.

[4] JONAS, J. J.; QUELENNEC, X.; JIANG, L.; MARTIN, É. The Avrami kinetics of dynamic recrystallization. Acta Materialia, v. 57, n. 9, p. 2748–2756, 2009. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.02.033.

[5] McQUEEN, H. J.; RYAN, N. D. Constitutive analysis in hot working. Materials Science and Engineering: A, v. 322, n. 1–2, p. 43–63, 2002. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01117-001117-0).

[6] ZHONG, L.; WANG, B.; HU, C.; ZHANG, J.; YAO, Y. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of ultra high strength steel. Metals, v. 11, n. 8, art. 1239, 2021. DOI: 10.3390/met11081239.

[7] DERAZKOLA, H. A.; GARCIA, E.; MURILLO-MARODÁN, A.; CONDE FERNÁNDEZ, A. Review on modeling and simulation of dynamic recrystallization of martensitic stainless steels during bulk hot deformation. Journal of Materials Research and Technology, v. 18, p. 2993–3025, 2022. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.03.179.

[8] MIRZADEH, H. Constitutive modeling and prediction of hot deformation flow stress under dynamic recrystallization conditions. Mechanics of Materials, v. 85, p. 66–79, 2015. DOI: 10.1016/j.mechmat.2015.02.014.

[9] JOHNSON, G. R.; COOK, W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. In: Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. The Hague, Netherlands, 1983. p. 541–547.

[10] SOLHJOO, S. Revisiting the common practice of Sellars and Tegart's hyperbolic sine constitutive model. Modelling, v. 3, n. 3, p. 359–373, 2022. DOI: 10.3390/modelling3030023.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ATRITO NA INTERFACE PEÇA-FERRAMENTA NO FORJAMENTO A MORNO DE 20MNCR5: CALIBRAÇÃO POR ENSAIO DO ANEL E SIMULAÇÃO MEF

Gustavo Cardoso [1]
Morvan Silva Franco [1]
Thiago Marques Ivaniski [1]
Alexandre da Silva Rocha [1]

**RESUMO**

O desgaste prematuro de matrizes no forjamento a morno de aços de alta resistência, como o 20MnCr5, é uma das principais causas de aumento de custo e paradas não programadas em plantas industriais. Nesse contexto, o coeficiente de atrito na interface peça-ferramenta é um parâmetro decisivo para prever cargas de conformação, escoamento do material e solicitações sobre o ferramental. Este trabalho quantifica o fator de atrito cisalhante (m) da lei de Siebel para o forjamento a morno do aço 20MnCr5, combinando o ensaio do anel com simulação por método dos elementos finitos utilizando o software QForm UK. Corpos de prova foram ensaiados nas condições com e sem lubrificante de sais orgânicos, em reduções de altura alvo de 20%, 40% e 60%. A análise inversa das curvas de calibração numéricas indicou m≈0,8 para a condição sem lubrificante e m≈0,3 para a condição lubrificada. A lubrificação reduziu em aproximadamente 18% a força máxima de prensagem e alterou expressivamente o escoamento radial, comprovando seu efeito direto sobre a carga e o fluxo do material. Os coeficientes calibrados permitem simulações mais preditivas do processo real, fornecendo base quantitativa para o projeto de matrizes e o aumento da vida útil do ferramental.

Key words – Forjamento a morno, fator de atrito, ensaio do anel, método dos elementos finitos, ensaio do anel.

(1) Universidade Federal do Rio Grande do Sul, PPGE3M, Porto Alegre, Brasil

# FRICTION AT THE WORKPIECE-TOOL INTERFACE IN THE WARM FORGING OF 20MNCR5: CALIBRATION VIA RING COMPRESSION TEST AND FEM SIMULATION

## ABSTRACT

Premature die wear in the warm forging of high-strength steels, such as 20MnCr5, is one of the main causes of increased costs and unplanned downtime in industrial plants. In this context, the friction coefficient at the workpiece–tool interface is a decisive parameter for predicting forming loads, material flow, and stresses on the tooling. This study quantifies the shear friction factor (m) in Siebel's friction law for the warm forging of 20MnCr5 steel by combining the ring test with finite element method simulations using QForm UK software. Specimens were tested under conditions with and without an organic-salt lubricant, at target height reductions of 20%, 40%, and 60%. The inverse analysis of the numerical calibration curves indicated m ≈ 0.8 for the unlubricated condition and m ≈ 0.3 for the lubricated condition. Lubrication reduced the pressing force by approximately 18% and significantly altered the radial material flow, confirming its direct effect on both the load and material flow. The calibrated friction factors enable more predictive simulations of the actual process, providing a quantitative basis for die design and the extension of tool life.

Key words – Warm forging, friction factor, ring test, finite element method.

## 1. INTRODUÇÃO

O forjamento a morno é um processo de fabricação amplamente utilizado na indústria metalmecânica para a produção de componentes metálicos a partir de deformações plásticas controladas e regidas por um processo previamente estudado e validado. Geralmente utilizado quando são necessários volumes de produção elevados e/ou propriedades mecânicas específicas associadas aos esforços compressivos aplicados à superfície do material, o processo depende fortemente das condições de atrito na interface peça-ferramenta, o qual eleva a carga de conformação, acelera o desgaste de matrizes e compromete o preenchimento de cavidades quando muito alto, enquanto o atrito muito baixo pode prejudicar o controle dimensional. A determinação confiável do coeficiente de atrito é, portanto, essencial para a otimização econômica do processo. (1-3).

Mesmo o forjamento a morno sendo comumente utilizado na indústria, novos componentes e estratégias se fazem necessárias, sendo nas últimas décadas amplamente utilizando método de elementos finitos assistidos por computador para simular o comportamento desses novos processos para otimizar o tempo de cálculos do projeto sem a necessidade de investimento inicial em ferramental para o estudo dos mesmos (4-5).

Entretanto, a simulação por MEF em si não é limitada por métricas universais, sendo necessária a calibração do modelo e definição de condições de contorno específicas para cada estudo. Dentre as inúmeras variáveis do processo de forjamento a morno, o atrito tem um papel crucial na performance do processo, sendo este geralmente definido via coeficientes genéricos de literatura, o que reduz a confiabilidade das previsões de carga e desgaste (6-8). Há necessidade, portanto, de calibração experimental específica para cada par material-lubrificante-temperatura. (1,10-13).

A determinação quantitativa do atrito apresenta dificuldades especialmente em matrizes de geometria complexa por questões de fluxo e escoamento do material sendo necessária a parametrização deste em condições de contorno mais simples e controladas para, após a coleta e validação do fator de atrito cisalhante, realizar a simulação com maior acurácia (10-12). Sob essa necessidade de calibração e garantia de acuracidade nos resultados simulados via elementos finitos, o ensaio do anel surge como uma metodologia confiável para a definição do fator de atrito cisalhante em um processo (6,9-14), realizado a partir da compressão de corpos de prova com a razão 6:3:2 (diâmetros interno e externo, e altura, respectivamente) é avaliada a variação do diâmetro interno em relação à redução de altura.

A partir dessas ideias centrais, este trabalho busca realizar a avaliação do fator de atrito cisalhante na interface peça-ferramenta no forjamento do aço 20MnCr5 com a finalidade de mitigar o desgaste prematuro do ferramental em um determinado processo industrial de forjamento a morno.

## 2. METODOLOGIA

Devido à natureza de investigação do fator de atrito cisalhante para uma atividade de fabricação industrial, buscou-se assemelhar o ensaio às condições de material, tamanho do billet e temperatura encontradas no processo. Para a fabricação dos corpos de prova foi utilizada uma barra laminada de aço 20MnCr5 de Ø 44,45 mm, a mesma utilizada na fabricação do componente em estudo, e torneada nas dimensões de Ø 42 mm (diâmetro externo), Ø 21 mm (diâmetro interno) e 14 mm (altura) conforme Figura 1, respeitando a proporção 6:3:2 descrita em literatura (6)(8-10). Após o torneamento, os 19 corpos de prova foram medidos e identificados para posterior análise da variação dimensional.

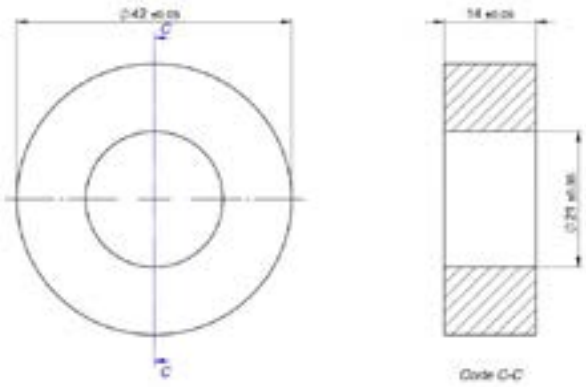


**Figura 1 -** Dimensões das amostras do ensaio do anel

Os corpos de prova foram divididos de forma que pudessem ser realizados três ensaios para cada redução de altura nas condições seca (sem lubrificante) e lubrificada (Tabela 1), sendo a amostra A inserida no grupo sem lubrificante com redução de altura alvo de 20%. Para garantir que a prensa não se desloque mais do que a redução desejada, foram utilizados calços em aço temperado, partindo do princípio que estes não se deformarão plasticamente ao serem prensados (Figura 2).

**Tabela 1 -** Identificação das amostras

| Redução de altura alvo | Corpos de prova Sem Lubrificante | Corpos de prova Com Lubrificante |
|---|---|---|
| **20%** | A, 01, 02, 03 | 10, 11, 12 |
| **40%** | 04, 05, 06 | 13, 14, 15 |
| **60%** | 07, 08, 09 | 16, 17, 18 |



**Figura 2 -** Calços e corpos de prova

Para os corpos de prova na condição lubrificada utilizou-se o lubrificante VICFOR 1300B fabricado pela empresa Vicoli; indicado para forjamento a morno, é um lubrificante de sais orgânicos solúveis em água na proporção 1:30, é especificamente indicado para operações de forjamento a morno em temperaturas de interface de contato de no mínimo 430°C.

A temperatura utilizada no processo de forjamento estudado é de 850°C no momento do golpe da matriz contra o billet, temperatura essa que foi objetivada para os ensaios; devido à disponibilidade limitada de termopares para o acompanhamento da temperatura, apenas um corpo de prova foi instrumentado com o sensor (Figura 3a) e monitorou-se o tempo do mesmo no forno mufla, sem controle de atmosfera, até atingir 1200°C (Figura 3b), temperatura que viria a se reduzir imediatamente após a retirada do forno com estimativa de atingir a faixa desejada. Utilizou-se também uma câmera termográfica para obtenção de imagens térmicas dos ensaios.



a) b) c)

**Figura 3 -** a) Forno Mufla; b) Amostra com termopar; c) Câmera de termografia.

Utilizou-se para os ensaios uma prensa hidráulica de 600 toneladas-força (5886 kN) e velocidade de avanço aproximada de 7 mm/s com monitoramento de deslocamento e carga aplicada (Figura 4.a). Foram empregadas no ensaio matrizes planas em aço H13 temperado pré-aquecidas em 180°C, temperatura a qual as matrizes são aquecidas no processo industrial em estudo.

Para os corpos de prova na condição sem lubrificante, utilizou-se as matrizes somente pré-aquecidas, enquanto as para estudo da condição com lubrificante foi empregado o uso de uma pistola pulverizadora para realizar a aspersão em névoa sobre as matrizes, condição muito semelhante a realizada no processo industrial estudado (Figura 4.b).



a) b)

**Figura 4 -** a)Prensa Hidráulica 600Tf; b) Aplicação de lubrificante via pistola aspersora.

Em todos os ensaios, monitoraram-se o deslocamento da prensa e a carga aplicada, cujos valores foram registrados em uma planilha para posterior comparação com o modelo numérico. Para a calibração do modelo numérico foi utilizado o software QForm UK 12.0.03, com o objetivo de comparar os resultados do software com o encontrado nos ensaios. Utilizando-se do Operation type “General Forming” (tipo de operação conformação em geral), a simulação foi modelada como um problema 2D axissimétrico com processo térmico.

Foram desenhados os perfis dos corpos de prova nas dimensões obtidas pela medição dos mesmos, assim como as matrizes pelo recurso de desenho de geometrias paramétricas do próprio software.

Para os parâmetros da workpiece (a peça de trabalho a ser forjada) foi selecionado o aço 20MnCr5 do próprio software sob a temperatura de 825°C (temperatura obtida nos testes). Para as ferramentas utilizou-se o aço H13 também com as configurações padrão do software, a ferramenta superior adotada como móvel e a inferior como fixa, ambas à temperatura de 180°C. Para os parâmetros de lubrificação das ferramentas adotou-se o modelo de atrito de Siebel, que define a Tensão de Cisalhamento ($\tau$) no plano de contato Peça-Ferramenta como uma relação entre a tensão de escoamento ao cisalhamento ($\sigma_\tau$) com um fator de atrito cisalhante (m) conforme demonstrado na Equação (A) (1)(3)(14); o fator de atrito cisalhante foi modificado sequencialmente nas simulações com variações incrementais de 0,1 a 0,8.

$$\tau = m \cdot \frac{\sigma_\tau}{\sqrt{3}} \qquad \text{(A)}$$

Os resultados numéricos de redução do diâmetro interno em relação à redução de altura foram então exportados para a geração das curvas de calibração teóricas, permitindo identificar, por análise inversa, os fatores de atrito reais.

Com base nesses parâmetros experimentais e numéricos, foram realizados os ensaios de forjamento a morno dos corpos de prova de 20MnCr5 nas condições com e sem lubrificante.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

O experimento foi conduzido conforme metodologia apresentada, permitiram quantificar o efeito da lubrificação de forma direta: as amostras lubrificadas exigiram, em média, 18% menos força de prensagem do que as amostras sem lubrificante. Além disso, a análise inversa das curvas de calibração indicou fator de atrito cisalhante m≈0,8 para a condição seca e m≈0,3 para a condição lubrificada conforme condições a seguir.

O corpo de prova A, conectado a um termopar, foi utilizado para determinar o tempo necessário para atingir a temperatura de forjamento. A amostra permaneceu no forno por três minutos, até atingir a temperatura de 1200ºC, embora superior à temperatura alvo, empiricamente estimou-se que na movimentação do forno para a matriz a temperatura baixaria em torno de 300°C bruscamente. O comportamento encontrado foi semelhante: ao abrir a porta do forno a peça estava a 1200°C, ao removê-la, 1135°C e, ao chegar na matriz, aproximada de 825°C, diminuindo 310°C em 1,5s, condição ilustrada na Figura 5 no ponto A que representa a remoção do corpo de prova do forno, e no ponto B o contato entre as matrizes. Embora abaixo da temperatura alvo, essa condição foi considerada representativa do processo estudado, sendo adotada como temperatura inicial do corpo de prova nas simulações numéricas.

Também foi possível verificar que as medições via termopar (marcador de círculo) e via câmera termográfica (marcador de triângulo) se divergem após o contato das matrizes, mas depois apresentam convergência novamente; a hipótese para tal efeito é que após o contato das matrizes para a prensagem, as carepas do corpo de prova se quebram, podendo haver um pico de irradiação que explicaria o motivo da medição pela câmera termográfica elevar-se subitamente.

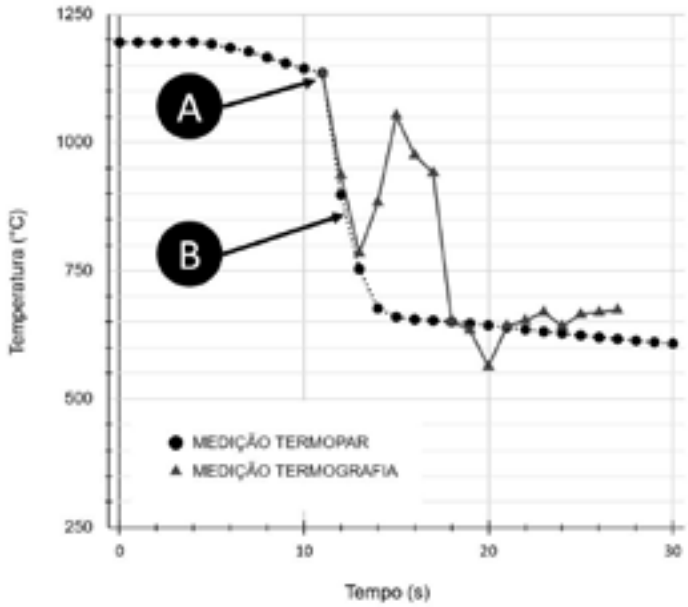



**Figura 5 -** Comparativo de medição de temperatura entre termopar e termografia.

Como o corpo de prova A, utilizado para a medição de temperatura também foi conformado com os calços de redução de altura alvo de 20%, este também foi inserido nas análises de deformação, sendo inserido no primeiro lote de corpos de prova sem

lubrificante. Com a confirmação que a peça chegaria na matriz próximo à temperatura necessária, prosseguiu-se o ensaio das amostras sem lubrificação (corpos de prova 1-9) e com lubrificante (10-18) (Figura 6).



a) b) c)

**Figura 6 -** Corpos de prova após ensaio: a) Amostra A com termopar; b) Conjunto 1-9 sem lubrificação; c) Conjunto10-18 com lubrificação

Após as amostras esfriarem, as carepas de óxidos formadas em seu exterior foram limpas e realizadas as medições da altura após o ensaio e do diâmetro interno, ambas realizadas em três pontos diferentes do corpo de prova. Para as amostras sem lubrificante, as reduções médias foram de 33%, 48% e 60%; para as amostras lubrificadas, foram de 46%, 47% e 63%, respectivamente. Embora primeira redução-alvo fosse de 20%, devido à deformação do calço, não foi possível reproduzir exatamente essa condição, o que resultou em reduções médias para esse grupo alvo de 33% para o primeiro grupo sem lubrificante e 46% para o primeiro grupo lubrificado (Tabela 2).

**Tabela 2 -** Resultados de redução de altura e diâmetro interno por conjunto de corpos de prova.

| CONJUNTO DE CORPOS DE PROVA | REDUÇÃO DE ALTURA ALVO | REDUÇÃO DE ALTURA MÉDIA | REDUÇÃO MÉDIA DO DIÂMETRO INTERNO |
|---|---|---|---|
| 1-3, A | 20% | 33% | 33,7% |
| 4-6 | 40% | 48% | 54,1% |
| 7-9 | 60% | 60% | 100,0% |
| 10-12 | 20% | 46% | 26,0% |
| 13-15 | 40% | 47% | 22,5% |
| 16-18 | 60% | 63% | 30,2% |

No grupo 7–9, submetido à redução média de altura de 60% na condição sem lubrificante, observou-se o fechamento completo do diâmetro interno de todos os corpos de prova testados, sendo assim, foi considerando o diâmetro interno final igual a zero (redução média de 100%).

Utilizando-se a célula de carga, foi possível obter os valores de força aplicados sob o corpo de prova para cada uma das reduções, onde observou-se nas amostras com

lubrificante uma redução média de 18% na força de prensagem necessária para conformar na altura necessária.

As amostras com lubrificante também apresentaram reduções de diâmetro interno menores que as amostras sem, especialmente as amostras de redução de altura de 60%. As amostras com lubrificação tiveram grande variação nos resultados entre amostras, provavelmente pela forma de aplicação do mesmo ser manual.

Utilizando as medições obtidas, plotaram-se pontos relacionando a variação do diâmetro interno e a variação de altura indicados na Figura 7, onde o marcador triangular refere-se aos corpos de prova sem lubrificante e o marcador circular aqueles com lubrificação.

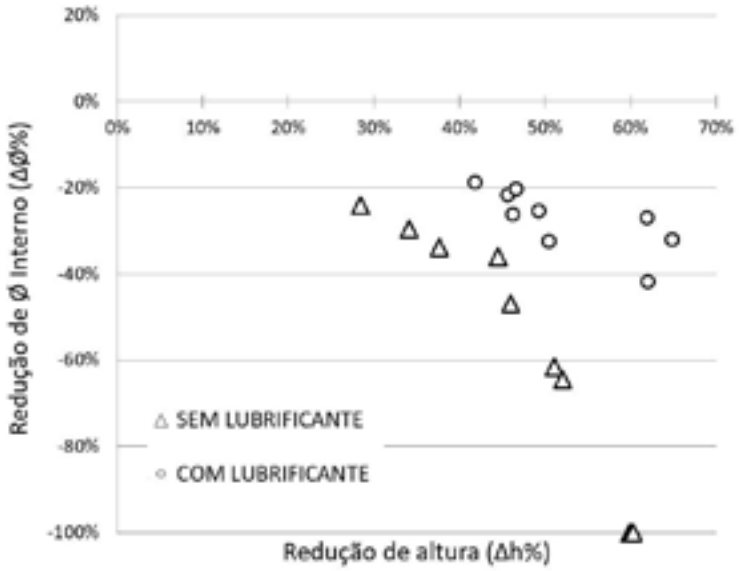



**Figura 7 -** Dispersão da relação de redução de altura com a redução do diâmetro interno

No QForm UK, modelou-se uma *Workpiece* com as dimensões nominais (Figura 8) e com os parâmetros indicados na metodologia, variando o fator de atrito cisalhante de Siebel (*m*) de 0,1 até 0,8 e medindo a variação do diâmetro interno pelo próprio software que, combinada com as medidas tiradas, resultou no conjunto de curvas da Figura 9:

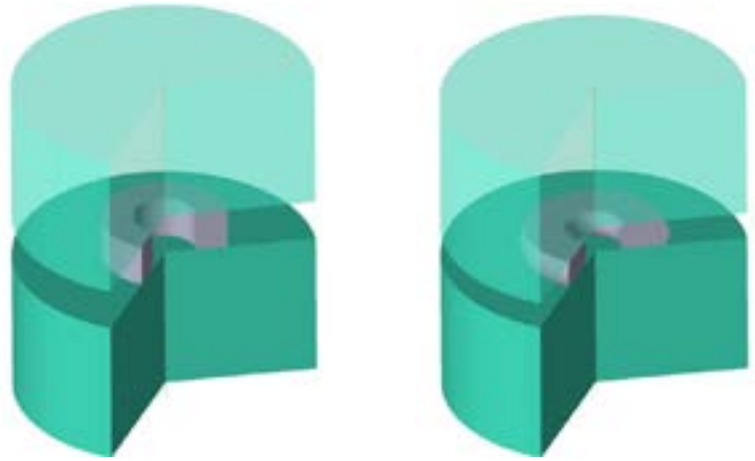



**Figura 8 -** Modelagem da amostra: a) Antes do forjamento; b) Após Forjamento

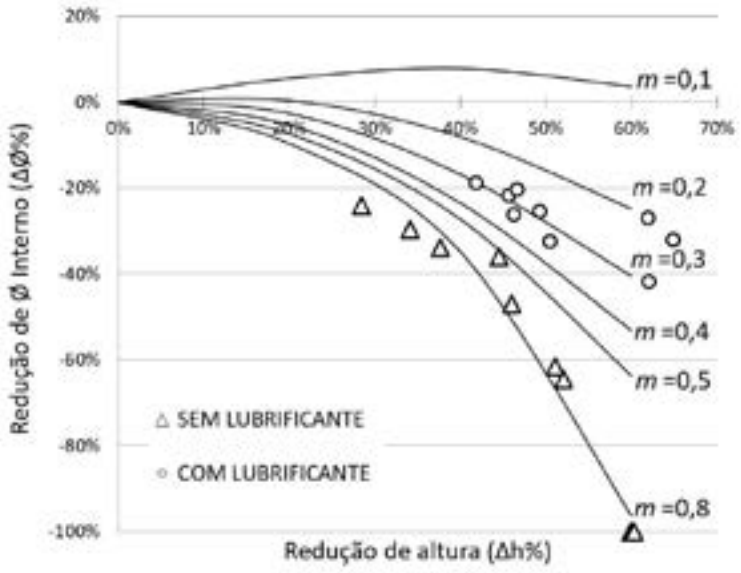



**Figura 9 -** Curvas de calibração do fator de atrito cisalhante e plotagem dos resultados experimentais

Com base nas curvas, é plausível a aproximação do fator de atrito cisalhante das amostras sem lubrificante como m=0,8 e para as amostras com lubrificante m=0,3. Utilizando-se destes valores, cada uma das amostras foi modelada no QForm UK e simulou-se o ensaio com os respectivos coeficientes de atrito cisalhante, desta vez objetivando a calibração dos parâmetros de força de prensagem. Para controlar a velocidade, utilizaram-se os dados de deslocamento e tempo de cada ensaio, de modo que o movimento da matriz superior reproduzisse, tanto quanto possível, a aplicação da carga sobre o corpo de prova, conforme apresentado na Figura 10 onde temos a carga aplicada sob o corpo de prova 2 ao longo do tempo com um erro de 4,4% (13 kN).

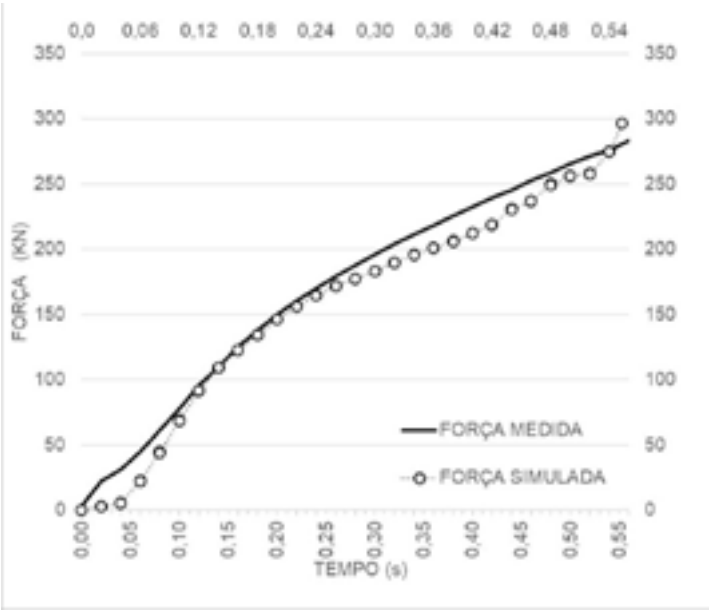



**Figura 10 -** Comparativo entre força medida e força simulada em um corpo de prova

## 4. CONCLUSÕES

Neste trabalho, foi possível o fator de atrito cisalhante de amostras de aço 20MnCr5 combinando o ensaio do anel com simulações via método dos elementos finitos. O procedimento permitiu comparar o comportamento experimental e numérico das amostras nas condições sem lubrificante e lubrificada, fornecendo dados para a calibração das condições de interface utilizadas na simulação do processo de forjamento a morno.

Embora a temperatura nominal do processo industrial fosse de 850 °C, não foi possível reproduzir esse valor exato durante os ensaios. Após o aquecimento dos corpos de prova a 1150 °C e a transferência para a matriz, a temperatura medida na chegada foi de aproximadamente 825 °C. Essa condição foi considerada representativa do processo estudado e foi adotada como temperatura inicial dos corpos de prova nas simulações numéricas. A amostra A, utilizada para o monitoramento térmico com termopar, foi conformada nas mesmas condições das amostras não lubrificadas e, por esse motivo, pôde ser incluída no conjunto correspondente à análise de deformação.

Os resultados indicaram que a condição de lubrificação influenciou o escoamento do material e a força necessária para a conformação. Nas condições avaliadas, as amostras lubrificadas apresentaram redução média de 18% na força de prensagem em comparação com as amostras sem lubrificante. A análise das curvas de calibração permitiu estimar o fator de atrito cisalhante em m = 0,8 para a condição sem lubrificante e m = 0,3 para a condição lubrificada. Esses valores devem ser entendidos como parâmetros representativos das condições experimentais avaliadas e significantemente mais confiáveis que a adoção de coeficientes genéricos de literatura permitindo prever com maior segurança as cargas de forjamento para dimensionamento de matrizes e determinação de vida útil.

A deformação dos calços impediu a reprodução exata das reduções-alvo, especialmente na primeira condição de ensaio. Como consequência, foram obtidas reduções médias de altura de 33%, 48% e 60% para as amostras sem lubrificante e de 46%, 47% e 63% para as amostras lubrificadas. No grupo sem lubrificante submetido à redução média de altura de 60%, observou-se o fechamento completo do diâmetro interno, resultando em redução calculada de 100%. Esse comportamento evidencia a influência das condições de atrito cisalhante sobre o escoamento radial do material durante a compressão do anel.

A aplicação manual do lubrificante contribuiu para a dispersão dos resultados entre as amostras lubrificadas. Portanto, recomenda-se padronizar a quantidade, a forma de aplicação e as condições de distribuição do lubrificante nas matrizes em trabalhos futuros. Também se recomenda utilizar calços com resistência mecânica suficiente para manter a altura final prevista durante a conformação.

Durante o monitoramento térmico, a câmera termográfica apresentou limitações durante o forjamento, possivelmente relacionadas à alteração da emissividade superficial após a ruptura das carepas. Assim, nas condições avaliadas, a câmera termográfica não deve ser utilizada como único método de medição durante o contato e a deformação da amostra. Ensaios complementares são necessários para quantificar esse efeito e estabelecer um procedimento de correção das medições.

Como continuidade deste trabalho, recomenda-se aplicar o método do ensaio do anel combinado à simulação numérica a outros materiais, lubrificantes e condições de processo, além de investigar a influência da aplicação do lubrificante e validar os parâmetros obtidos por meio de novos ensaios experimentais.

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho contou com o suporte financeiro e técnico da Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa (Fundep), no âmbito da Linha IV – Ferramentarias Brasileiras Mais Competitivas, programa prioritário da iniciativa Mover (Mobilidade Verde e Inovação-projeto n° 27194-35). Os autores expressam sua gratidão aos orientadores Alexandre da Silva Rocha e Thiago Marques Ivaniski pela condução científica e técnica, bem como à empresa parceira pelo suporte nos ensaios e pela disponibilização dos recursos essenciais para a execução do trabalho de campo.

## REFERÊNCIAS

[1] LANGE, K. (Ed.) Handbook of Metal Forming. 1985.

[2] DIETER, G. E. et al. Handbook of Workability and Process Design. 2003.

[3] KLOCKE, F. Manufacturing Processes 4: Forming. 2013.

[4] ASSAN, A. E. Método dos elementos finitos: primeiros passos. 2003.

[5] GUO, Z. et al. Introduction of Materials Modelling into Processing Simulation. Materials Science Forum, 2013.

[6] OBIKO, J. O.; MWEMA, F. M.; SHANGWIRA, H. Forging optimisation process using numerical simulation and Taguchi method. SN APPLIED SCIENCES, v. 2, n. 4, p. 713, 2020. doi.org/10.1007/s42452-020-2547-0

[7] WANG, Z.; JIANG, C.; WEI, B.; WANG, Y. Numerical simulation and process parameter optimization of warm forging near-net forming for spiral bevel gear. APPLIED SCIENCES, v. 14, n. 3, p. 1147, 2024. doi.org/10.3390/app14031147

[8] DIXIT, U. S.; RAJ, A.; PETROV, P. A.; MATVEEV, A. G. Numerical simulations for studying the influence of friction in forging. ADVANCES IN MATERIALS AND PROCESSING TECHNOLOGIES, v. 8, n. 3, p. 2752-2774, 2022. doi.org/10.1080/2374068X.2021.1939993

[9] BÖRDER, C. Análise do coeficiente de atrito no ensaio do anel para o forjamento a quente. 2005.

[10] FARIAS, M. F. Determinação da influência de parâmetros de processo utilizando DOE. 2017.

[11] ALTAN, T. et al. Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications. 2004.

[12] GEIER, M. Considerações sobre o atrito através do ensaio do anel. 2007.

[13] BUENO, A. F. et al. Ensaio do anel para avaliação da liga AA6351. Estudos Tecnológicos, 2010.

[14] COSTA, L. L. et al. Interface peça-ferramenta: conceitos referentes ao atrito. IFSul, 2017.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Estudo de dobra em flange de pescoço forjado a quente em matriz fechada com formação de rebarba e sua correção

Phellipe Augusto Alves da Silva [(1)]
Frederico de Castro Magalhães [(2)]

**RESUMO**

O forjamento é um processo de conformação mecânica no qual esforços compressivos deformam plasticamente o material no interior de matrizes para obtenção da geometria desejada. Neste trabalho foi realizada a análise numérica de um flange de pescoço forjado a quente em matriz fechada com formação de rebarba, com o objetivo de reproduzir computacionalmente o defeito identificado experimentalmente e investigar sua origem. O defeito observado consistiu em uma dobra contínua ao longo do contorno interno do flange. A partir das simulações numéricas foram avaliadas duas hipóteses principais para a origem do defeito: dimensionamento inadequado do tarugo e alterações no escoamento do material provocadas pela geometria das matrizes. Os resultados mostraram que a variação do fator de forma do tarugo modificou a posição e a quantidade de dobras, porém não eliminou o defeito. A análise dos vetores de velocidade mostrou redução localizada da componente radial do escoamento e mudança de direção do fluxo metálico durante o preenchimento da matriz. Também foi observada elevação localizada do material na região interna do flange, associada à geometria do punção da matriz superior. Com base nesses resultados, foram propostas modificações geométricas na matriz superior, incluindo aumento dos raios de concordância e redução da altura do punção. As simulações realizadas após as modificações não apresentaram formação de dobras na região interna do flange.

Palavras-chave – Forjamento; Matriz fechada; Flange de pescoço; Defeito; Dobra.[1]

[(1)] Mestrando em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil, alvesph03@gmail.com
[(2)] Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Brasil,

# STUDY OF FLANGE BENDING IN A HOT-FORGED NECK PRODUCED BY CLOSED-DIE FORGING, INCLUDING FLASH FORMATION AND ITS MITIGATION/CORRECTION METHODS

**ABSTRACT**

Forging is a metal forming process in which compressive forces plastically deform the material within dies to achieve the desired geometry. In this study, a numerical analysis of a hot-forged weld neck flange produced in closed dies with flash formation was carried out to computationally reproduce the experimentally identified defect and investigate its origin. The observed defect consisted of a continuous fold along the inner contour of the flange. Based on numerical simulations, two primary hypotheses regarding the origin of the defect were evaluated: inadequate billet sizing and alterations in material flow caused by die geometry. The results demonstrated that variations in the billet aspect ratio affected both the position and the number of folds; however, the defect was not eliminated. Velocity vector analysis revealed a localized reduction in the radial component of the material flow, as well as changes in metal flow direction during die filling. In addition, localized material uplift was observed in the inner region of the flange, associated with the punch geometry of the upper die. Based on these findings, geometric modifications to the upper die were proposed, including an increase in fillet radii and a reduction in punch height. Numerical simulations performed after the implementation of these modifications showed no fold formation in the inner region of the flange.

*Keywords – Forging; Closed die; Welding neck flange; Defect; Lap.*

## 1. INTRODUÇÃO

O forjamento em matriz fechada utiliza esforços compressivos para deformar plasticamente o material durante o preenchimento da cavidade da matriz. O escoamento do material depende da geometria da ferramenta, das dimensões do tarugo, da temperatura de trabalho, das condições de atrito e da velocidade de deformação.

Defeitos de forjamento podem surgir quando ocorrem mudanças no escoamento do material ou preenchimento incompleto da cavidade da matriz. Entre os defeitos observados em operações de forjamento destacam-se dobras, trincas, falta de preenchimento e redução localizada da seção transversal do material. Segundo a ASM International, defeitos de forjamento estão associados ao dimensionamento inadequado da pré-forma, geometria incorreta das matrizes, seleção inadequada de lubrificantes e definição incorreta dos parâmetros de processo. No caso das dobras, pequenos raios de concordância e mudanças abruptas de geometria alteram a direção do fluxo metálico no interior da matriz. Essas alterações podem resultar em sobreposição superficial de material durante a deformação.

Neste trabalho foi realizada a análise numérica de um flange de pescoço forjado a quente em matriz fechada com formação de rebarba, com o objetivo de reproduzir computacionalmente a dobra observada experimentalmente e investigar a influência do fator de forma do tarugo e da geometria das matrizes sobre o escoamento do material.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1 Caracterização do material e defeitos do flange

A composição química do material utilizado no flange foi determinada por espectrometria óptica, sendo identificadas características compatíveis com o aço AISI 1020. Após a caracterização química foram realizados corte e polimento do componente para observação

das linhas de fluxo e identificação da dobra. A Tabela 2.1 apresenta a composição química do material analisado.

**Tabela 2.1:** Composição química do material ensaiado.

| Fe | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 99,2 | 0,195 | 0,0107 | 0,267 | 0,0099 | 0,0060 | 0,0056 | 0,0022 | 0,0044 |

## 2.2 Aferição das dimensões do flange

As dimensões do flange foram determinadas por análise dimensional, permitindo classificar o componente como flange de pescoço Classe 150 com diâmetro nominal de 2”, conforme a norma ASME B16.5 (2017) [3].

## 2.3 Modelo computacional

O modelo geométrico do flange foi elaborado no *software Dassault Systèmes SolidWorks* utilizando as dimensões padronizadas pela norma ASME B16.5 (2017) [3], para as dimensões das bacias de rebarba foram definidas conforme descrito por Altan et al. (2004) [2], adotando-se a geometria do tipo pequeno para grande volume de material.

Devido à simetria axial do componente, a simulação foi realizada utilizando modelagem axissimétrica em duas dimensões. A Figura 2.1 apresenta o forjado estudado, seu modelo 3D e o modelo axissimétrico utilizado para a simulação numérica.

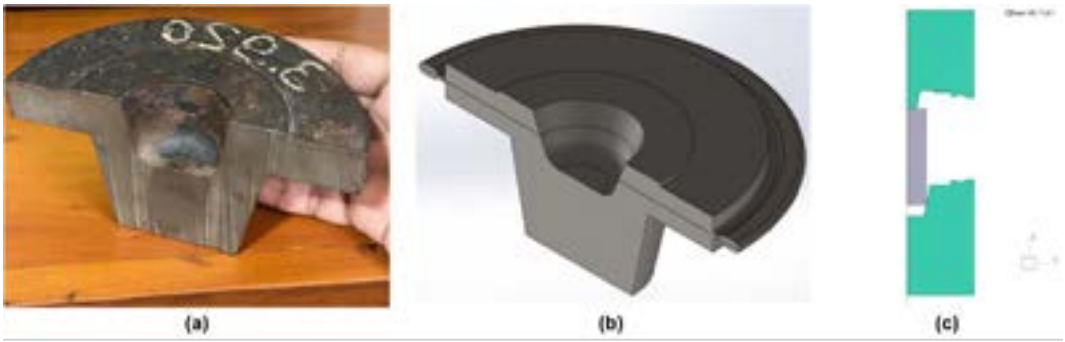



**Figura 2.1:** (a) Peça forjada estudada; (b) Modelo 3D do flange estudado e (c) Modelo axissimétrico para análise em elementos finitos

## 2.4 Simulação numérica

A simulação numéria do processo de forjamento em matriz fechada com formação de rebarba foi realizada por meio do *software QForm UK*, versão 11.0.1.

O dimensionamento do tarugo foi realizado com base no diâmetro equivalente da área inscrita na matriz de forjamento. A área equivalente utilizada foi de 18.146 mm², a partir da qual foram definidas diferentes razões entre altura e diâmetro, fator de forma (λ), com o objetivo de avaliar a influência da relação geométrica no escoamento do material e na formação de defeitos. Foram adotados os valores de λ iguais a 1,5, 2,0 e 2,5, resultando, respectivamente, em tarugos com dimensões de 77,8 mm de diâmetro e 118 mm de altura; 70,7 mm de diâmetro e 143 mm de altura; e 65,6 mm de diâmetro e 166 mm de altura. Os diâmetros finais foram ajustados com base em dimensões comerciais de barras circulares, garantindo viabilidade prática ao processo. Para o estudo da influência das dimensões da matriz na formação de dobras, foi adotado o tarugo inicial com o fator de forma 2,5, por ter apresentado a maior similaridade com o defeito apresentado na peça final forjada.

O processo foi realizado na condição de forjamento a quente, sendo adotada a

temperatura de 1000 °C, valor típico para o aço AISI 1020 utilizando prensa hidráulica com capacidade de 120 MN e velocidade de deformação de 0,15 m/s. Foi adotada lubrificação mista composta por água e grafite, utilizando coeficiente de atrito igual a 0,4 e coeficiente de Levanov igual a 1,25.

Para as ferramentas, foram consideradas matrizes rígidas e temperatura de trabalho de 250°C, permitindo a adequada transferência de esforços e calor durante o processo. A condição de contorno foi considerada a temperatura ambiente de 20 °C, com emissividade de 0,6 e coeficiente de transferência de calor de 30 w/m$^2$K., permitindo a modelagem das trocas térmicas entre o material e o meio externo. O processo foi considerado sendo realizado em uma única etapa de forjamento.

No que se refere à discretização do domínio, a malha adotada foi configurada de forma automática pelo *software*, com aplicação de "*remeshing*" ao longo do processo.

Como critério de parada da simulação, adotou-se o fechamento completo das matrizes.

### 2.5 Identificação de dobras

O *software QForm UK* indica a formação de dobras por meio de pontos vermelhos no interior da peça durante a conformação. Para detectá-las no flange, utilizou-se esse recurso, além de uma funcionalidade com linhas paralelas à superfície para análise do fluxo de material. A Figura 2.2 apresenta os pontos vermelhos indicando sua formação.

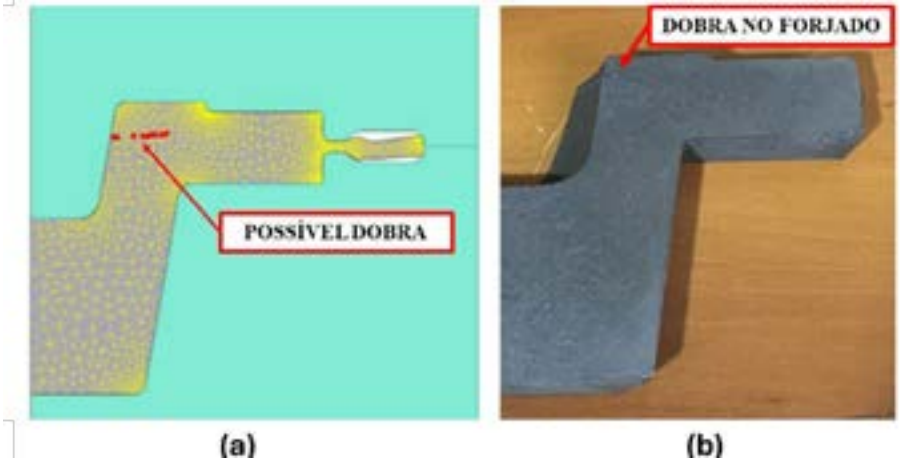



**Figura 2.2:** (a) Pontos vermelhos indicando possível formação de dobras; (b) Dobra identificada no componente forjado.

### 2.6 Propostas de modificações nas matrizes

As alterações propostas para as matrizes consistiram na redução da altura do punção e no aumento dos raios de concordância tanto no punção quanto na região do rebaixo, buscando suavizar a transição geométrica e minimizar gradientes de velocidade. As modificações foram realizadas de modo a preservar as dimensões funcionais do componente, em especial o diâmetro nominal para tubulações de 2", garantindo a aplicabilidade industrial da solução proposta.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Defeitos presentes no componente

A análise metalográfica do flange mostrou uma dobra contínua ao longo do contorno

interno do componente. A geometria observada indicou sobreposição localizada de material durante o preenchimento da matriz, como mostrado na Figura 3.1.

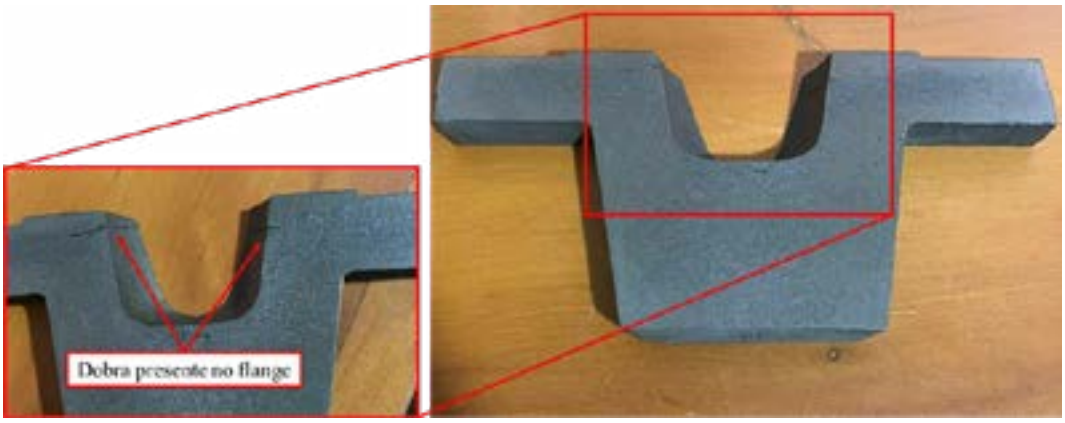



**Figura 3.1:** Dobra presente no flange, após corte e polimento do forjado.

3.2 Influência do fator de forma (λ) na formação de dobras

Para o fator de forma λ = 1,5, observou-se a formação de duas dobras distintas ao longo do processo, localizadas na região do pescoço e na parte interna do flange. A primeira ocorre ainda em estágios iniciais da deformação, associada à restrição ao escoamento de metal e à concentração de tensões na superfície do tarugo. Esse mecanismo é caracterizado como peeling, conforme descrito por Van Tyne (2007) [4], estando relacionado ao cisalhamento superficial induzido pelo contato com a matriz. A segunda está associada à variação na velocidade de escoamento do material, promovendo instabilidade geométrica local e favorecendo a formação desse defeito. A Figura 3.2 apresenta o resultado para a simulação usando o fator de forma igual a 1,5.

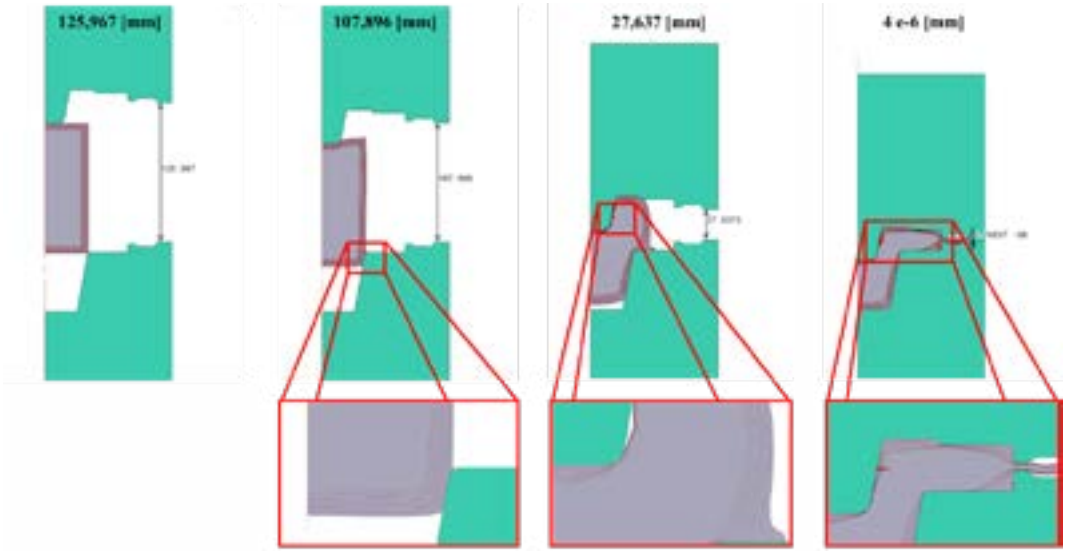



**Figura 3.2:** Simulação utilizando o fator de forma igual a 1,5.

Na condição λ = 2,0 também foram observadas duas regiões críticas. A perda localizada de contato entre o material e a matriz alterou a direção do fluxo metálico na região do raio do punção. Também foi observada elevação localizada do material associada à redução da seção, fenômeno típico de flambagem. A Figura 3.3 apresenta o resultado para a simulação usando o fator de forma igual a 2,0.

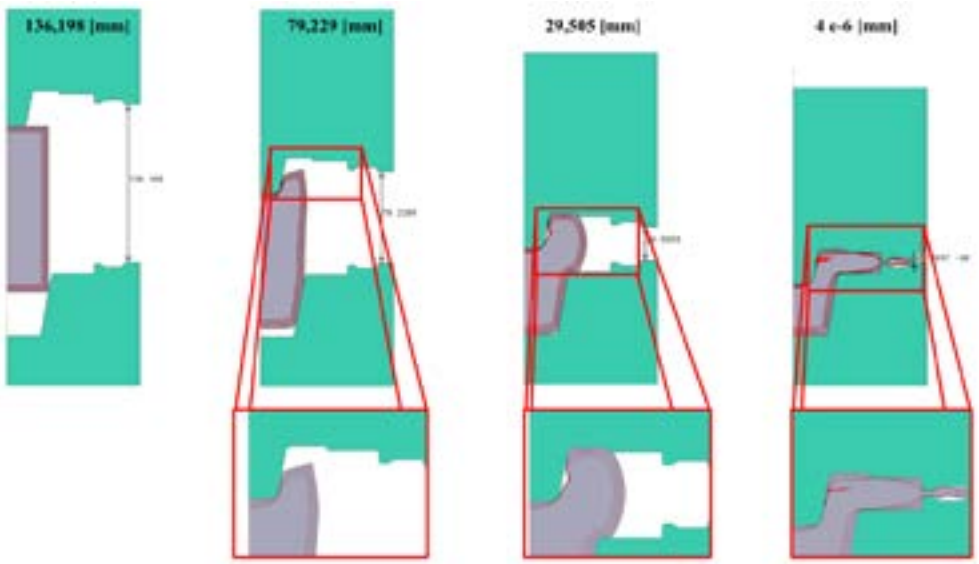



**Figura 3.3:** Simulação utilizando o fator de forma igual a 2,0.

Para λ = 2,5, foi observada a formação de apenas uma dobra, localizada na região interna do flange. Relacionada, também, a instabilidade geométrica devida à ascensão do metal e a redução da seção transversal local. A Figura 3.4 apresenta o resultado para a simulação usando o fator de forma igual a 2,5.

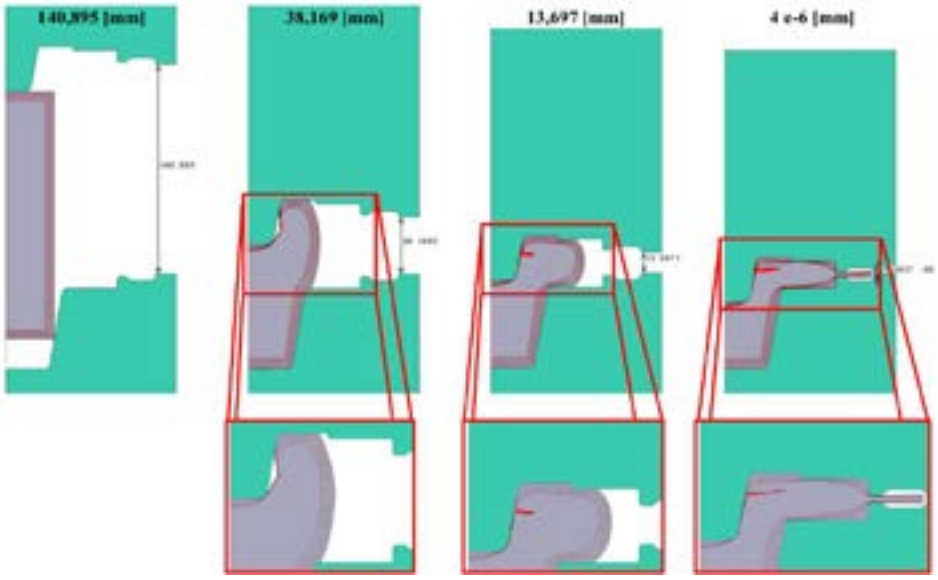



**Figura 3.4:** Simulação utilizando o fator de forma igual a 2,5.

A redução no número de defeitos sugere que o aumento do fator de forma contribui para o preenchimento da matriz. No entanto, a persistência de dobras indica que o valor de λ, isoladamente, não é suficiente para eliminar completamente esse tipo de defeito, sendo necessária a consideração conjunta de outros parâmetros de processo.

## 3.3 Influência da geometria das matrizes no escoamento do material

A análise dos vetores de velocidade permitiu identificar regiões de variação na velocidade do escoamento do material ao longo do processo, devido a interrupção do fluxo de metal em uma direção. Observa-se que, no instante em que o material entra em contato

com a superfície plana da matriz superior, há uma mudança significativa na direção do escoamento, passando a ocorrer predominantemente no eixo vertical (Z). Essa alteração reduz a componente de velocidade na direção radial (X), gerando gradientes de velocidade nas regiões adjacentes. Como consequência, ocorre uma desaceleração local do material, dificultando o preenchimento da cavidade e favorecendo a formação de dobras. Adicionalmente, observou-se que a presença de pequenos raios de concordância na matriz superior contribui para a restrição do escoamento. Nessas regiões, a componente de velocidade na direção radial é modificada devido ao contato com a geometria da ferramenta, o que gera gradientes de velocidade e favorece a formação de dobras no material. A Figura 3.5 retrata os comportamentos descritos.

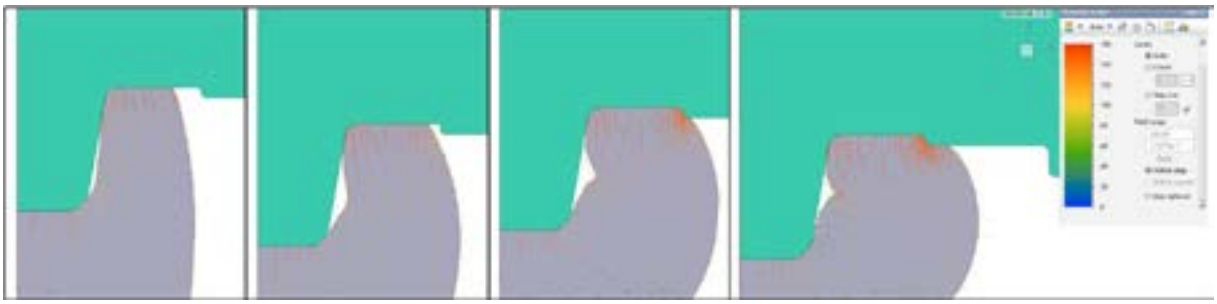


**Figura 3.5:** Momento do contato entre a parte plana da matriz e o tarugo.

Outro fator estudado está associado à geometria do punção da matriz superior, que apresenta inclinação de 10°. Essa proposta apresenta um escoamento ascendente do material no início do contato, promovendo uma elevação localizada do metal. Esse comportamento, combinado com a redução da seção transversal durante a deformação, resulta em instabilidade geométrica do fluxo de metal e ocorrência de flambagem local. A Figura 3.6 apresenta a inclinação do punção da matriz superior e altura de ascensão do material.

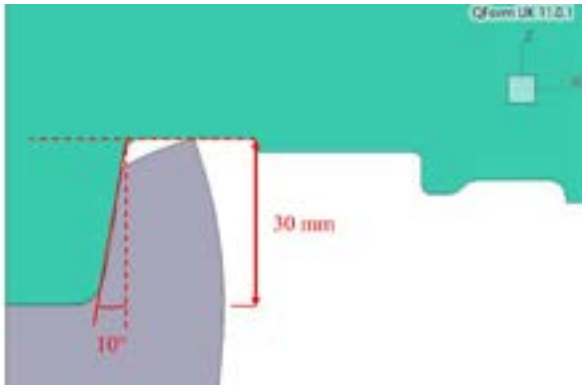



**Figura 3.6:** Dimensões do punção na matriz superior.

De forma geral, os resultados indicam que a formação de dobras está associada à geometria da matriz superior, que interfere no escoamento do material e preenchimento da matriz por meio de alterações locais de velocidade, mudanças de direção do fluxo e instabilidades geométricas.

## 3.4 Proposta de modificações na matriz superior para eliminar a dobra no forjado

A Figura 3.7 apresenta a sobreposição entre as matrizes original e modificada e a comparação entre as dimensões modificadas.

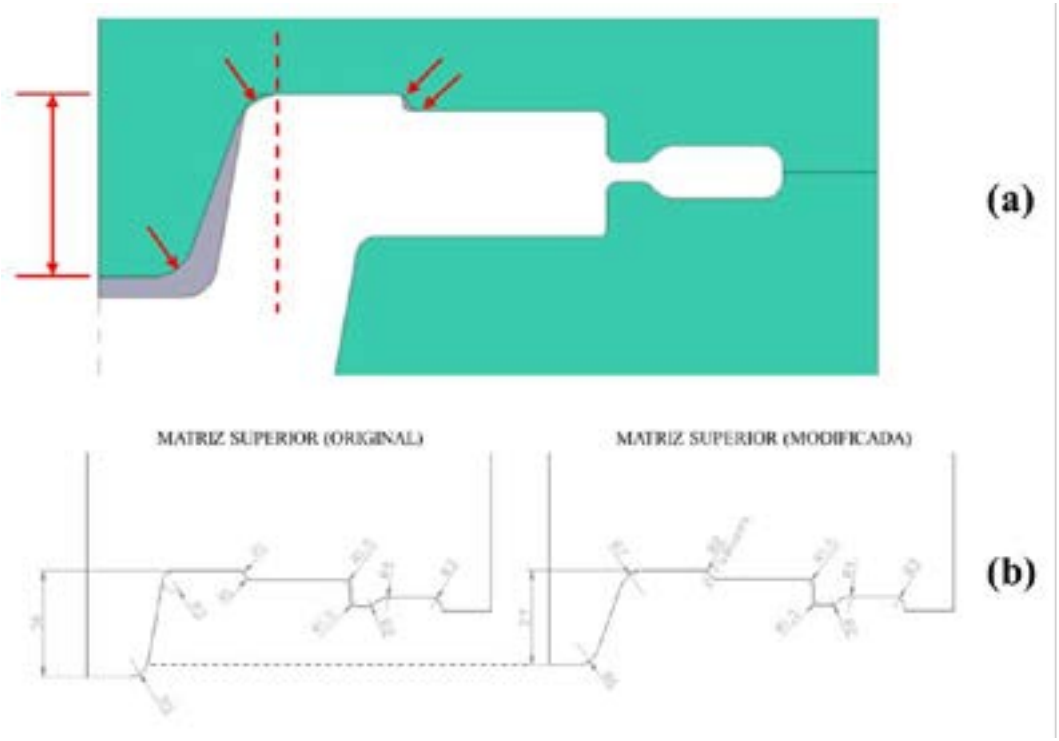



**Figura 3.7:** (a) Sobreposição da matriz superior original e modificada; (b) Comparação entre dimensões da matriz original e modificada.

A nova configuração geométrica proposta reduz a ascensão do material observada na condição original, assim, evitando instabilidade geométrica e possível flambagem local. Como consequência, há uma melhora no escoamento do material no interior da matriz, com diminuição dos gradientes de velocidade. Os resultados da simulação indicam a eliminação das regiões críticas associadas à formação de dobras, evidenciada pela ausência de marcadores de descontinuidade no material. A Figura 3.8 apresenta o processo de conformação para a proposta de modificação na matriz.

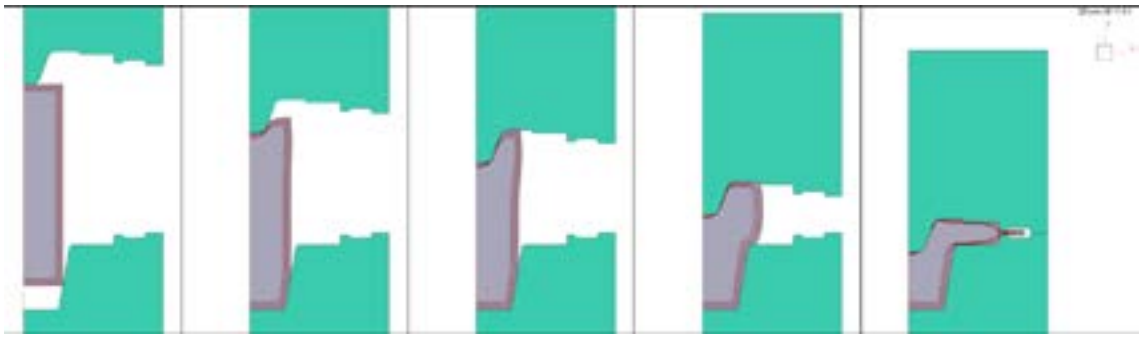


**Figura 3.8:** Confecção do flange utilizando a matriz modificada.

A avaliação por meio de linhas de fluxo internas demonstra a continuidade do material ao longo do processo, sem indícios de sobreposição de camadas. Embora as alterações geométricas tenham resultado em um aumento da massa do componente final forjado, essa variação não modificou as dimensões iniciais do tarugo, mantendo válidos os parâmetros geométricos previamente definidos. De forma geral, os resultados demonstram que a proposta de modificação da geometria da matriz superior foi eficaz na eliminação das dobras.

## 4. CONCLUSÃO

Os resultados demonstraram que o fator de forma influencia diretamente o escoamento do material e a ocorrência de defeitos. Observou-se que menores valores de λ favoreceram a formação de múltiplas dobras associadas a restrições ao fluxo metálico e gradientes elevados de velocidade. Apesar da redução no número de defeitos com o aumento de λ, verificou-se que esse parâmetro, isoladamente, não foi suficiente para eliminar completamente a formação de dobras.

A análise do escoamento indicou que a geometria da matriz superior foi o principal fator responsável pela formação do defeito, devido às mudanças bruscas na direção do fluxo, à presença de pequenos raios de concordância e à inclinação do punção, que favoreceram instabilidades geométricas e desaceleração localizada do material.

As modificações propostas na matriz superior promoveram melhora no escoamento do material, redução dos gradientes de velocidade e eliminação dos indicativos de formação de dobras nas simulações numéricas realizadas. Dessa forma, os resultados obtidos indicam que as alterações geométricas propostas possuem potencial para minimizar a ocorrência de defeitos no processo de forjamento estudado, sendo necessária validação experimental para confirmação do comportamento observado numericamente.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à CAPES, CNPq e FAPEMIG, bem como aos programas PPGEM/PROEX-UFMG e PPGMEC/PROF-UFMG, pelo apoio às atividades de pesquisa na área de conformação mecânica. Agradecem, ainda, à SIXPRO Virtual & Practical Process pela disponibilização do *software QForm UK* utilizado neste trabalho.

## REFERÊNCIAS

**[1]** ALTAN, T et. al. (1983). **Metal Forming: Fundamentals and Applications. American Society for Metals, ASM series in metal processing, Volume 1. 6th edition**. ISBN 0871701677.

**[2]** ALTAN, Taylan et. al. **Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications**. [S. l.]: ASM International, 2004. 341 p. v. 1. ISBN 1615030948, 9781615030941.

**[3]** AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASME B16.5-2017 **pipe flanges and flanged fittings: NPS 1/2 through NPS 24 metric/inch standard**. [s.l: s.n.].

**[4]** VAN TYNE, C.J.; WALTERS, J. **Understanding geometrical forging defects. Forge**, 2007, 1-5.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ANALISE DO EFEITO DA DUPLA NORMALIZAÇÃO NA MICROESTRUTURA E DISTORÇÃO DE ENGRENAGEM MANUFATURADA DE LIGA SAE 8620H MODIFICADA

Ricardo Parizani [1][2]
Claudio Shyinti Kiminami [3]
Eric Marchezini Mazzer [3]

**RESUMO**

O objetivo deste trabalho foi aprofundar a compreensão dos mecanismos metalúrgicos pelos quais a normalização dupla reduz a distorção em engrenagens fabricadas com a liga SAE 8620H modificada, examinando a microestrutura. Partiu-se da hipótese de que a redução da distorção nesse novo processo poderia decorrer de alterações microestruturais em comparação com a rota tradicional de normalização simples. Amostras submetidas às rotas de normalização simples e dupla foram avaliadas antes e depois da usinagem e do tratamento térmico final, utilizando análise dimensional e caracterização microestrutural. Conforme esperado, os resultados dimensionais indicaram uma redução significativa das distorções com a normalização dupla. Quanto à microestrutura, observaram-se diferenças na distribuição e nas frações volumétricas das fases entre as rotas, sugerindo que a melhoria na estabilidade dimensional está relacionada às alterações metalúrgicas promovidas pela dupla normalização.

Key words – dupla normalização; distorção; tratamento térmico.

# ANALYSIS OF THE EFFECT OF DOUBLE NORMALIZING ON THE MICROSTRUCTURE AND DISTORTION OF GEARS MANUFACTURED FROM MODIFIED SAE 8620H ALLOY

**ABSTRACT**

*The objective of this work was to enhance understanding of the metallurgical mechanisms by which double normalizing reduces distortion in gear manufactured using modified SAE 8620H alloy, by examining the microstructure, based on the hypothesis that reduced distortion in this new process could be due to microstructural changes compared to the traditional single normalizing route. Samples subjected to routes with simple normalizing and with double normalizing were evaluated before and after machining and final heat treatment using dimensional analysis and microstructural characterization. As expected, the dimensional results indicated a significant reduction in distortions with double normalizing. Concerning microstructure, it has been observed microstructural differences in the distribution and volumetric fractions of phases between the routes, suggesting that the improvement in dimensional stability is related to the metallurgical changes promoted by double normalizing.*

*Key words — double normalizing; distortion; heat treatment.*

[1] *Mechanical Engineering, Manufacturing Engineer, Vehicle Group – Eaton, Valinhos, São Paulo, Brazil.*

[2] *Master Student, Federal University of Sao Carlos, Graduate Program in Materials Science and Engineering, Sao Carlos, SP, Brazil.*

[3] *Professor, Federal University of São Carlos, Materials Engineering Department and Graduate Program in Materials Science and Engineering, Sao Carlos, SP, Brazil.*

## 1. INTRODUÇÃO

A distorção dimensional em componentes de aço, especialmente após processos como forjamento, usinagem e tratamentos térmicos, é um desafio crítico na indústria automotiva, impactando diretamente o desempenho, a durabilidade e os custos de produção.

A substituição da normalização simples pela normalização dupla pode melhorar significativamente a estabilidade dimensional do componente, diminuir as distorções e melhorar a qualidade geral do produto, obtendo uma melhor homogeneidade microestrutural e reduzindo a tensão interna [1].

O efeito da aplicação de dupla normalização após o forjamento nas propriedades mecânicas também foi relatado para aços microligados 38MnVS6 forjados usados na fabricação de virabrequins e bielas de pistão [2]. Os testes Charpy de tração e impacto foram realizados em aço sob três condições: forjado, normalizado e dupla normalizado. Somente a normalização dupla alcançou o maior alongamento antes da falha e melhorou a resistência à tração. No aço 38MnVS6, a normalização dupla foi necessária para aumentar o limite de escoamento e manter a resistência à tração. Esses resultados são devidos ao refinamento microestrutural e melhor distribuição de perlita e ferrita [3].

Os efeitos da microestrutura na distorção dimensional do aço 20MnCr5 durante a cementação foram estudados utilizando três diferentes rotas de tratamento – normalização, recozimento e têmpera e revenido, sendo que a rota de têmpera e revenido apresentou a

menor variação dimensional entre as amostras. Estes resultados demonstram a forte influência da microestrutura na distorção, destacando o papel das transformações de fase impostas pelos diferentes tratamentos térmicos [4].

Nosso estudo recente [5] avaliando a dupla normalização na fabricação de engrenagens usando liga SAE 8620H modificada descobriu que substituir a normalização padrão de tratamento térmico único por um processo de dupla normalização durante o pós-forjamento - mantendo outras etapas de produção inalteradas - se mostra eficaz. Esta abordagem reduz a distorção dentro das especificações aceitáveis e permite o ajuste fino da microgeometria final através da usinagem. Como resultado, aumenta a eficiência da produção, reduz os custos operacionais, minimiza as perdas de fabricação e promove a estabilidade do processo. A redução na distorção pode ser devida à menor tensão residual, possivelmente relacionada a alterações microestruturais, o que exige investigação mais aprofundada.

O objetivo deste trabalho foi aprimorar a compreensão dos mecanismos metalúrgicos que explicam como a dupla normalização reduz a distorção na fabricação de engrenagens, especialmente quando se utiliza a liga SAE 8620H modificada, por meio da análise da microestrutura, com base na hipótese de que a redução da distorção nesse novo processo pode ser atribuída a alterações microestruturais em comparação com a rota tradicional de normalização simples.

## 2. METODOLOGIA

A peça em estudo é uma engrenagem de marcha a ré do eixo principal, componente do conjunto de transmissão de marcha a ré para caminhões automatizados. A engrenagem é fabricada em liga SAE8620H sem adição de níquel — uma modificação realizada pelo fabricante para reduzir custos [6]. As dimensões gerais da peça final são: diâmetro externo de 228,97 mm, espessura de 27 mm e peso de 5 kg (Figura 1).

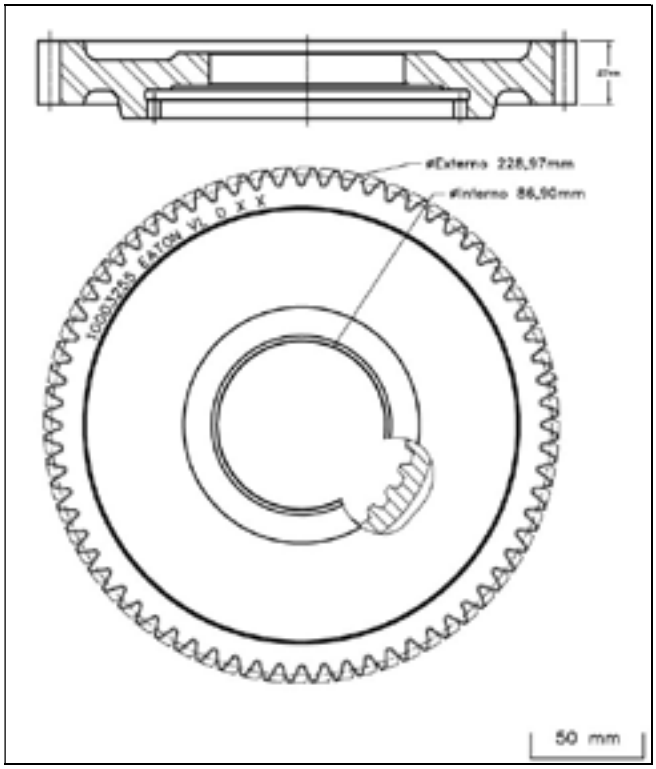



**Figura 1**: Desenho da engrenagem de ré do eixo principal.

A fabricação da engrenagem compreende as etapas de corte do tarugo para forjamento, normalização, usinagem, cementação, têmpera e revenimento, e acabamento, sendo realizada, ao final, uma inspeção dimensional. Amostras para análise microestrutural metalúrgica foram coletadas após a normalização e etapas finais de tratamento térmico, conforme descrito.

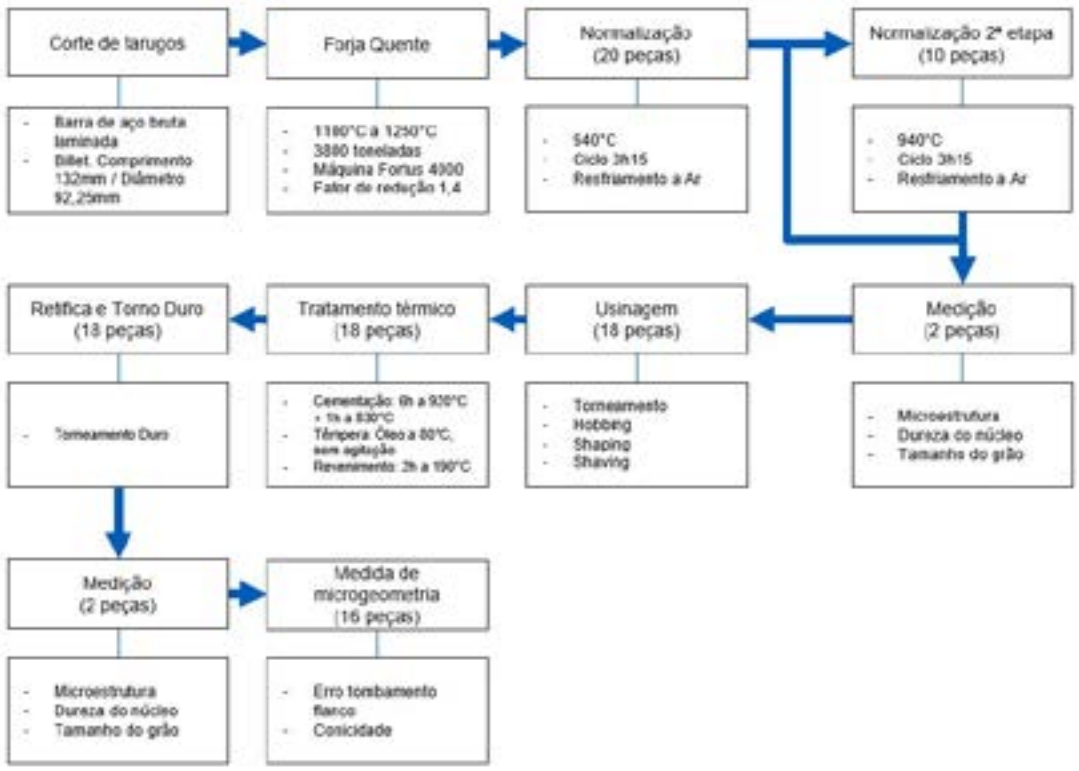



**Figura 2**: Fluxograma de produção da engrenagem de ré do eixo principal.

Uma amostra de 20 engrenagens forjadas foi processada seguindo as etapas ilustradas no fluxograma da Figura 2. Durante a normalização, dez engrenagens passaram pelo processo convencional, denominado rota N1. As outras dez engrenagens foram submetidas a um processo de normalização dupla, utilizando os mesmos parâmetros da normalização simples, sendo denominadas rota N2.

Após os tratamentos térmicos de normalização (tanto o convencional quanto o duplo), uma amostra de cada processo foi examinada metalograficamente. A análise incluiu a avaliação e quantificação da uniformidade do tamanho de grão, a avaliação do refino de grão e a identificação e medição das fases presentes.

As demais amostras prosseguiram no processo de fabricação, passando por usinagem e, posteriormente, por tratamento térmico de cementação e têmpera.

As amostras finais das peças fabricadas foram analisadas utilizando o equipamento de medição dimensional 3D modelo P40, da Klingelnberg GmbH. A análise envolveu a medição da conicidade e do erro de *lead* (erro de passo axial/hélice), bem como a avaliação do passo e do perfil do flanco do dente e de suas inter-relações. Essas medições incluíram a conicidade e o erro de *lead*, que foram relacionados a desvios no ângulo da hélice e comparados com os padrões especificados.

Ao final, amostras de cada rota foram selecionadas e denominadas N1T e N2T, e

corpos de prova foram cortados de três regiões das engrenagens para análise metalográfica (Figura 3).

Ensaios de dureza foram realizados em todas as amostras utilizando um microdurômetro Tukon 250 Wilson. As microestruturas foram caracterizadas utilizando um microscópio eletrônico de varredura FEG-UFSCar e um microscópio óptico Zeiss Axio 5 ou Olympus BX51M, e as análises de imagem foram realizadas com o software SIM Metallographica. Análises numéricas foram realizadas utilizando o software de análise estatística Minitab.

A identificação das amostras seguiu conforme indicado na Tabela 1.

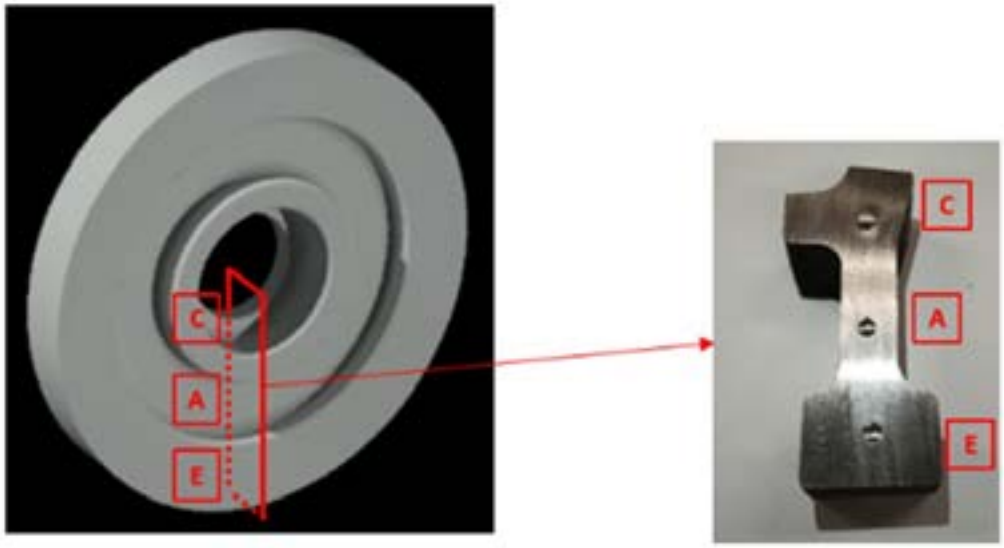



**Figura 3:** Esquematização das regiões de análise: região E (engrenagem ou dente), região A (núcleo ou região central) e região C (cubo ou região interna).

**Tabela 1.** Identificação das amostras por rota, fase de processamento e local de análise.

| Amostra | Descrição |
|---|---|
| 1N E | Normalizado, Bruto Forjado, região E |
| 1N A | Normalizado, Bruto Forjado, região A |
| 1N C | Normalizado, Bruto Forjado, região C |
| 1N T E | Normalizado, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região E |
| 1N T A | Normalizado, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região A |
| 1N T C | Normalizado, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região C |
| 2N E | Dupla Normalização, Bruto Forjado, região E |
| 2N A | Dupla Normalização, Bruto Forjado, região A |
| 2N C | Dupla Normalização, Bruto Forjado, região C |
| 2N T E | Dupla Normalização, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região E |
| 2N T A | Dupla Normalização, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região A |
| 2N T C | Dupla Normalização, Usinado, Cementado-Temperado-Revenido, região C |

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 4 apresenta micrografias da amostra de forjado bruto submetida à normalização simples, nas três regiões (E=Engrenagem, A=Núcleo, C=Cubo) para a rota N1 (normalização simples). A Figura 5 apresenta micrografias da amostra de forjado bruto submetida à normalização dupla, nas três regiões (E=Engrenagem, A=Núcleo, C=Cubo) para a rota N2 (normalização dupla).

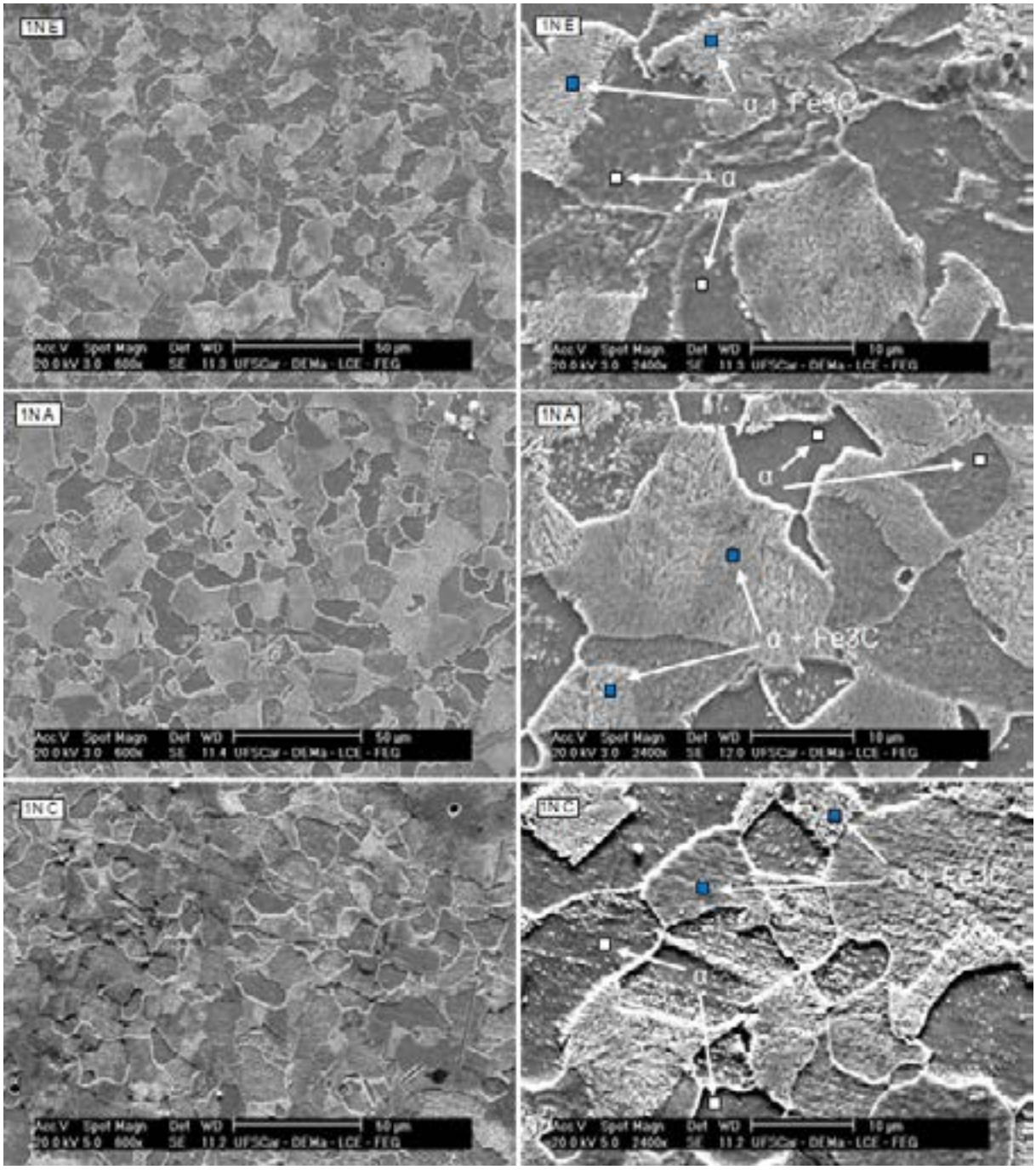



**Figura 4:** Micrografias obtidas por MEV da amostra de forjamento bruto submetida à normalização simples, nas três regiões (engrenagem, núcleo e cubo).

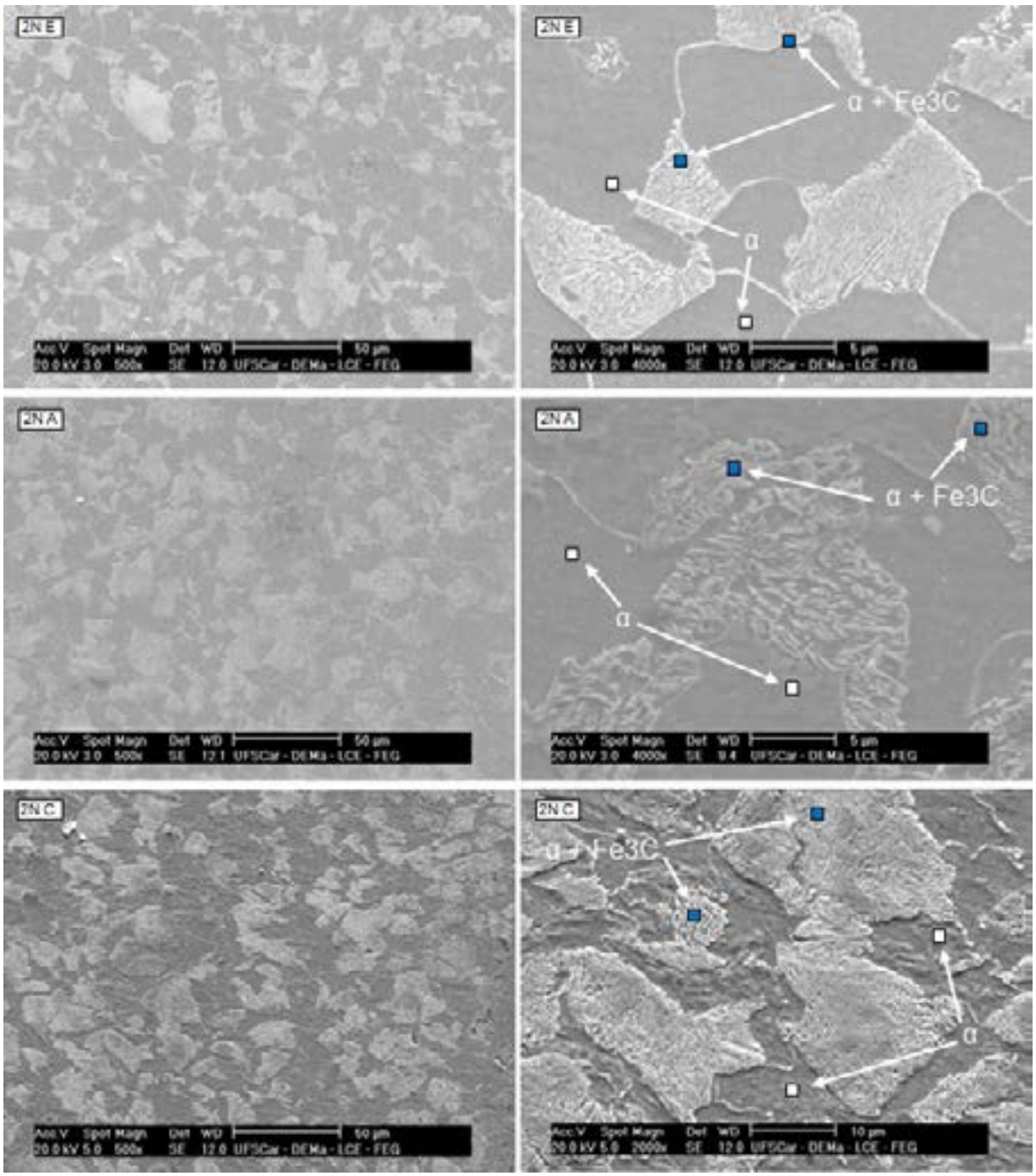



**Figura 5**: Micrografias obtidas por MEV da amostra de forjado bruto e submetida à normalização dupla, nas três regiões (engrenagem, núcleo e cubo).

A análise das regiões microestruturais de cada rota de processamento das amostras revelou os volumes médios de fase apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Percentuais médios das fases encontradas nas amostras submetidas às rotas N1 e N2, por região (E = Engrenagem, A = Núcleo, C = Cubo). N1 (normalização simples); N2 (normalização dupla).

| Rota | N1 | | | | N2 | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | % Ferrita | | % Perlita | | % Ferrita | | % Perlita | |
| Regiao | min. | máx. | min. | máx. | min. | máx. | min. | máx. |
| E | 38,2 | 51 | 48,1 | 61,8 | 61 | 69,4 | 30,6 | 39 |
| A | 37,7 | 58,9 | 41,1 | 62,7 | 53,2 | 75,9 | 24,7 | 46,7 |
| C | 48,8 | 74,8 | 25,2 | 51,2 | 42,1 | 60,9 | 39,1 | 57,9 |

Com base nos dados da Tabela 2, uma análise gráfica realizada com o software estatístico Minitab ilustra a variação da distribuição entre as regiões para as duas rotas (Figuras 6 e 7); nela, é possível observar a redução da variabilidade na região C e a mudança na predominância da fase perlita — observada na rota N1 — para a fase ferrita na rota N2, nas regiões A e E.

Essa distribuição é representada pelos valores percentuais das fases: na região A da amostra N1, a ferrita varia de 37,7% a 58,9% e a perlita, de 41,1% a 62,7%. Observa-se também uma inversão nas proporções de ferrita e perlita nas regiões E (engrenagem) e C (cubo).

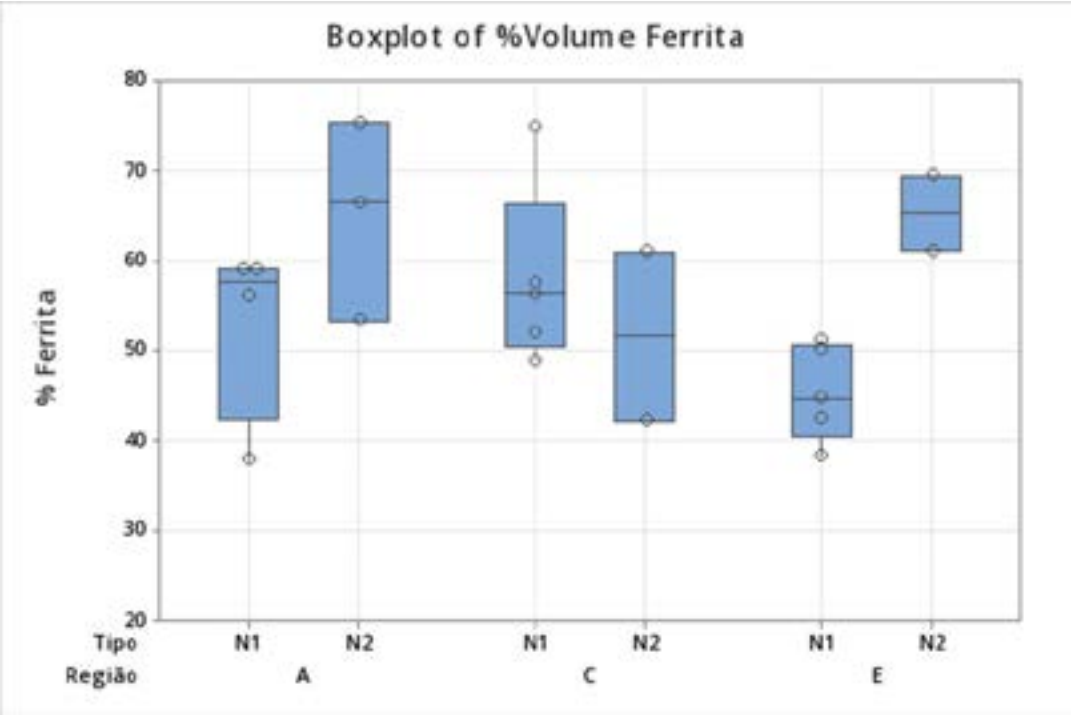



**Figura 6**: Análise das variações percentuais do volume de ferrita para as rotas N1 e N2, por região.

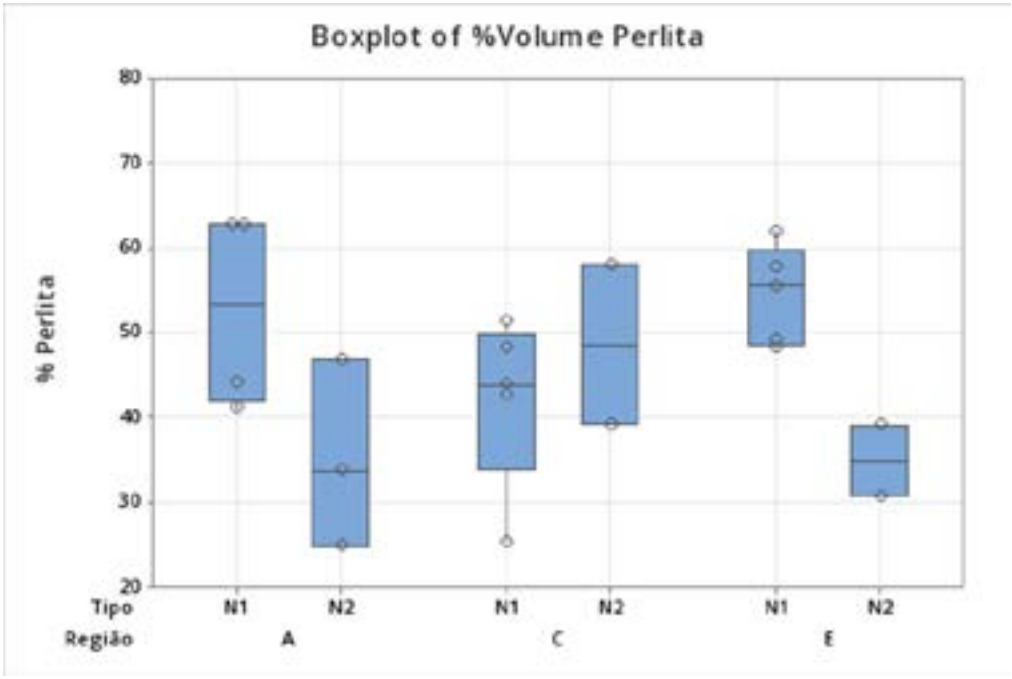



**Figura 7**: Análise das variações percentuais do volume de perlita nas rotas N1 e N2, por região.

Observa-se, nos resultados das análises, que os valores percentuais das fases possuem variação total maior entre as regiões A e C do que na região de interesse para o estudo de deformação E, onde essa variação total é menor. Nessa região, verifica-se uma redução acentuada na variabilidade para a rota N2 em relação à N1, além de uma inversão na proporção das fases (de perlita para ferrita), fenômeno que também ocorre na região A. Adicionalmente, ao comparar as médias das três regiões entre as microestruturas das rotas N1 e N2, observa-se que o percentual de ferrita é maior na rota N2 e, consequentemente, o percentual de perlita é menor.

Na análise complementar dos percentuais de fase entre as regiões para uma mesma rota, não foram observadas diferenças significativas, indicando que o tratamento da rota produziu resultados semelhantes em todas as regiões.

Embora não exista uma diferença estatística entre as rotas para as medições de volume de fase ferritica, elas geram resultados distintos em termos de frações volumétricas das microestruturas, conforme ilustrado na Figura 8. O valor-p (*p-value*) é 0,063 para a fase ferrita e 0,022 para a fase perlita. Visto que um valor-p inferior a 0,05 indica incompatibilidade dos dados com a hipótese nula, conclui-se que os resultados diferem significativamente entre as rotas. Apesar de a fase ferrita apresentar um valor-p ligeiramente mais elevado, as diferenças entre as rotas são evidentes, considerando a interdependência dos volumes das fases e a utilização de um intervalo de confiança de 95%. Esse limiar é relativamente alto para esse tipo de análise, que se baseia no processamento de imagens e está sujeita a erros, principalmente devido à imprecisão na delimitação das bordas das fases.

As amostras processadas pela rota de dupla normalização (N2) apresentaram melhor formação da fase ferrítica e menor variabilidade nos percentuais volumétricos na região E, conforme mostrado na Figura 6. Essa região sofreu distorções após o tratamento térmico, o que se reflete nos resultados dimensionais do dente da engrenagem, particularmente no que diz respeito à conicidade e ao erro de passo helicoidal (*lead error*). A redução da variação microestrutural e a tendência para uma microestrutura ferrítica nas amostras N2 resultaram em valores médios menores de conicidade e de erro de passo helicoidal, como observado

na Figura 9. De modo geral, a homogeneização da fase ferrítica por meio da dupla normalização contribui para minimizar as alterações volumétricas durante a têmpera.

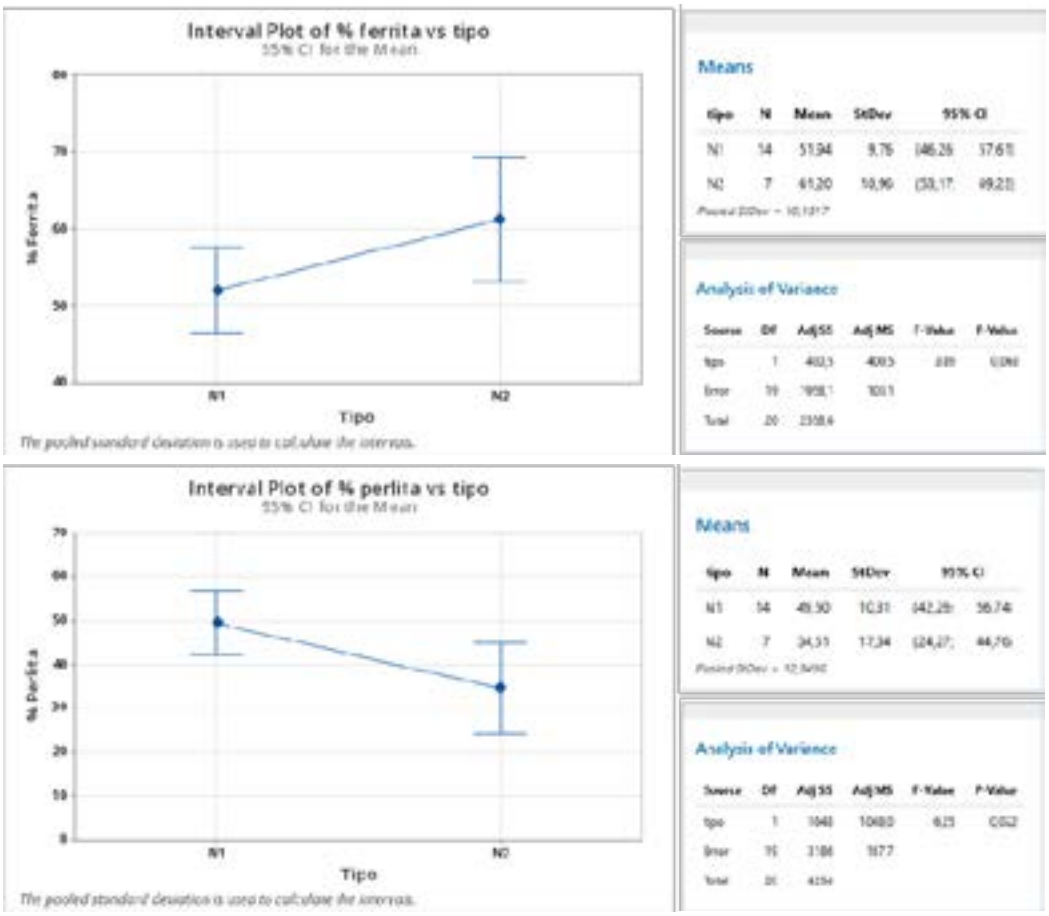



**Figura 8**: Análise das variações percentuais do volume de perlita nas rotas N1 e N2, por região.

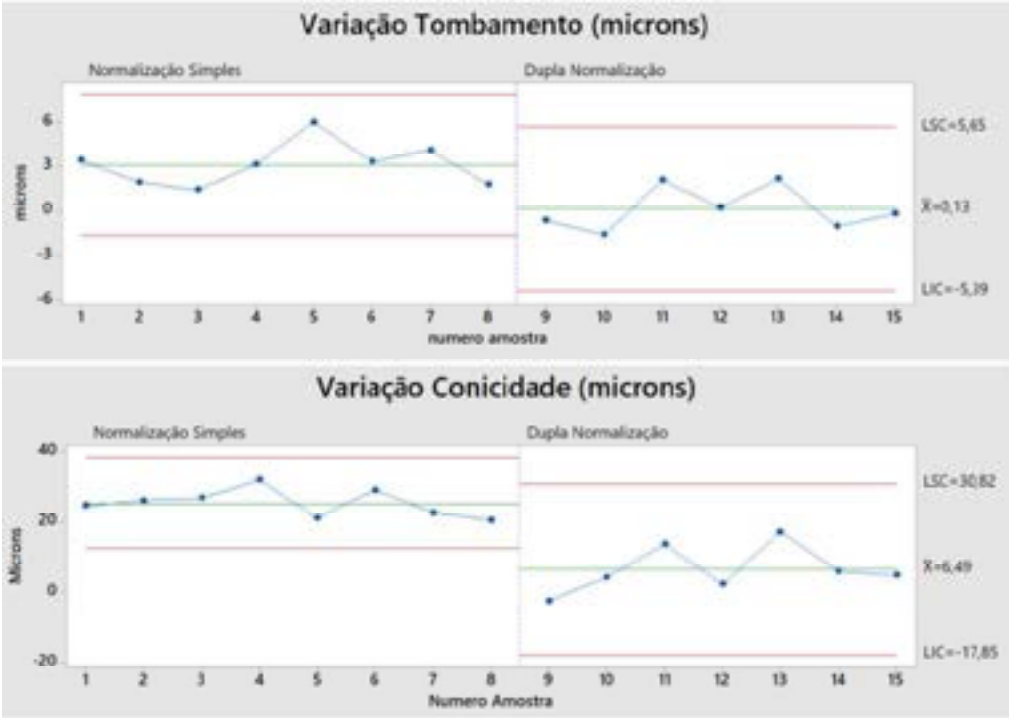



**Figura 9**: Variação da conicidade e angulo de tombamento entre rotas N1T e N2T.

Embora, para a dupla normalização, a variabilidade estatística em relação ao erro de passo (lead error) tenha apresentado uma amplitude praticamente igual, os resultados absolutos situam-se em torno de zero, isto é, com uma média de 0,13 micrômetros, os dados estavam praticamente centralizados, mantendo um desvio padrão quase idêntico de 1,465 micrômetros para esse modo de distorção após os tratamentos térmicos de cementação, têmpera e revenimento.

Quanto à conicidade, a variabilidade anterior era de 30 micrômetros e observou-se um aumento para 47 micrômetros, com os resultados centralizados em uma média de 6,49 micrômetros (em comparação com os 25 micrômetros anteriores). Para essa característica, observou-se um aumento do desvio padrão de 3,90 micrômetros para 6,74 micrômetros. Embora no ponto de vista de dispersão represente uma piora, os valores são aceitáveis, uma vez que as médias ficaram centralizadas próximo a zero, tornando viável a correção da microgeometria por meio de usinagem.

As análises de tamanho de grão e de microestruturas após o tratamento final não apresentaram diferenças estatisticamente significativas e, portanto, não foram mencionadas.

## 4. CONCLUSÕES

A redução da distorção observada em engrenagens fabricadas com a liga SAE 8620H modificada, após a introdução da normalização dupla, decorre da diminuição das heterogeneidades microestruturais e de uma distribuição de fases mais uniforme, em comparação com a microestrutura observada na normalização simples.

## AGRADECIMENTOS

Este estudo foi financiado em parte pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código Financeiro 001.

## REFERÊNCIAS

[1] MACKENZIE, D. Scott. Metallurgical aspects of distortion and residual stress in heat treated parts. Houghton International Inc., 2016.

[2] SIWIEC, Dominika; DWORNICKA, Renata; PACANA, Andrzej. An analysis of the influence of double normalizing process on mechanical properties and microstructure 38MnVS6 steel. Metal 2020, Brno, Czech Republic, EU, 26-28 maio 2021.

[3] SIWIEC, Dominika; DWORNICKA, Renata; PACANA, Andrzej. Improving the process of achieving required microstructure and mechanical properties of 38MnVS6 steel. Metal 2020, Brno, Czech Republic, EU, 20-22 maio 2020.

[4] ZOCH, H.-W. From single production step to entire process chain – the global approach of distortion engineering. Material Wissenschaft und Werkstofftechnik, v. 37, n. 1, 2006.

[5] Parizani R. Analysis of the Introduction of Double Normalizing in the Manufacture of Gears with Modified SAE 8620h Alloy for Distortion Reduction [tese de mestrado]. São Carlos: University of São Carlos; 2026.

[6] EATON. Standard TES-047: Carbon and Alloy Steel Bar. Rev. 24. 2008.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ENCARCAÇAMENTO DE FERRAMENTAS DE EXTRUSÃO DIRETA VIA APRENDIZADO DE MÁQUINA

André Rosiak [1]
Matheus Henrique Riffel [2]
Peterson Diehl [3]
Diego Pacheco Wermuth [4]
Lirio Schaeffer [5]

**RESUMO**

Este trabalho propõe uma metodologia para auxiliar o projeto de ferramentas encarcaçadas aplicadas à extrusão direta a frio, combinando simulações pelo Método dos Elementos Finitos e técnicas de aprendizado de máquina. A proposta busca reduzir a dependência de sucessivas simulações numéricas durante a etapa de dimensionamento, permitindo avaliar de forma rápida diferentes combinações geométricas e de interferência. Foram utilizados como parâmetros de entrada o coeficiente de resistência do material, o diâmetro inicial do tarugo, as dimensões do inserto e da cinta e a interferência de montagem. As respostas consideradas foram a máxima tensão principal, associada ao surgimento de tensões trativas no inserto de metal duro, e a máxima tensão média, utilizada como indicador complementar do confinamento compressivo. A partir da base de dados obtida numericamente, diferentes métodos de aprendizado de máquina foram avaliados para a previsão de $\sigma_{1,max}$ e $\sigma_{m,max}$. Entre os modelos avaliados, o *Random Forest* apresentou o melhor desempenho, com $R^2$ = 0,901 para $\sigma_{1,max}$ e $R^2$ = 0,974 para $\sigma_{m,max}$. Os resultados demonstram que o metamodelo é capaz de reproduzir adequadamente as respostas obtidas pelo MEF e pode ser empregado como base para um sistema de assistência ao projeto, tornando a seleção das dimensões da ferramenta mais rápida, sistemática e orientada por critérios mecânicos.

Palavras-chave: Extrusão a frio; Ferramentas encarcaçadas; Método dos Elementos Finitos; Aprendizado de máquina; Random Forest; Metamodelagem.

# Optimization of Shrink-Fit Parameters for Direct Extrusion Tooling via Machine Learning


## ABSTRACT

This work proposes a methodology to support the design of shrink-fitted tooling for direct cold extrusion by combining Finite Element Method (FEM) simulations with machine learning techniques. The proposed approach aims to reduce the need for successive numerical simulations during the tool design stage, enabling the rapid evaluation of different geometric and interference configurations. The input parameters included the strength coefficient of the workpiece material, the initial billet diameter, the dimensions of the carbide insert and outer ring, and the assembly interference. The analyzed responses were the maximum principal stress, associated with the development of tensile stresses in the carbide insert, and the maximum mean stress, used as a complementary indicator of compressive confinement. Based on the numerically generated database, different machine learning methods were evaluated for predicting $\sigma_{1,max}$ and $\sigma_{M,max}$. Among the models investigated, *Random Forest* achieved the best performance, with $R^2$=0.901 for $\sigma_{1,max}$ and $R^2$=0.974 for $\sigma_{m,max}$. The results demonstrate that the metamodel can adequately reproduce the FEM responses and can serve as the basis for a design assistance system, making tool dimension selection faster, more systematic, and guided by mechanical criteria.


Keywords: Cold extrusion; Shrink-fitted tooling; Finite Element Method; Machine learning; Random Forest; Metamodeling.

## 1 INTRODUÇÃO

A extrusão a frio é um processo de conformação mecânica empregado na produção de componentes com alta precisão dimensional, qualidade superficial e o aproveitamento de material, que podem reduzir a necessidade de usinagem e de operações subsequentes. No processo, um punção aplica carga compressiva ao material e o força a escoar plasticamente através de uma matriz, que define a seção transversal da peça. Conforme a direção do escoamento em relação ao movimento do punção, distinguem-se principalmente a extrusão direta (ou para a frente) e a indireta (ou reversa). Na extrusão direta, o material escoa no mesmo sentido do punção. Esse método é adequado, por exemplo, à produção de hastes e eixos. Na extrusão indireta, o material escoa em sentido oposto ao punção, sendo comum na fabricação de peças ocas, como copos e componentes tubulares [1,2].

As operações de extrusão a frio exigem cargas elevadas e submetem as ferramentas a solicitações intensas. Em aplicações específicas, foram relatadas tensões principais máximas locais próximas de 3 GPa na matriz [3]. Matrizes podem trabalhar sob carregamentos cíclicos e sofrer iniciação e propagação de trincas por fadiga. Insertos de metal duro são usados em aplicações exigentes por sua elevada resistência à compressão e ao desgaste, embora sua baixa ductilidade e resistência à tração os tornem sensíveis à fratura por fadiga [4,5].

Durante a conformação, a pressão do material sobre a matriz pode produzir tensões radiais compressivas e tensões tangenciais (circunferenciais) de tração. As tensões tangenciais são críticas porque promovem a expansão da matriz e podem contribuir para a iniciação de trincas e a redução da vida em fadiga da ferramenta [4,6]. Para reduzir esse efeito, matrizes ou insertos de metal duro podem ser pré-tensionados por encarcaçamento. O inserto é montado com interferência em um anel externo de material mais tenaz, que exerce pressão sobre sua superfície externa. O pré-tensionamento altera o campo de tensões e pode reduzir as tensões de tração e a amplitude cíclica

efetiva no inserto, retardando a falha por fadiga. O benefício depende do dimensionamento. Interferências excessivas também podem gerar um estado de tensões desfavorável [4,6-8].
O encarcaçamento pode empregar um ou mais anéis de reforço. A interferência de montagem é um parâmetro central do projeto, pois influencia a distribuição e o nível das tensões no inserto e no anel. Sua determinação deve considerar as cargas do processo, a geometria da peça, as propriedades dos materiais conformado e das ferramentas, além das dimensões e da configuração do conjunto inserto–anel [6-8].
Historicamente, o dimensionamento desses sistemas baseava-se em diagramas, tabelas e formulações empíricas derivadas de observações experimentais. Atualmente, o Método dos Elementos Finitos (MEF) é amplamente empregado para essa finalidade, permitindo a previsão detalhada dos campos de tensões, a avaliação do comportamento estrutural do conjunto ferramental e a estimativa da vida útil das ferramentas de forma mais precisa e confiável [5,7,9,10].
Entretanto, embora o MEF ofereça elevada capacidade de análise, sua aplicação direta no dimensionamento pode demandar a realização de numerosas simulações até que uma combinação adequada de geometria e interferência seja encontrada. Esse procedimento pode tornar o processo de projeto demorado, especialmente quando diferentes condições de material e dimensões do tarugo precisam ser consideradas. Nesse contexto, a utilização de metamodelos baseados em aprendizado de máquina permite transformar os resultados previamente obtidos por simulação em uma ferramenta de resposta rápida, capaz de estimar o comportamento mecânico de diferentes configurações sem a necessidade de executar uma nova análise por elementos finitos para cada alternativa. Além da redução do tempo computacional, essa abordagem possibilita explorar um número maior de combinações de projeto, padronizar o processo de seleção das dimensões, reduzir a dependência de procedimentos de tentativa e erro e fornecer suporte quantitativo à tomada de decisão durante o dimensionamento da ferramenta.
Diante disso, o presente trabalho propõe uma metodologia computacional para assistência ao dimensionamento de ferramentas encarcaçadas empregadas em processos de extrusão direta a frio. O objetivo é determinar, de maneira rápida e sistemática, combinações adequadas entre o diâmetro externo do inserto, o diâmetro externo da cinta de pré-tensionamento e a interferência de montagem, buscando reduzir a máxima tensão principal trativa desenvolvida na região crítica do inserto e manter condições favoráveis de confinamento compressivo.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 1 mostra as etapas de desenvolvimento da metodologia computacional utilizada para definir o dimensionamento adequado de ferramentas de extrusão a frio encarcaçadas. A metodologia foi estruturada a partir da integração entre simulações numéricas pelo Método dos Elementos Finitos (MEF), processamento mecânico dos resultados, técnicas de aprendizado de máquina e otimização geométrica.
As simulações foram realizadas no software QForm UK, utilizando modelos bidimensionais axisimétricos. O processo analisado corresponde à extrusão direta a frio com ângulo da matriz mantido constante em 14° em todas as simulações (Figura 2). A ferramenta foi constituída por um inserto de metal duro, como limite de escoamento de 4000 MPa, encarcaçado em uma cinta de aço ferramenta H13, com limite de escoamento de 1600 MPa. Os materiais da ferramenta foram mantidos constantes durante todo o estudo. Dessa forma, as variáveis investigadas correspondem às características do material conformado, representado pelo coeficiente de resistência ($K$), o diâmetro interno da matriz ($d$), o diâmetro externo da matriz ($D$), o diâmetro externo da cinta ($D_0$) e a interferência do conjunto inserto–cinta ($\delta$).

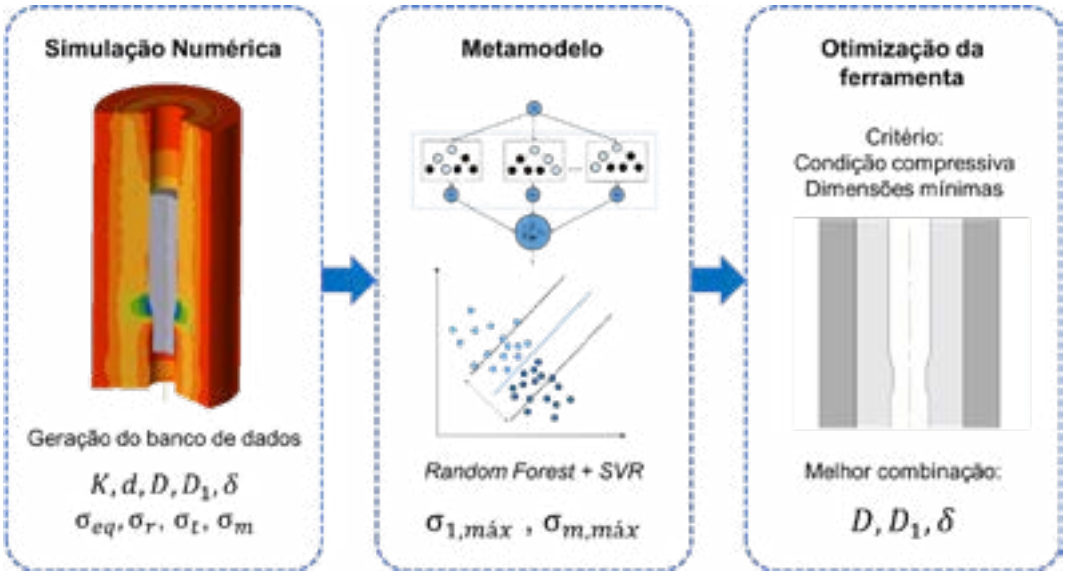



**Figura 1** Metodologia computacional utilizada para definir o dimensionamento adequado de ferramentas de extrusão a frio encarcaçadas.

Foi definida como região crítica a região interna do inserto próxima ao raio de transição da matriz, na qual foram observados os maiores níveis de tensão trativa durante o processo. A escolha dessa região foi fundamentada em dois aspectos. O primeiro corresponde à concentração de tensões associada à mudança geométrica existente no raio de transição. O segundo corresponde à superposição entre o campo de pré-compressão introduzido pela montagem por interferência e o carregamento aplicado durante a extrusão. Considerando o comportamento predominantemente frágil do metal duro, essa região apresenta particular interesse, pois tensões principais trativas podem contribuir para a iniciação e posterior propagação de trincas.

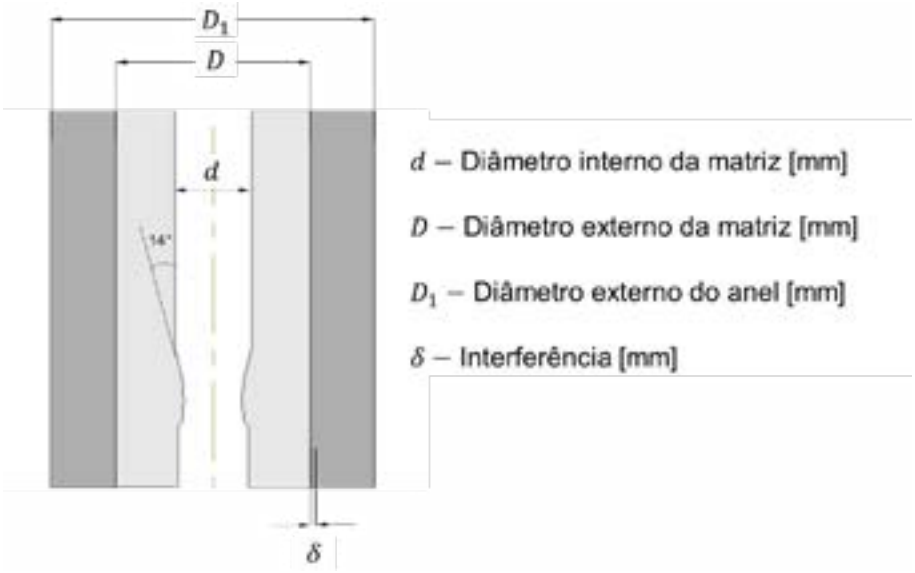



**Figura 2** Processo analisado.

Para todas as simulações foi utilizada uma região fisicamente equivalente ao redor do raio interno da matriz. Dentro dessa região foi avaliada a posição com comportamento mais trativo. A partir de cada modelo foram extraídos resultados referentes a tensão

equivalente ($\sigma_{eq}$), tensão radial ($\sigma_r$), tensão tangencial ($\sigma_t$) e tensão média ($\sigma_m$). Para cada configuração foram analisados dois estados distintos do inserto. O primeiro estado, denominado $S_0$, corresponde à condição após a montagem por interferência e antes da aplicação da carga de extrusão. O segundo estado, denominado $S_1$, corresponde à condição do inserto durante o carregamento associado ao processo de extrusão.
Dessa forma, o estado durante o processo resulta da superposição entre a pré-compressão gerada pela cinta e a solicitação produzida durante a conformação. Essa distinção é importante porque a interferência modifica diretamente o estado inicial de tensões do inserto e, consequentemente, a condição resultante durante a extrusão.
A resposta mecânica adotada para cada simulação foi definida a partir de dois parâmetros. O primeiro é a maior tensão principal ($\sigma_1$) observada entre os dois estados $S_0$ e $S_1$:

$$\sigma_{1,max} = \max(\sigma_{1,0}, \sigma_{1,1})$$

O segundo é a maior tensão média ($\sigma_m$) observada entre os dois estados $S_0$ e $S_1$:

$$\sigma_{m,max} = \max(\sigma_{m,0}, \sigma_{m,1})$$

Essas grandezas constituem as variáveis dependentes utilizadas na construção de metamodelos do processo de extrusão.
O parâmetro $\sigma_{1,max}$ foi selecionado devido ao comportamento do metal duro utilizado no inserto. Para um material predominantemente frágil, a presença de tensões trativas apresenta particular importância para a nucleação e propagação de trincas. A função do encarcaçamento é introduzir um estado inicial de compressão capaz de compensar parcialmente as tensões desenvolvidas durante a extrusão. Por esse motivo, a variável $\sigma_{1,max}$ foi utilizada como principal indicador da severidade mecânica do inserto.
Adicionalmente, $\sigma_{m,max}$ representa o estado menos compressivo do ciclo. A utilização da tensão média máxima permite avaliar o estado menos compressivo experimentado pela região crítica entre as condições de pré-tensionamento e carregamento, fornecendo uma medida complementar da eficiência do sistema de encarcaçamento.
O objetivo do sistema de assistência ao projeto é encontrar configurações nas quais:

$$\sigma_{1,max} \leq 0$$

$$\sigma_{m,max} \leq 0$$

ou, quando isso não for possível, reduzir ao máximo o nível de tensão principal trativa.
Essa abordagem deve ser interpretada como uma estratégia para favorecer a resistência do inserto à iniciação de trincas e ao carregamento cíclico, e não como uma previsão direta da vida em número de ciclos.
Para a criação dos metamodelos, foram avaliadas diferentes estratégias de regressão. A validação não foi realizada exclusivamente por divisão aleatória dos dados. Como diferentes geometrias associadas ao mesmo diâmetro inicial apresentam elevada similaridade, uma divisão aleatória poderia colocar condições muito semelhantes simultaneamente nos conjuntos de treinamento e teste, produzindo uma avaliação excessivamente otimista. Para reduzir esse efeito, foi utilizado o método *GroupKFold* com cinco divisões, considerando $d$ como variável de agrupamento. Assim, todas as simulações correspondentes a um determinado valor de $d$ permaneceram no mesmo grupo. Durante cada etapa de validação o valor de $d$ do conjunto de teste não estava presente no conjunto de treinamento daquele *fold*. Essa estratégia fornece uma avaliação mais rigorosa da capacidade do metamodelo de prever condições associadas a dimensões não utilizadas diretamente em determinada etapa de treinamento.
O desempenho dos metamodelos foi avaliado pelo coeficiente de determinação $R^2$, pelo erro absoluto médio (MAE) e pela raiz do erro quadrático médio (RMSE). Como a

mudança de sinal de $\sigma_{1,max}$ e $\sigma_{m,max}$ apresenta importância física direta, foram introduzidas métricas adicionais. A acurácia do sinal representa a proporção de casos nos quais o modelo e o MEF classificam corretamente a condição como trativa ou compressiva. Também foi definida a taxa de falso seguro.
Um caso de falso seguro ocorre quando $\sigma_{1,max} \leq 0$, mas o MEF indica $\sigma_{1,max} > 0$. Essa condição é particularmente importante porque representa uma situação na qual o metamodelo classificaria o inserto como totalmente compressivo, embora a simulação numérica indique a presença de tensão principal trativa.
A partir das previsões de $\sigma_{1,max}$ e $\sigma_{m,max}$ do metamodelo, foi desenvolvido um algoritmo capaz de identificar a melhor combinação de $D$, $D_1$ e $\delta$ para um determinado diâmetro ($d$) e material forjado, representado pelo coeficiente de resistência (K).
A seleção é realizada em duas etapas. Primeiramente são identificadas as configurações que atendem:

$$\sigma_{1,max} + \text{RMSE} \leq 0$$

$$\sigma_{m,max} + \text{RMSE} \leq 0$$

Entre essas configurações, é selecionada preferencialmente a solução geometricamente mais compacta, gerando o menor valor possível de $D$, $D_1$ e $\delta$. Dessa forma, o sistema busca a configuração menos severa capaz de manter a região crítica do inserto em condição robustamente compressiva.
Quando nenhuma solução satisfaz o primeiro critério, é selecionada a configuração que minimiza $\sigma_{1,max}$ + RMSE e $\sigma_{m,max}$ + RMSE. Essa condição é então identificada como uma solução sem margem robusta de compressão.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 2 mostra resultados mostra exemplos dos resultados obtidos a partir das simulações numéricas. De cada modelo foram extraídos valores de tensão tangencial ($\sigma_t$), tensão radial ($\sigma_r$), tensão equivalente ($\sigma_{eq}$) e tensão média ($\sigma_m$) para os estados $S_0$ e $S_1$. A Tabela 1 lista as características do banco de dados obtido a partir dos 1284 modelos numéricos.
Os metamodelos foram construídos para prever $\sigma_{1,max}$ e $\sigma_{m,max}$, tendo com entradas $K$, $d$, $D$, $D_1$ e $\delta$. Após a avaliação de diferentes estratégias de regressão, os metamodelos foram configurados utilizando *Random Forest* (RF) e *Support Vector Regression* (SVR).
O *Random Forest* foi utilizado por sua capacidade de representar relações não lineares e interações entre variáveis sem a necessidade de assumir previamente uma forma funcional para a superfície de resposta. O algoritmo combina as previsões de diversas árvores de decisão construídas a partir de subconjuntos dos dados, reduzindo a variância associada a uma única árvore.
Na configuração utilizada foram adotadas 400 árvores de decisão, com número mínimo de uma observação por folha terminal. Foi fixado *random_state* = 42 para garantir a reprodutibilidade dos resultados. Os demais parâmetros foram mantidos nos valores padrão da implementação utilizada.
O *Support Vector Regression* foi utilizado como modelo alternativo, empregando função kernel radial do tipo RBF. Antes do treinamento do SVR, as variáveis de entrada foram padronizadas por meio do procedimento *StandardScaler*, uma vez que esse algoritmo é sensível às diferenças de escala entre as variáveis.

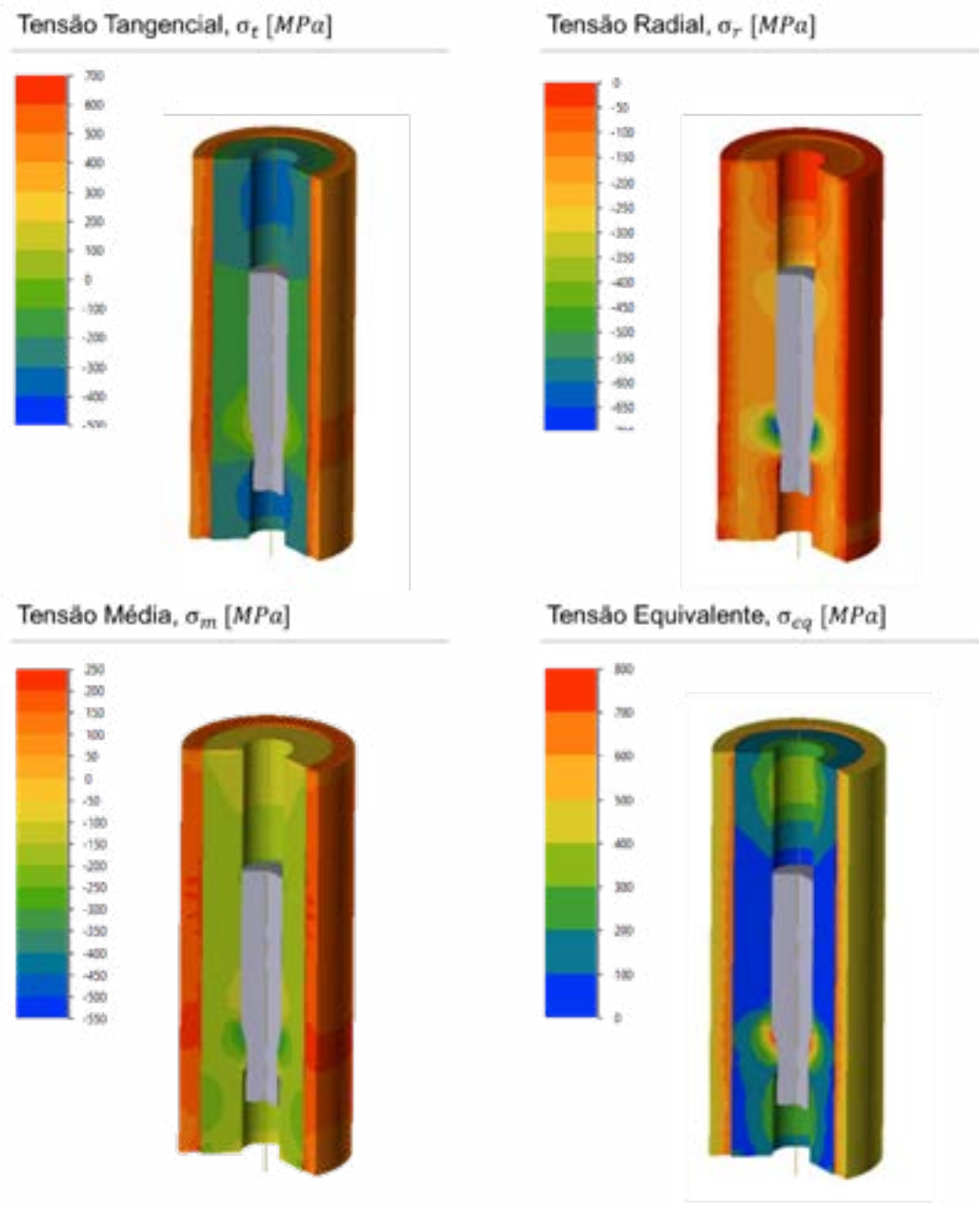



**Figura 2** Resultados mostra exemplos dos resultados obtidos a partir das simulações numéricas

**Tabela 1** Parâmetros alterados durante a realização de 1284 simulações.

| Variável | Mínimo | Média | Mediana | Máximo | Desvio-padrão |
|---|---|---|---|---|---|
| $K$ (MPa) | 708,00 | 807,65 | 794,00 | 912,00 | 91,42 |
| $d$ (mm) | 12,00 | 32,12 | 32,00 | 52,00 | 12,62 |
| $D$ (mm) | 30,00 | 56,71 | 56,00 | 84,00 | 13,61 |
| $D_0$ (mm) | 40,00 | 76,69 | 76,00 | 114,00 | 15,90 |
| $\delta$ (mm) | 0,100 | 0,175 | 0,150 | 0,250 | 0,056 |

Além dos modelos individuais, foi também avaliada uma estratégia de ensemble, obtida pela média aritmética das previsões do *Random Forest* e do SVR:

$$\sigma_{1,max} = \frac{\sigma_{1,max}\, RF + \sigma_{1,max}\, SVR}{2}$$

$$\sigma_{m,max} = \frac{\sigma_{m,max}\, RF + \sigma_{m,max}\, SVR}{2}$$

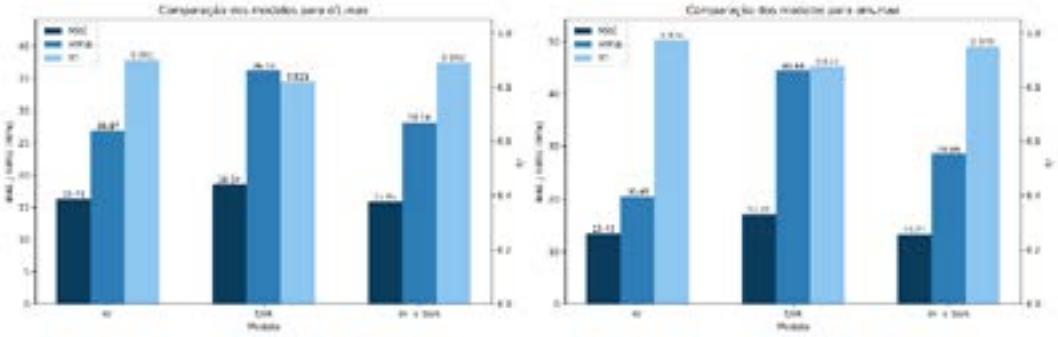
A finalidade dessa combinação foi verificar se a utilização simultânea de modelos com características distintas poderia reduzir o erro de generalização.
A Tabela 2 lista os hiperparâmetros utilizados nos modelos de aprendizado de máquina.

**Tabela 2** Hiperparâmetros utilizados nos modelos de aprendizado de máquina.

| Modelo | Hiperparâmetro | Valor adotado |
|---|---|---|
| Random Forest | Número de árvores (*n_estimators*) | 400 |
| | Critério de divisão (*criterion*) | *Squared error* |
| | Profundidade máxima (*max_depth*) | Sem limite |
| | Mínimo de amostras para divisão (*min_samples_split*) | 2 |
| | Mínimo de amostras por folha (*min_samples_leaf*) | 1 |
| | Número de variáveis avaliadas por divisão (*max_features*) | 1,0 |
| | Amostragem bootstrap (*bootstrap*) | Sim |
| | Estado aleatório (*random_state*) | 42 |
| SVR | Kernel | RBF |
| | Parâmetro de regularização (C) | 10 |
| | Margem insensível ao erro (*epsilon*) | 5 MPa |
| | Coeficiente do kernel (*gamma*) | Scale |
| | Tolerância (tol) | 0,001 |
| | Estratégia shrinking (*shrinking*) | Ativada |
| | Número máximo de iterações (*max_iter*) | Sem limite |
| Pré-processamento do SVR | Padronização das entradas | *StandardScaler* |
| Ensemble RF + SVR | Regra de combinação | Média aritmética das previsões |
| | Peso RF | 0,50 |
| | Peso SVR | 0,50 |

A Figura 3 apresenta a comparação entre os desempenhos dos modelos *Random Forest* (RF), *Support Vector Regression* (SVR) e do *ensemble* obtido pela média das previsões de RF e SVR para as duas variáveis resposta analisadas. Para $\sigma_{1,max}$, o RF apresentou o melhor desempenho, com $R^2$ = 0,901, MAE de 16,41 MPa e RMSE de 26,87 MPa. O *ensemble* apresentou desempenho intermediário, enquanto o SVR apresentou maior erro e menor capacidade de explicar a variabilidade dos dados.
Comportamento semelhante foi observado para $\sigma_{m,max}$. O RF apresentou $R^2$= 0,974, MAE de 13,43 MPa e RMSE de 20,49 MPa, superando tanto o SVR quanto a combinação RF + SVR. Nesse caso, a diferença entre os modelos foi ainda mais evidente, indicando maior capacidade do RF em representar a relação entre as variáveis geométricas, de interferência e de resistência do material e a resposta de tensão média. Embora a combinação RF + SVR tenha sido considerada com o objetivo de reduzir possíveis erros individuais dos modelos, a média das previsões não proporcionou melhoria em relação ao RF isolado. Esse resultado indica que os maiores erros

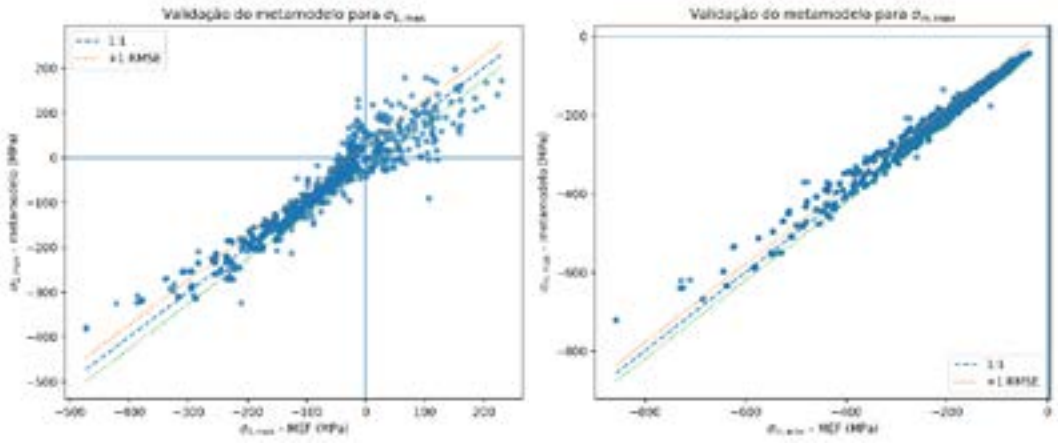
apresentados pelo SVR foram parcialmente incorporados à resposta do *ensemble*, reduzindo seu desempenho global.
Considerando simultaneamente o maior $R^2$ e os menores valores de MAE e RMSE para ambas as variáveis resposta, o *Random Forest* foi selecionado como metamodelo final.



(a) (b)

**Figura 3** Comparação das métricas de desempenho dos modelos *Random Forest* (RF), *Support Vector Regression* (SVR) e ensemble RF + SVR para: (a) máxima tensão principal, $\sigma_{1,max}$ e (b) máxima tensão média, $\sigma_{m,max}$.

A Figura 4 compara os valores obtidos pelo MEF com as previsões dos metamodelos para $\sigma_{1,max}$ e $\sigma_{m,max}$. Em ambos os casos, observa-se boa concordância com a linha 1:1, indicando capacidade satisfatória de reprodução das respostas numéricas. Para $\sigma_{1,max}$, verifica-se maior dispersão principalmente próxima de zero, região crítica por representar a transição entre estados compressivos e trativos. Já $\sigma_{m,max}$ apresenta comportamento mais regular e maior aderência à linha de identidade, refletindo melhor desempenho preditivo.
De modo geral, os resultados confirmam a adequação dos metamodelos para uso no sistema de assistência ao projeto, com $\sigma_{1,max}$ sendo a variável mais crítica para identificar o surgimento de tração no inserto e $\sigma_{m,max}$ atuando como indicador complementar do nível de confinamento compressivo.

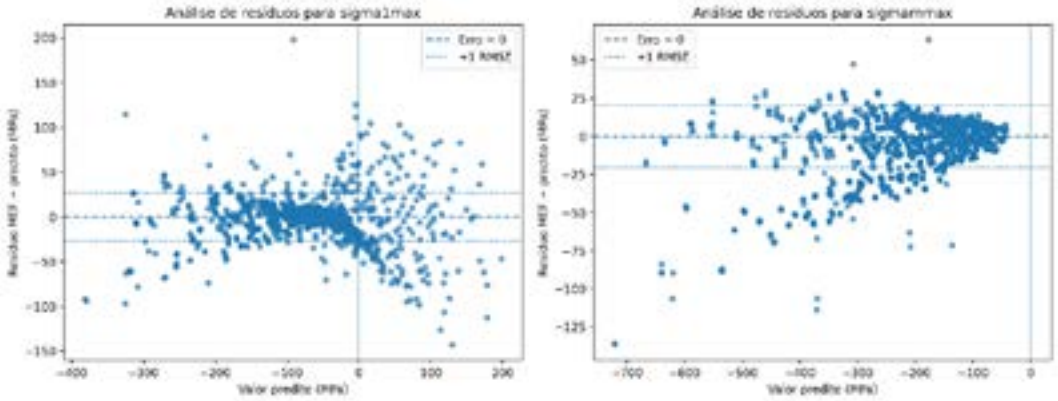


(a) (b)

**Figura 4** Comparação entre os valores obtidos pelo MEF e previstos pelos metamodelos para: (a) máxima tensão principal, $\sigma_{1,max}$ e (b) máxima tensão média, $\sigma_{m,max}$. A linha tracejada representa a concordância perfeita (1:1), enquanto as linhas pontilhadas indicam a faixa correspondente a ±1 RMSE.

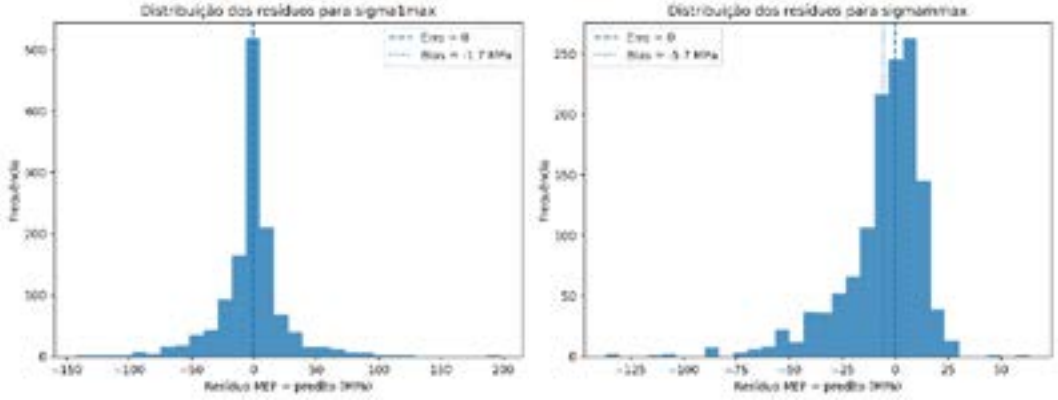
A Figura 5 apresenta a distribuição dos resíduos dos metamodelos em função dos valores previstos. Para $\sigma_{1,max}$, os resíduos permanecem majoritariamente distribuídos em torno de zero, porém com aumento da dispersão nas regiões de tensões mais

trativas e próximas da transição entre compressão e tração. Esse comportamento indica maior dificuldade do modelo justamente nas condições mecanicamente mais críticas.
Para $\sigma_{m,max}$ os resíduos apresentam menor dispersão e maior concentração em torno de zero, confirmando a maior estabilidade preditiva observada anteriormente. De forma geral, não se observa tendência sistemática acentuada de superestimação ou subestimação, embora alguns pontos extremos apresentem erros superiores à faixa de ±1 RMSE.




(a) (b)

**Figura 5** Distribuição dos resíduos em função dos valores previstos pelos metamodelos para: (a) máxima tensão principal, $\sigma_{1,max}$ e (b) máxima tensão média, $\sigma_{m,max}$ . As linhas tracejadas indicam resíduo nulo e a faixa correspondente a ±1 RMSE.




(a) (b)

**Figura 6** Distribuição dos resíduos das previsões dos metamodelos para: (a) máxima tensão principal, $\sigma_{1,max}$ e (b) máxima tensão média, $\sigma_{m,max}$ . As linhas verticais indicam erro nulo e o valor médio dos resíduos.

A Figura 6 apresenta a distribuição dos resíduos dos metamodelos. Para $\sigma_{1,max}$ , observa-se forte concentração dos erros em torno de zero, indicando boa concordância global entre os valores previstos e os obtidos pelo MEF, embora existam alguns erros de maior magnitude nas caudas da distribuição. Para $\sigma_{m,max}$ , os resíduos também se concentram próximos de zero, porém com leve assimetria para valores negativos, indicando pequena tendência de superestimação da magnitude compressiva em parte das previsões. Em ambos os casos, a predominância de resíduos próximos de zero confirma a adequação dos metamodelos para a aplicação proposta.
O fato de o RMSE ser superior ao MAE indica a presença de alguns erros de maior magnitude, uma vez que o RMSE penaliza de forma mais intensa os desvios elevados. Esse comportamento é coerente com os resultados observados nas Figuras 3 a 5, nas quais alguns pontos apresentam maior dispersão, especialmente nas regiões próximas à transição entre estados compressivos e trativos. Essa característica é particularmente

relevante para $\sigma_{1,max}$, pois pequenas variações nessa região podem alterar a classificação da condição mecânica do inserto.
Para $\sigma_{m,max}$, o desempenho foi superior, com R²= 0,974, MAE de 13,43 MPa e RMSE de 20,49 MPa. O elevado coeficiente de determinação evidencia que o metamodelo reproduz com grande fidelidade a variação da tensão média máxima no espaço de projeto. Além disso, os menores valores de MAE e RMSE demonstram menor dispersão dos erros e maior estabilidade preditiva.
A diferença de desempenho entre as duas variáveis pode ser associada à natureza de cada resposta. A tensão média máxima apresenta comportamento mais contínuo em função das variáveis geométricas e da interferência, enquanto $\sigma_{1,max}$ resulta da combinação de diferentes componentes do tensor de tensões e da seleção da condição principal mais crítica, podendo apresentar mudanças locais mais abruptas.
De forma geral, as métricas indicam que ambos os metamodelos apresentam desempenho adequado para aplicação no sistema de assistência ao projeto. O modelo de $\sigma_{m,max}$ apresenta maior precisão global, enquanto o modelo de $\sigma_{1,max}$ apesar de ligeiramente menos preciso, continua suficientemente robusto para identificar tendências e regiões críticas associadas ao surgimento de tensões trativas no inserto.

## 4 CONCLUSÕES

O presente trabalho demonstrou a viabilidade do uso combinado de simulações pelo Método dos Elementos Finitos e técnicas de aprendizado de máquina para o desenvolvimento de um sistema de assistência ao projeto de ferramentas encarcaçadas destinadas à extrusão direta a frio. A partir de simulações, foi construída uma base contendo diferentes combinações do coeficiente de resistência do material conformado, diâmetro inicial do tarugo, diâmetro externo do inserto, diâmetro externo da cinta e interferência de montagem.
A máxima tensão principal ($\sigma_{1,max}$) mostrou-se adequada como principal parâmetro para avaliação do inserto de metal duro, uma vez que permite identificar o aparecimento de tensões trativas na região crítica próxima ao raio interno da matriz. A máxima tensão média ($\sigma_{m,max}$) foi utilizada como parâmetro complementar para caracterizar o menor nível de confinamento compressivo mantido pelo inserto entre os estados de montagem e carregamento.
Entre as técnicas de regressão avaliadas, o *Random Forest* apresentou o melhor desempenho global para as duas variáveis resposta. Para $\sigma_{1,max}$ foram obtidos R²=0,901, MAE de 16,41 MPa e RMSE de 26,87 MPa. Para $\sigma_{m,max}$, o modelo apresentou desempenho superior, com R²= 0,974, MAE de 13,43 MPa e RMSE de 20,49 MPa. Esses resultados indicam boa capacidade de reprodução das respostas obtidas pelo MEF, mesmo utilizando uma estratégia de validação mais rigorosa, baseada em *GroupKFold* e agrupamento pelo diâmetro inicial do material.
A metodologia proposta permite que, a partir dos valores de K e d, sejam avaliadas rapidamente diferentes combinações de $D$, $D_1$ e $\delta$, identificando configurações capazes de manter a região crítica do inserto sob condição compressiva. Dessa forma, o metamodelo atua como uma ferramenta de redução do espaço de projeto, enquanto a configuração selecionada permanece sujeita à validação final pelo MEF. Os resultados não devem ser interpretados como uma previsão direta da vida da ferramenta em número de ciclos, mas como uma metodologia para selecionar condições mecanicamente mais favoráveis ao inserto de metal duro.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (EDITAL FAPERGS 10/2024 – PROCESSO Nº 25/2551-0000955-3); (PROCESSO CNPq: 309188/2021-0).

## REFERÊNCIAS

[1] ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. Cold and hot forging: fundamentals and applications. Materials Park: ASM International, 2005.

[2] ENGEL, U. Strength vs load: a general concept to estimate and to improve the reliability of tools in metal forming. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON INDUSTRIAL TOOLS, 1997. p. 43–50, 1997.

[3] JOUN, M. S.; LEE, M. C.; PARK, J. M. Finite element analysis of prestressed die set in cold forging. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 42, n. 11, p. 1213–1222, 2002.

[4] KILLMANN, M.; MERKLEIN, M. Local prestressing of cold forging tools by reinforcements with adapted interference. Procedia Structural Integrity, v. 38, p. 212–219, 2022.

[5] KUT, S.; NOWOTYŃSKA, I. The impact of prestressed die construction with cemented carbide insert on stress distribution during extrusion. Acta Mechanica Slovaca, v. 23, n. 4, p. 30–36, 2019.

[6] LEE, H. C.; SAROOSH, M. A.; SONG, J. H.; IM, Y. T. The effect of shrink fitting ratios on tool life in bolt forming processes. Journal of Materials Processing Technology, v. 209, n. 8, p. 3766–3775, 2009.

[7] NAVANEETH, E.; LAKSHMI, A. A. Cold extrusion on bulk materials: a review. Materials Today: Proceedings, 2023.

[8] SEO, Y. H. Development of smart cold forging die life cycle management system based on real-time forging load monitoring. Scientific Reports, v. 12, art. 13297, 2022.

[9] SKOV-HANSEN, P.; BAY, N.; GRØNBÆK, J.; BRØNDSTED, P. Fatigue in cold-forging dies: tool life analysis. Journal of Materials Processing Technology, v. 95, n. 1–3, p. 40–48, 1999.

[10] TANRIKULU, B.; KARAKUZU, R. Fatigue life prediction model of WC-Co cold forging dies based on experimental and numerical studies. Engineering Failure Analysis, v. 118, art. 104910, 2020.

# CHAPAS / Brddrg

**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC**
**12º Congresso do BrDDRG**

## PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS

**Sessão Abertura da Conferência CICC / BrDDRG**
Coordenação de Sessão/Chairpersons:
Alexandre da Silva Rocha (LdTM UFRGS)
Luis Fernando Folle (UFSM Santa Maria RS / Representante do BrDDRG no SENAFOR)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture:**

1. **Da Pesquisa Fundamental à Aplicação Industrial: a Evolução dos Aços para Estampagem a Quente na Usiminas**
   From Fundamental Research to Industrial Application: The Evolution of Press Hardening Steels at Usiminas
   *Julio Cezar de Souza Zorzi (USIMINAS)*

**Sessão 1**
Coordenador da Sessão / Chairperson:
Luis Fernando Folle (UFSM, Santa Maria RS Representante do BrDDRG no SENAFOR 2025)

**Palestras Técnicas Destaque**

2. **Biblioteca de Material para Software de Simulação de Conformação de Chapas Metálicas**
   Material Cards for Sheet Metal Forming Simulation Software
   *Eren BİLLUR (Billur Metal Form, Ankara Turquia)*
3. **Sensibilidade a trincas de borda em aço DP: Mecanismos, Modelos e Medições**
   On the edge crack sensitivity of DP steel - mechanisms, models, measures
   *Sebastian Münstermann, Niloufar Habibi, Dongsong Li. (IBF - Universidade Técnica de Aachen, Alemanha)*

**Apresentação de trabalhos técnicos**

4. **Processo de laminação de alumínio Novelis**
   Aluminum Roll Forming Process Novelis
   *Oliver Toribio (NOVELIS, São Paulo SP)*
5. **Redução do Lead Time em Estamparia: O impacto da caracterização mecânica na precisão da simulação numérica de Estampados**
   Lead Time Reduction in Sheet Metal Forming: The impact of mechanical characterization on the accuracy of numerical simulation for Stamped Components
   *Luis Augusto Castilho Valdo (AutoForm do Brasil – São Bernardo do Campo SP)*
6. **Controle local de propriedades do aço USIBOR® 1500 por meio de estampagem a quente com ferramentas parcialmente aquecidas**
   Local control of USIBOR® 1500 steel properties by hot stamping with partially heated tools
   *Camila Pereira Lisboa, Richard Thomas Lermen (ATITUS Educação), Rafael Luciano Dalcin (UFSM, Santa Maria RS), Luana De Lucca de Costa, André Rosiak, Lirio Schaeffer (UFRGS)*

CHAPAS / Brddrg
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC
12º Congresso do BrDDRG

**Sessão 2**

Coordenação de Sessão/Chairperson: André Rosiak (UFSC, Florianópolis SC)

**Apresentação de trabalhos técnicos**

7. **Desenvolvimento de Metodologia para Quantificação do Efeito Bauschinger em Aços para o Setor Automotivo**
   Development of a Methodology for Quantifying the Bauschinger Effect in Automotive Steels
   *Marta Barbosa Alvim, Marco Antonio Wolff, Julio Cezar de Sousa Zorzi (USIMINAS, Ipatinga MG)*
8. **Avaliação do impacto da folga e do processo de corte na flangeabilidade de aços FB580**
   Evaluation of the Clearance Impact and Cutting Process on the Flangeability of FG580
   *Jetson Lemos Ferreira (ArcellorMittal)*
9. **Evolução das Propriedades de um Aço 27MnCrB5-2 Temperado com Diferentes Parâmetros de Tratamento Térmico**
   Evolution of the Mechanical and Microstructural Properties of Quenched 27MnCrB5-2 Steel Under Different Heat Treatment Parameters
   *Daniel Augusto Ferro (Waelzholz Brasmetal Laminação) – São Bernardo do Campo SP)*
10. **Fragilização por hidrogênio em aços de alta resistência**
    Hydrogen embrittlement in high-strength steels
    *Arthur Andrade Ferreira (Senai Cimatec), Luis Fernando Folle (UFSM), Tiago Nunes Lima (Senai Cimatec), Jetson Ferreira (ArcelorMittal), Flávio José Saraiva Rodrigues (ArcelorMittal), Marden Valente de Souza (ArcelorMittal)*
11. **O engenheiro de forjamento de 2035: simulação, IA e lições do caminho europeu rumo ao forjamento neutro em carbono**
    The Forging Engineer of 2035: Simulation, AI and Lessons from the European Forging Industry's Path to Net-Zero
    *Mauricio Santaella (Advanced Engineering Lab – Aella, Alemanha Brasil)*
12. **Aços Ferramenta de Alta Performance para Aplicações em Trabalho a Frio**
    High Performance Tool Steels for Cold Work Applications
    *Andre Luiz Slaviero (voestalpine High Performance Metals Brasil)*

**Sessão 3**

Coordenador de Sessão/Chairperson: Rafael Luciano Dalcin (UFSM, Santa Maria RS)

**Apresentação de Trabalhos Técnicos**

13. **Determinação das Condições de Contorno da Estampagem a Quente da Liga de Alumínio 5052**
    Determination of Boundary Conditions for Hot Stamping of 5052 Aluminum Alloy
    *Matheus Henrique Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha (UFRGS), André Rosiak (UFSC), Lirio Schaeffer (UFRGS)*
14. **Inspeção de Qualidade e Triagem: a Implementação do INSPRO em Linhas de Estampagem e Soldagem**
    Quality Inspection: Implementation of INSPRO in Stamping and Welding Lines
    *Ricardo Viana (SIXPRO, Belo Horizonte/MG)*

15. **Influência do Gradiente de Espessura e da Posição da Junta Soldada no Comportamento Termomecânico de Tailor Welded Blanks**
    Influence of Thickness Gradient and Welded Joint Position on the Thermomechanical Behavior of Tailor-Welded Blanks
    *Luana de Lucca de Costa, André Rosiak, Matheus Henrique Riffel, Lirio Schaeffer (LDTM UFRGS, Porto Alegre RS)*

16. **Vida de Ferramentas para Processos de Estampagem: Desenvolvimento de Metodologia de Teste Acelerado**
    Tool Life for Stamping Processes Development of an Accelerated Testing Methodology
    *Décio Nickel, Thiago Marques Ivaniski, Morvan Silva Franco, João Vitor Piovesan Dalla Nora, Alexandre da Silva Rocha (LDTM UFRGS, Porto Alegre RS)*

**Palestra Técnica Destaque:**

17. **Resposta Numérica do Processo SPIF**
    Influence of Vertical Step and Scaling Strategies on the Numerical Response of the SPIB Process
    *Sérgio Henrique Evangelista (Universidade Federal de São Carlos UFSCar, São Carlos SP)*

**Sessão 4**
Coordenador da Sessão / Chairperson: Matheus Henrique Riffel

**Apresentação de trabalhos técnicos**

18. **Aplicação de Inteligência Artificial na Estampagem Incremental de Chapas: uma Revisão Sistemática da Literatura**
    Application of Artificial Intelligence in Incremental Sheet Forming: A Systematic Literature Review
    *Marcelo Marcos Amoroso, Lirio Schaeffer, Anderson Daleffe, Roderval Marcelino, Max Gabriel Steiner, Gilson de March,Henrique Cechinel Casagrande (UNISATC / UFSC / UFRGS.*

19. **Análise Experimental, Numérica e Analítica da Influência do Raio do Punção no Processo de Dobramento Livre em V do Aço USI-LN-900MC**
    Experimental, Numerical and Analytical Analysis of the Influence of Punch Radius on the Free V-Bending Process of USI-LIN-900MC Steel
    *Eduardo José de Freitas Frare, Matheus Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha, Lirio Schaeffer (UFRGS, Porto Alegre RS)*

20. **Predição da Curva Limite de Conformação em Aços Dual Phase por Métodos Baseados em Inteligência Artificial**
    Prediction of the Forming Limit Curve in Dual-Phase CAMILSteels Using Artificial Intelligence-Based Methods
    *André Rosiak, Peterson Duarte Diehl, Diego Pacheco Wermuth, Lirio Schaeffer (UFRGS, Porto Alegre RS)*

21. **Aplicação do Ensaio dos Cinco Punções na Avaliação da Conformabilidade do Aço Inoxidável AISI 304**
    Application of the five-Punch Test to the Formability Assessment of AISI 304 Steinless Steel
    *Robson Nunes, Matheus Henrique Riffel, André Rosiak, Thiago Marques Ivaniski, Lirio Schaeffer (UFRGS, Porto Alegre RS))*

22. **Implementação da tecnologia Self-Piercing Riveting (SPR) em ambiente industrial: metodologia, desafios e lições aprendidas**
    Implementation of Self-Piercing Riveting (SPR) Technology in an Industrial Environment: Methodology, Chalenges, and Lessons learned
    *Guilherme Wandame Duarte, Divo Schulz, Gustavo Luiz Silva Fuckner (GPTECH, Joinville SC)*

# CHAPAS / Brddrg

**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC**
**12º Congresso do BrDDRG**

## APRESENTAÇÕES EM PÔSTER

1. **Tailor Welded Blanks na Manufatura Avançada: Desafios de Conformabilidade e Tendências de Pesquisa**
   *Luana de Lucca de Costa, André Rosiak, Lirio Schaeffer (CBCM / UFRS, Porto Alegre RS)*

2. **Da Estampagem a Quente Convencional à Manufatura Inteligente: Avanços em Aços, Processos e Controle de Propriedades**
   *Tailor Welded Blanks na Manufatura Avançada: Desafios de Conformabilidade e Tendências de Pesquisa*
   *Luana de Lucca de Costa, André Rosiak Lirio Schaeffer (CBCM / UFRGS, Porto Alegre RS)*

3. **Abordagem baseada em Machine Learning para Predição da Dureza do Aço 22MnB5 na Estampagem a Quente Machine Learning-based Approach for Predicting the Hardness of 22MnB5 Steel in Hot Stamping**
   *André Rosiak , Matheus Henrique Riffel, Robson Souza Nunes, Luana De Lucca de Costa, Lirio Schaeffer (CBCM /UFRGS)*

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# CONTROLE LOCAL DE PROPRIEDADES DO AÇO USIBOR® 1500 POR MEIO DE ESTAMPAGEM A QUENTE COM FERRAMENTAS PARCIALMENTE AQUECIDAS

Camila Pereira Lisboa [1]
Richard Thomas Lermen [2]
Rafael Luciano Dalcin [3]
André Rosiak [4]
Lirio Schaeffer [5]

**RESUMO**

A possibilidade de produzir componentes com diferentes níveis de resistência e deformabilidade em uma única peça tem ampliado o interesse por rotas alternativas de estampagem a quente. Neste trabalho, avaliou-se o uso do controle térmico localizado das ferramentas como estratégia para modificar as propriedades do aço USIBOR® 1500 durante a conformação. Os experimentos foram realizados com uma região da ferramenta refrigerada a aproximadamente 25 °C e a região oposta submetida a temperaturas de 100, 200 e 300 °C. Uma condição de estampagem a quente convencional e uma condição de conformação a frio também foram avaliadas para fins comparativos. O comportamento do material foi analisado por meio do monitoramento térmico do processo, caracterização microestrutural, perfis de microdureza Vickers e medições do retorno elástico. O aumento da temperatura da ferramenta reduziu a extração de calor na região aquecida, alterando progressivamente as transformações de fase e a microestrutura resultante. Como consequência, foram obtidas diferenças superiores a 120 $HV_{0,2}$ entre distintas regiões de uma mesma peça, enquanto as áreas submetidas ao resfriamento mais intenso mantiveram elevada dureza. As condições térmicas não uniformes também modificaram a resposta geométrica dos componentes, especialmente junto à região aquecida. Os resultados demonstram que o controle localizado da temperatura das

ferramentas permite ajustar simultaneamente a distribuição de propriedades e a resposta dimensional de componentes estampados a quente.
**Palavras-chave:** estampagem a quente, propriedades localizadas, USIBOR® 1500, temperatura da ferramenta, microdureza, retorno elástico.

**LOCAL CONTROL OF USIBOR® 1500 STEEL PROPERTIES BY HOT STAMPING WITH PARTIALLY HEATED TOOLS**

**ABSTRACT**

*The possibility of producing components with different levels of strength and deformability within a single part has increased the interest in alternative hot stamping routes. In this work, localized thermal control of the tooling was evaluated as a strategy for modifying the properties of USIBOR® 1500 steel during forming. The experiments were performed with one region of the tooling cooled to approximately 25 °C and the opposite region maintained at temperatures of 100, 200, and 300 °C. Conventional hot stamping and cold forming conditions were also investigated for comparison. Material behavior was evaluated through process temperature monitoring, microstructural characterization, Vickers microhardness profiles, and springback measurements. Increasing tool temperature reduced heat extraction in the heated region, progressively modifying phase transformation and the resulting microstructure. Consequently, hardness differences exceeding 120 $HV_{0.2}$ were obtained between different regions of the same component, whereas areas subjected to more intense cooling retained high hardness. Non-uniform thermal conditions also influenced the final component geometry, particularly near the heated tooling region. The results demonstrate that localized control of tool temperature makes it possible to tailor both property distribution and dimensional response in hot-stamped components.*
***Keywords:*** *hot stamping, tailored properties, USIBOR® 1500, tool temperature, microhardness, springback.*

## 1. INTRODUÇÃO

A utilização de aços avançados de alta resistência tem aumentado na indústria automotiva devido à possibilidade de reduzir a massa dos veículos mantendo elevados níveis de segurança estrutural. Entre esses materiais, os aços ao boro destinados à estampagem a quente, como o 22MnB5, permitem a fabricação de componentes com elevada resistência mecânica e reduzido retorno elástico [1,2].

Na estampagem a quente, a chapa é aquecida até a região austenítica e posteriormente transferida para as ferramentas, onde conformação e resfriamento ocorrem simultaneamente. Quando a taxa de resfriamento é suficientemente elevada, a transformação predominantemente martensítica proporciona elevada dureza e resistência mecânica [1,4].

Entretanto, propriedades uniformemente elevadas nem sempre são desejáveis em componentes estruturais. Dependendo da aplicação, determinadas regiões devem apresentar alta resistência, enquanto outras podem requerer maior deformabilidade e capacidade de absorção de energia. Nesse contexto, estratégias de tailored hot stamping têm sido desenvolvidas para produzir componentes com propriedades localmente diferenciadas [3,5].

Uma dessas estratégias consiste no controle da extração de calor por meio de regiões da ferramenta submetidas a diferentes temperaturas. A combinação de zonas aquecidas e

refrigeradas modifica localmente as taxas de resfriamento e, consequentemente, as transformações de fase e as propriedades resultantes [7–10]. George et al. [7], por exemplo, demonstraram a viabilidade da utilização combinada de ferramentas aquecidas e refrigeradas para obtenção de propriedades localizadas em aços ao boro.

Além disso, a transição entre regiões submetidas a diferentes condições térmicas não ocorre necessariamente de maneira abrupta. Gradientes de resfriamento podem produzir zonas intermediárias com variação contínua da microestrutura e das propriedades [8]. Essas diferenças térmicas e microestruturais também podem modificar a contração térmica, as deformações associadas às transformações de fase e, consequentemente, o retorno elástico [11,12].

Neste contexto, o presente trabalho apresenta, de forma condensada, uma avaliação da influência do aquecimento parcial das ferramentas sobre o comportamento do aço USIBOR® 1500 durante a estampagem a quente, considerando as relações entre condição térmica, evolução microestrutural, distribuição de microdureza e retorno elástico. Uma análise mais abrangente das relações processo–estrutura–propriedade associadas a essas condições de estampagem diferencial foi recentemente apresentada por Lisboa et al. [13].

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1. Material

Os experimentos foram realizados com chapas de aço USIBOR® 1500 de 1,5 mm de espessura. O material é baseado no aço ao boro 22MnB5 e possui revestimento Al–Si, empregado principalmente como proteção contra oxidação e descarbonetação durante o aquecimento. A composição química determinada experimentalmente por espectrometria de emissão óptica é apresentada na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química do aço USIBOR® 1500 (% em massa).

| C | Mn | Cr | Nb | Ti | B | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,202 | 1,179 | 0,175 | 0,003 | 0,032 | 0,002 | Balanço |

No estado de fornecimento, o substrato apresentou microestrutura ferrítico-perlítica e o revestimento Al–Si apresentou espessura próxima de 30 µm. Os ensaios de tração resultaram em limite de escoamento de 463 ± 30 MPa, resistência à tração de 621 ± 20 MPa e alongamento de 21 ± 1%.

### 2.2. Sistema de estampagem e condições de processamento

Os ensaios foram realizados em prensa hidráulica de dupla ação com capacidade de 200 kN. Para estabelecer diferentes condições térmicas em uma mesma chapa, foi desenvolvido um conjunto de ferramentas composto por matriz, punção e prensa-chapas, no qual uma região era aquecida enquanto a região oposta permanecia refrigerada. A configuração experimental e a disposição das regiões aquecida e refrigerada são apresentadas na Figura 1.

O aquecimento foi realizado por quatro resistências elétricas do tipo cartucho, com potência individual de 500 W, utilizando controle PID. A região refrigerada foi mantida próxima de 25 °C por circulação de água com vazão aproximada de 5 L/min.

As chapas destinadas à estampagem a quente foram aquecidas em forno elétrico a 1000 °C por 5 min. Após a retirada do forno, a temperatura era próxima de 930 °C e, devido às perdas durante a transferência, atingia aproximadamente 600–650 °C no instante de contato com as ferramentas. Após a conformação, os componentes permaneceram sob pressão por 10 s para resfriamento.

Foram avaliadas cinco condições, apresentadas na Tabela 2: conformação a frio

(Condição 1), estampagem a quente convencional com ambas as regiões da ferramenta próximas a 25 °C (Condição 2) e estampagem a quente diferencial com uma região refrigerada e a região oposta mantida a 100, 200 ou 300 °C (Condições 3–5, respectivamente).

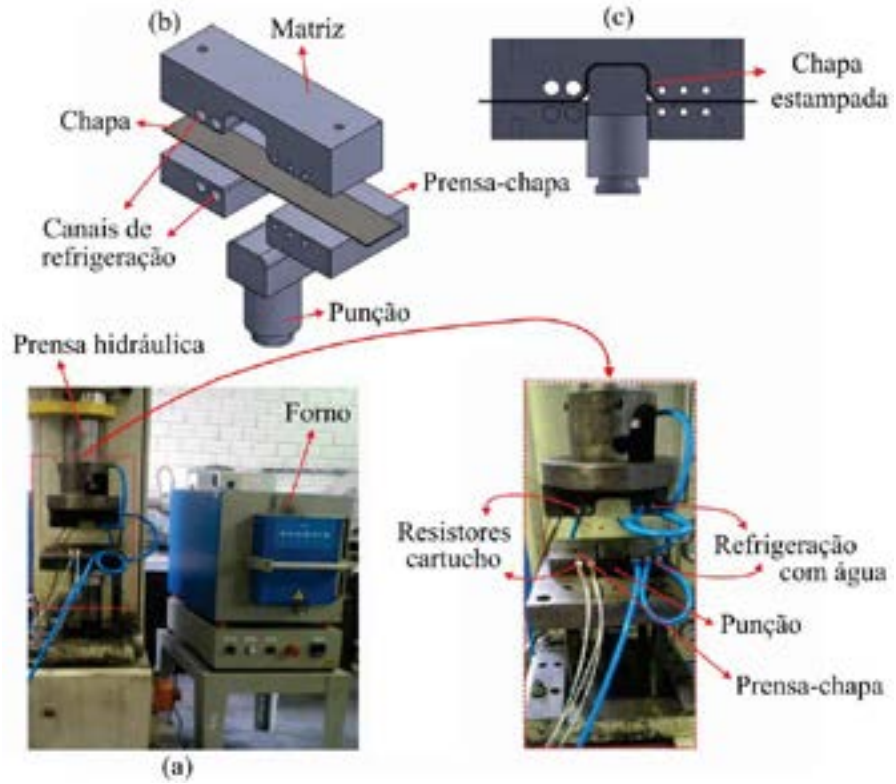



**Figura 1**: Sistema experimental e esquema das regiões aquecida e refrigerada da ferramenta.

**Tabela 2.** Condições utilizadas nos ensaios de estampagem.

| Condição | Temperatura de aquecimento da chapa (°C) | Região refrigerada (°C) | Região aquecida (°C) |
|---|---|---|---|
| 1 | 25 | 25 | 25 |
| 2 | 1000 | 25 | 25 |
| 3 | 1000 | 25 | 100 |
| 4 | 1000 | 25 | 200 |
| 5 | 1000 | 25 | 300 |

2.3. Avaliação das condições térmicas

O histórico térmico da chapa e das ferramentas foi monitorado utilizando termopares tipo K. Os termopares das ferramentas foram posicionados próximos à superfície de contato, enquanto aqueles destinados à medição da temperatura da chapa foram fixados diretamente no material. A geometria do componente e as posições utilizadas para aquisição das temperaturas são apresentadas na Figura 2.

Os sinais foram registrados durante transferência, conformação e resfriamento, permitindo comparar os históricos térmicos das regiões aquecida, central e refrigerada. As trajetórias experimentais foram ainda comparadas qualitativamente com um diagrama de transformação do USIBOR® 1500, considerando a natureza não isotérmica do processo.

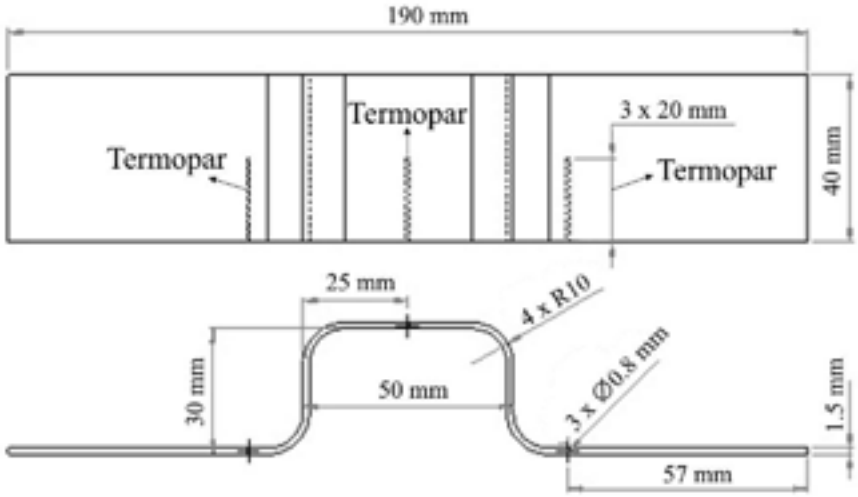



**Figura 2**: Dimensões do componente estampado e posições utilizadas para monitoramento da temperatura.

2.4. Caracterização microestrutural e microdureza

Após a estampagem, amostras retiradas de diferentes regiões foram preparadas por procedimentos metalográficos convencionais, polidas, atacadas com Nital 2% e analisadas por microscopia óptica.

A interpretação microestrutural foi realizada qualitativamente pela combinação entre morfologia observada, histórico térmico e microdureza. Essa abordagem é necessária porque a distinção inequívoca entre martensita e bainita por microscopia óptica apresenta limitações em condições de resfriamento contínuo [4].

Os perfis de microdureza Vickers $HV_{0,2}$ foram determinados ao longo do componente, com indentações espaçadas em 5 mm, conforme apresentado na Figura 3. Para cada condição, foram avaliadas três amostras, sendo os resultados expressos como média e desvio padrão.




**Figura 3**: Distribuição dos pontos utilizados para medição de microdureza ao longo do componente.

2.5. Avaliação do retorno elástico

A geometria final foi avaliada por quatro ângulos distribuídos entre os dois lados do componente. Conforme indicado na Figura 4, os ângulos $\alpha_1$ e $\alpha_2$ estão associados ao lado aquecido, enquanto $\alpha_3$ e $\alpha_4$ correspondem ao lado refrigerado.

O retorno elástico foi determinado em relação à geometria nominal de 90°. Para cada condição foram avaliados três componentes. A influência da condição de processamento sobre os ângulos foi verificada por análise de variância, considerando nível de significância de 5%.

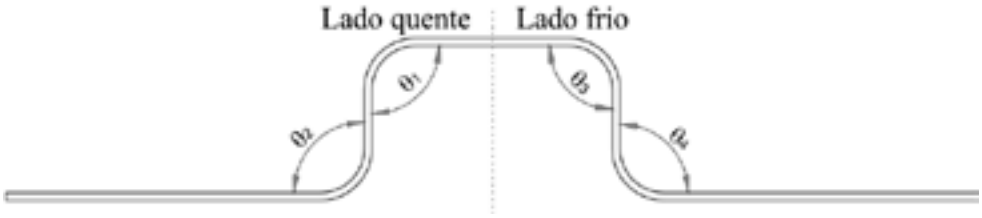



**Figura 4**: Definição dos ângulos utilizados para avaliação do retorno elástico.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. Influência da temperatura da ferramenta sobre o resfriamento

As curvas de resfriamento obtidas nas regiões aquecida, central e refrigerada são apresentadas na Figura 5. Na estampagem a quente convencional, com ambas as regiões da ferramenta próximas da temperatura ambiente, observou-se resfriamento rápido e relativamente uniforme ao longo do componente.

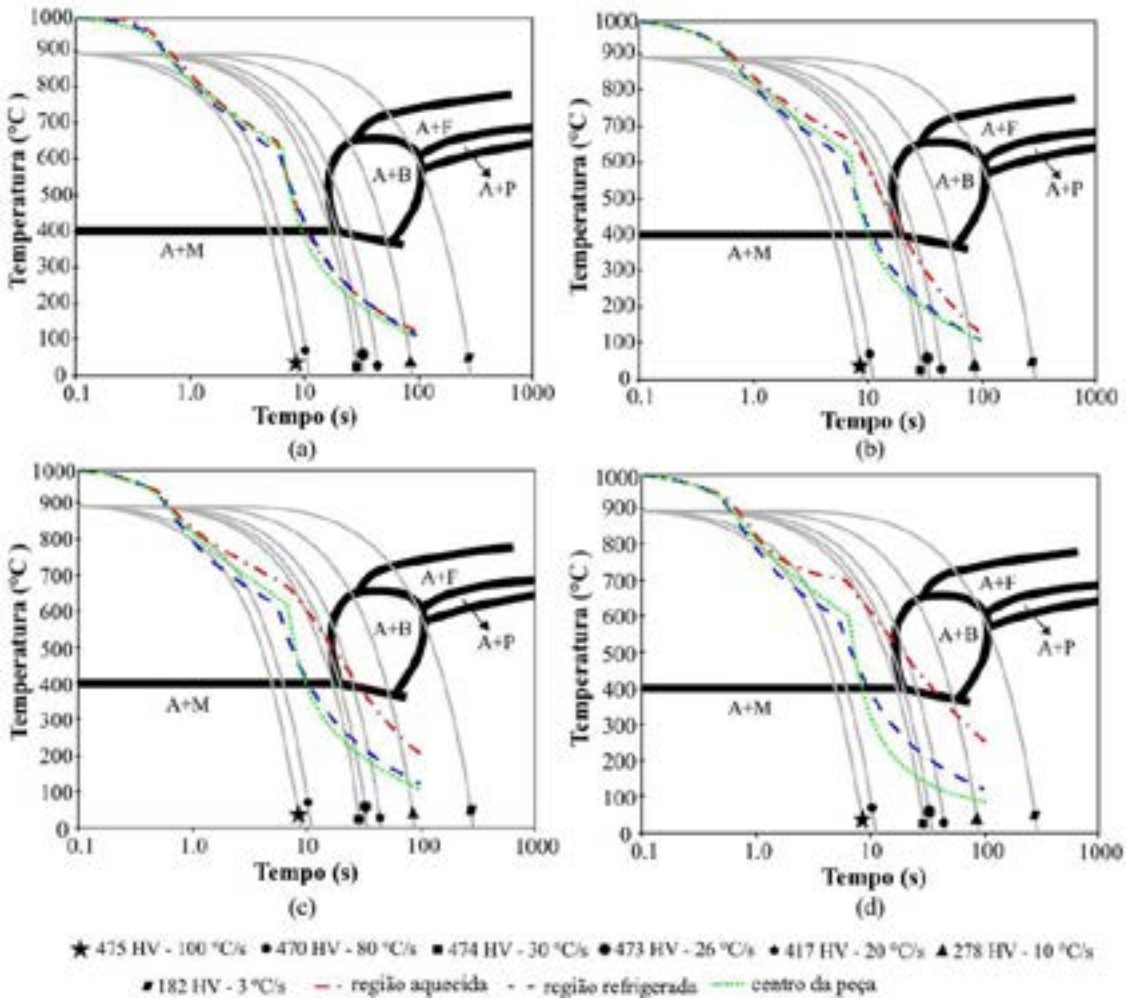



**Figura 5**: Curvas de resfriamento das regiões aquecida, central e refrigerada para as diferentes condições de processo.

Com o aquecimento parcial, a elevação da temperatura da ferramenta de 100 para 300 °C reduziu progressivamente a extração de calor na região aquecida, enquanto o lado refrigerado permaneceu submetido a resfriamento intenso. Dessa forma, estabeleceram-se trajetórias térmicas distintas dentro de um mesmo componente.

Esse resultado evidencia que a temperatura da ferramenta controla diretamente a condição térmica local: seu aumento reduz o gradiente térmico chapa–ferramenta e retarda

a extração de calor na região aquecida. Em aços 22MnB5, essa alteração da trajetória de resfriamento modifica a cinética das transformações de fase e, consequentemente, as propriedades finais [4,9,13].

3.2. Distribuição de microdureza

A influência das diferentes condições térmicas sobre a distribuição de microdureza é apresentada na Figura 6.

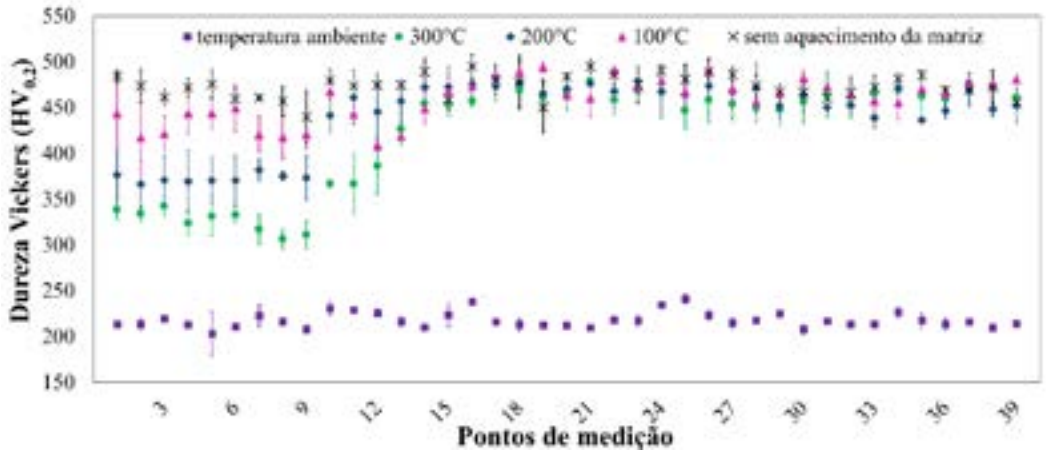



**Figura 6**: Perfis de microdureza $HV_{0,2}$ ao longo dos componentes para as diferentes condições de processamento.

Na estampagem a quente convencional, a dureza apresentou distribuição relativamente uniforme, com valor médio de 474 ± 16 $HV_{0,2}$. Com o aquecimento parcial da ferramenta, ocorreu redução progressiva da dureza na região aquecida, atingindo aproximadamente 418 ± 22, 373 ± 25 e 326 ± 18 $HV_{0,2}$ para temperaturas de ferramenta de 100, 200 e 300 °C, respectivamente.

Em contrapartida, a região refrigerada manteve aproximadamente 450–470 $HV_{0,2}$, mesmo quando o lado oposto foi aquecido. Consequentemente, foram produzidas diferenças superiores a 120 $HV_{0,2}$ dentro de um mesmo componente.

Outro resultado importante da Figura 6 é que a variação não ocorre como uma descontinuidade entre os lados aquecido e refrigerado. O perfil apresenta uma evolução gradual, evidenciando uma região de transição associada à variação contínua da história térmica. Comportamento semelhante em regiões de transição de aços endurecidos por estampagem foi relatado por Votava et al. [8]. Portanto, o controle térmico não produz apenas duas regiões discretas de dureza, mas um gradiente espacial de propriedades entre os lados aquecido e refrigerado.

3.3. Evolução microestrutural

As microestruturas representativas das regiões aquecida, central e refrigerada são apresentadas na Figura 7.

Na estampagem convencional, os elevados valores de dureza e as trajetórias térmicas são compatíveis com uma microestrutura predominantemente martensítica. Com a redução da taxa de resfriamento promovida pelo aquecimento da ferramenta, a região aquecida apresentou progressivamente características associadas à formação de constituintes bainíticos.

A 100 °C, as modificações foram discretas e a martensita permaneceu predominante. Na condição de 200 °C ilustrada na Figura 7, a região aquecida apresentou características compatíveis com uma microestrutura mista martensítico-bainítica, enquanto a região refrigerada permaneceu predominantemente martensítica. Para 300 °C, a caracterização

completa mostrou a menor dureza na região aquecida e características qualitativamente compatíveis com uma microestrutura predominantemente bainítica [13]. Esse comportamento é coerente com a influência da trajetória de resfriamento sobre a transformação do 22MnB5 [9]. A evolução observada confirma a correlação entre redução da taxa de resfriamento, modificação microestrutural e diminuição da dureza na região aquecida.

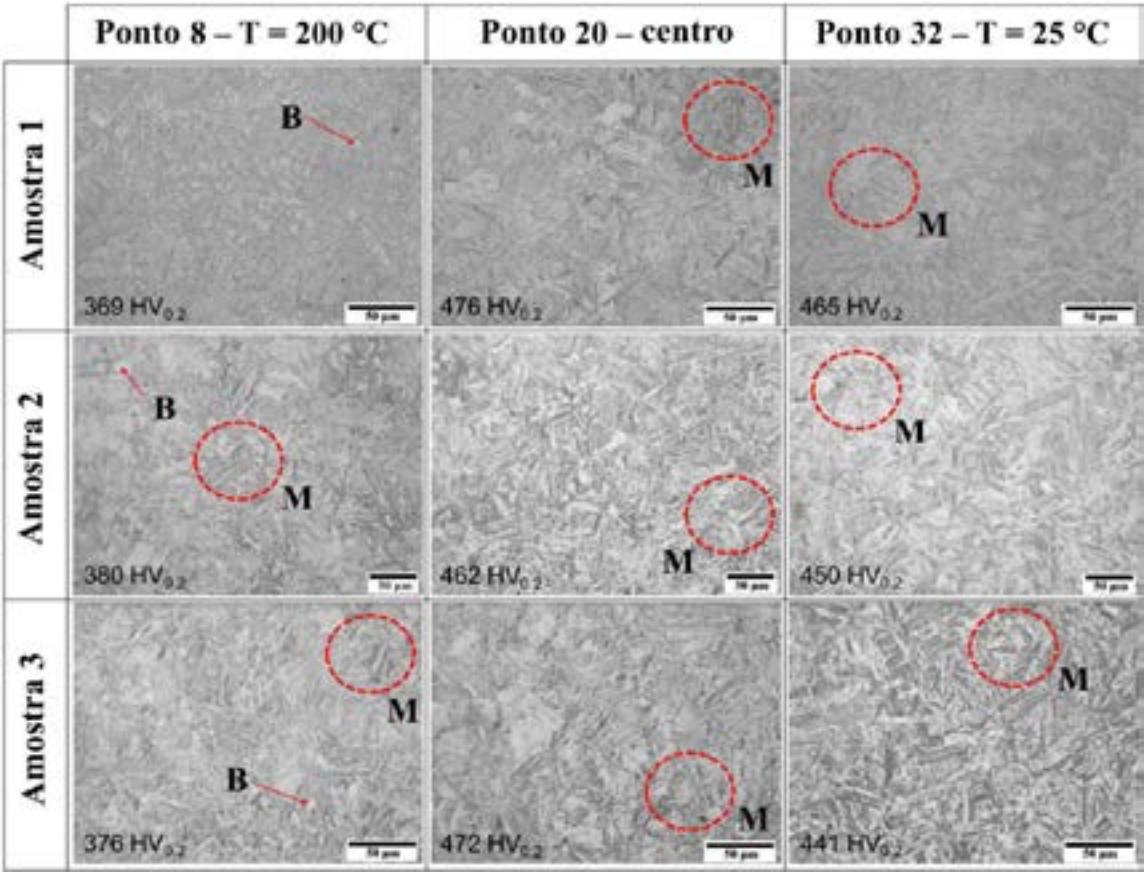



**Figura 7**: Microestruturas representativas do aço USIBOR® 1500 na Condição 4 (200 °C): regiões (a) aquecida – ponto 9, (b) central – ponto 20 e (c) refrigerada – ponto 32.

3.4. Retorno elástico

Os valores de retorno elástico obtidos para os quatro ângulos definidos na Figura 4 são apresentados na Figura 8.

A conformação a frio apresentou os maiores valores de retorno elástico, enquanto a estampagem a quente convencional reduziu significativamente esse efeito, produzindo ângulos próximos da geometria nominal. Esse comportamento está de acordo com resultados reportados para estampagem a quente de aços de ultra-alta resistência [11,12].

Entretanto, o aquecimento parcial modificou a resposta principalmente no lado aquecido. Nas condições de 200 e 300 °C, observou-se aumento da magnitude do retorno elástico negativo, enquanto os ângulos associados à região refrigerada permaneceram próximos de zero. A análise de variância confirmou efeito significativo da condição de estampagem sobre os quatro ângulos avaliados ($p < 0,05$).

Esse comportamento resulta da condição termo-metalúrgica assimétrica estabelecida no componente. A região refrigerada apresenta transformação predominantemente martensítica, enquanto a região aquecida é submetida a menores taxas de resfriamento e desenvolve menor dureza e diferentes produtos de transformação. A tendência de desvio angular para o interior da geometria após o descarregamento é consistente com a combinação entre deformações associadas às transformações de fase, contração térmica

diferencial e redistribuição das tensões residuais [13].

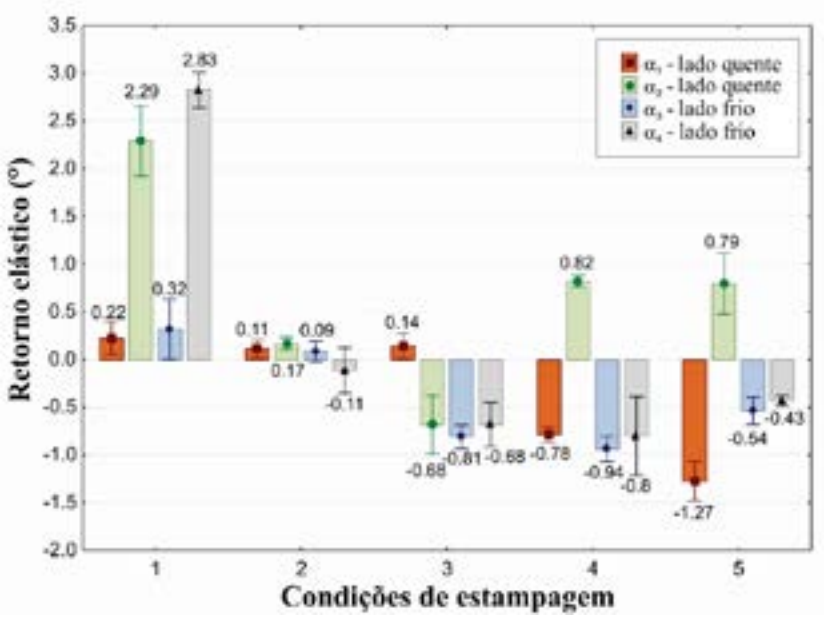



**Figura 8**: Valores de retorno elástico para as diferentes condições de estampagem.

Dessa forma, embora temperaturas mais elevadas geralmente reduzam o retorno elástico sob condições térmicas homogêneas [11,12], essa tendência não pode ser diretamente aplicada ao presente caso. Na estampagem diferencial, a resposta é governada pela assimetria térmica e microestrutural entre as diferentes regiões do componente.

## 4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos para a estampagem a quente diferencial do aço USIBOR® 1500, conclui-se que:

1. O aumento da temperatura da ferramenta de 100 para 300 °C reduziu progressivamente a taxa de resfriamento na região aquecida, enquanto a região refrigerada manteve elevada extração de calor.
2. A redução da taxa de resfriamento promoveu alterações graduais da microestrutura, evoluindo qualitativamente de condições predominantemente martensíticas para microestruturas com maior participação de constituintes bainíticos na região aquecida.
3. O aquecimento localizado reduziu a dureza média da região correspondente para aproximadamente 418, 373 e 326 $HV_{0,2}$ nas temperaturas de 100, 200 e 300 °C, respectivamente, enquanto a região refrigerada permaneceu em aproximadamente 450–470 $HV_{0,2}$.
4. Foram obtidas diferenças superiores a 120 $HV_{0,2}$ em uma mesma peça, com transição contínua entre as regiões de maior e menor dureza.
5. A estampagem a quente reduziu significativamente o retorno elástico em relação à conformação a frio. Entretanto, o aquecimento parcial promoveu uma tendência ao retorno elástico negativo no lado aquecido, associada à condição termo-metalúrgica assimétrica.
6. O controle térmico localizado das ferramentas mostrou-se uma estratégia efetiva para produzir gradientes de microestrutura e dureza em uma única operação de estampagem a quente, embora os efeitos da assimetria térmica sobre a resposta dimensional também devam ser considerados.

## AGRADECIMENTOS

C.P. Lisboa agradece ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq pelo apoio financeiro concedido por meio de bolsa de mestrado. R.L.

Dalcin agradece à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul – FAPERGS pelo apoio financeiro concedido por meio dos Processos nº 24/2551-0000770-9 e nº 25/2551-0002892-2.

## REFERÊNCIAS

[1] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, p. 2103–2118, 2010.

[2] MERKLEIN, M.; WIELAND, M.; LECHNER, M. et al. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 228, p. 11–24, 2016.

[3] ABDOLLAHPOOR, A.; CHEN, X.; PEREIRA, M. P. et al. Sensitivity of the final properties of tailored hot stamping components to the process and material parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 228, p. 125–136, 2016.

[4] HART-RAWUNG, T.; BUHL, J.; HORN, A. et al. A unified model for isothermal and non-isothermal phase transformation in hot stamping of 22MnB5 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 313, 117856, 2023.

[5] SUN, H.; YAO, S.; TANG, Q. et al. Short-wave infrared heating of 22MnB5 steel with adjusted surface emissivity for press hardening of tailored-strength components. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 120, p. 74–85, 2024.

[6] ZHOU, J.; YANG, X.; MU, Y. et al. Numerical simulation and experimental investigation of tailored hot stamping of boron steel by partial heating. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 14, p. 1347–1365, 2021.

[7] GEORGE, R.; BARDELCIK, A.; WORSWICK, M. J. Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 212, p. 2386–2399, 2012.

[8] VOTAVA, F.; JIRKOVÁ, H.; KUČEROVÁ, L.; JENÍČEK, Š. Study of transition areas in press-hardened steels in a combined tool for hot and cold forming. *Materials*, v. 16, 442, 2023.

[9] XU, Y.; JI, Q.; YANG, G. et al. Effect of cooling path on microstructures and hardness of hot-stamped steel. *Metals*, v. 10, 1692, 2020.

[10] ZHANG, Z.; YU, J.; MENG, S. et al. Effect of tool temperature on microstructure and properties of tailored hot stamping components. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 27, p. 4838–4845, 2018.

[11] YANAGIMOTO, J.; OYAMADA, K.; NAKAGAWA, T. Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings. *CIRP Annals*, v. 54, p. 213–216, 2005.

[12] NAKAGAWA, Y.; MORI, K.; MAENO, T. Springback-free mechanism in hot stamping of ultra-high-strength steel parts and deformation behaviour and quenchability for thin sheet. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 95, p. 459–467, 2018.

[13] LISBOA, C. P.; LERMEN, R. T.; DALCIN, R. L. et al. Differential hot stamping of USIBOR® 1500 steel: effect of partial tool heating on phase transformation, hardness and springback. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 144, p. 6497–6513, 2026.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# DESENVOLVIMENTO DE METODOLOGIA PARA QUANTIFICAÇÃO DO EFEITO BAUSCHINGER EM AÇOS PARA O SETOR AUTOMOTIVO

Marta Barbosa Alvim [1]
Marco Antonio Wolff [2]
Julio Cezar de Sousa Zorzi [3]

**RESUMO**

A adoção de aços de maior resistência mecânica, associada à redução de espessura e ao aumento da complexidade geométrica das peças, tem imposto desafios ao setor automotivo. Dentre esses desafios, destaca-se o fenômeno de *springback*, uma das principais causas de desvios dimensionais nos componentes estampados, fortemente influenciado pelo efeito Bauschinger. Contudo, a caracterização experimental desse efeito requer a compressão do material, cuja execução em aços com espessura ≤ 2,0 mm é bastante complexa devido à elevada suscetibilidade à flambagem. Nesse contexto, foi desenvolvida uma metodologia baseada em ensaios de tração-compressão para a quantificação do efeito Bauschinger, a partir da qual foram avaliados aços laminados a frio das classes *Interstitial Free*, HSLA e *Dual Phase*. Os resultados indicaram que o efeito Bauschinger se intensificou com o aumento da resistência mecânica do material e nível de deformação aplicado. A metodologia proposta se mostrou eficaz em superar as limitações experimentais associadas à flambagem dos corpos de prova, viabilizando o levantamento de dados relevantes para a melhoria da predição do *springback* por meio de modelos de simulação numérica de estampagem.

**Palavras-chave:** efeito Bauschinger, simulação, s*pringback*.

[1] Engenheira Metalurgista, M.Sc., *Research & Development* - Usiminas, MG.
[2] Engenheiro Mecânico, M.Sc., *Research & Development* - Usiminas, MG.
[3] Engenheiro Mecânico, M.Sc., *Research & Development* - Usiminas, MG.

# DEVELOPMENT OF A METHODOLOGY FOR QUANTIFYING THE BAUSCHINGER EFFECT IN AUTOMOTIVE STEELS


## ABSTRACT

The adoption of higher-strength steels, combined with reduced thickness and increased geometric complexity of components, has posed significant challenges to the automotive industry. Among these challenges, springback stands out as one of the main causes of dimensional deviations in stamped components, being strongly influenced by the Bauschinger effect. However, the experimental characterization of this effect requires compressive loading, which is particularly challenging in steels with thicknesses ≤ 2.0 mm due to their high susceptibility to buckling. In this context, a methodology based on tension-compression testing was developed to quantify the Bauschinger effect. Using this approach, cold-rolled steels from the Interstitial-Free, HSLA and Dual-Phase grades were evaluated. The results indicated that the Bauschinger effect intensified with increasing material strength and applied strain level. The proposed methodology proved effective in overcoming the experimental limitations associated with specimen buckling, enabling the acquisition of relevant data to improve springback prediction through numerical stamping simulations.


**Key words:** Bauschinger effect, simulation, *springback*.

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria automotiva vem passando por uma transformação significativa nas últimas décadas, especialmente no que diz respeito ao crescimento da utilização de aços de maior resistência mecânica, abrangendo tanto os aços de alta resistência e baixa liga (*High-Strength Low-Alloy*, HSLA) quanto os avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels*, AHSS). Esses aços têm contribuído para melhorar o desempenho em segurança e a sustentabilidade dos automóveis, atendendo ao apelo pela redução do peso veicular e, consequentemente, do consumo de combustível [1].

A fabricação de componentes com elevada resistência mecânica e geometrias de estampagem mais complexas tem gerado novos desafios para a indústria automotiva [2]. O aumento da resistência mecânica, associado à redução da espessura do material, dificulta a conformação das peças, resultando, na maioria dos casos, em um aumento significativo do *springback* [3-5]. Esse fenômeno é uma das principais causas de desvios dimensionais gerados durante o processo de conformação de chapas metálicas, sendo caracterizado por mudanças no formato das peças decorrentes do alívio de tensões residuais. As alterações imprevistas na geometria das peças causam imprecisão e instabilidade nas operações de conformação subsequentes, tornando essencial a previsão do retorno elástico para sua posterior compensação. Atualmente, tal previsão é realizada pelos *softwares* de simulação de estampagem, como o Autoform® [6]. O principal desafio relacionado à previsibilidade do retorno elástico é o efeito Bauschinger, fenômeno que descreve a alteração do comportamento mecânico do aço quando submetido a reversões de carregamento (tração-compressão). Esse fenômeno está associado à redução da resistência ao escoamento após a inversão da direção do carregamento, como ocorre quando um metal previamente deformado plasticamente em uma direção é submetido à deformação plástica em sentido oposto [7].

Visando minimizar o impacto do retorno elástico durante a fabricação de peças conformadas, *softwares* de simulação numérica têm utilizado modelos constitutivos para prever e compensar o efeito Bauschinger. Contudo, a caracterização experimental desse fenômeno tem se mostrado desafiadora, sobretudo pela inexistência de procedimentos normatizados. No contexto automotivo, essa dificuldade é agravada pela redução da

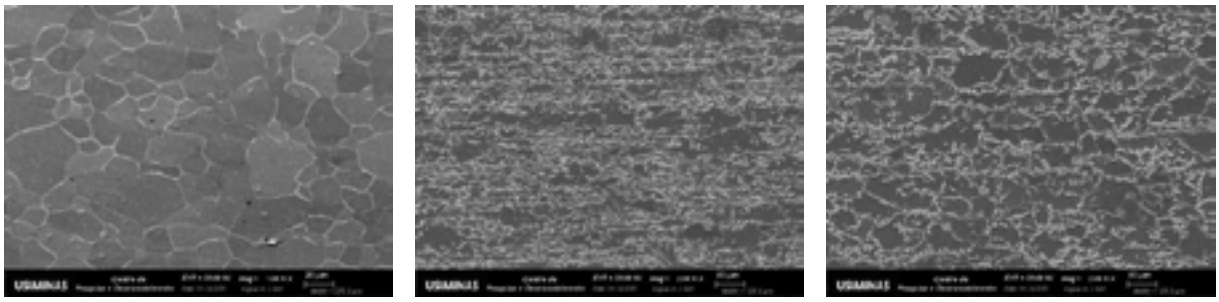
espessura das chapas e pelos elevados níveis de deformação compressiva exigidos nos ensaios. Nesse cenário, o uso de modelos de encruamento cinemático, que consideram o efeito Bauschinger, aliado à validação experimental, constitui etapa essencial para o desenvolvimento de processos de conformação mais eficientes e produtos com melhor precisão dimensional [8].

Sendo assim, o presente estudo visou ao desenvolvimento de uma metodologia para quantificar o efeito Bauschinger em aços destinados à indústria automotiva, notadamente dos aços *Interstitial Free* (IF), HSLA e *Dual Phase* (DP). Além do desenvolvimento da metodologia de ensaio, foi investigada a relação entre o grau de resistência mecânica dos aços e a magnitude do efeito Bauschinger. Dessa forma, buscou-se obter dados essenciais para inserção em *softwares* de simulação numérica, visando melhorar a predição do *springback* em processos de estampagem.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Materiais

Foram selecionados para a realização do estudo aços das classes IF, HSLA410 e DP590, todos com 2,0 mm de espessura laminados a frio. O aspecto microestrutural das amostras é apresentado na Figura 1. O aço IF apresenta microestrutura constituída por matriz essencialmente ferrítica, com grãos bem definidos e relativamente homogêneos, não sendo observados constituintes de segunda fase. Em contrapartida, a microestrutura do aço HSLA410 é formada por uma matriz ferrítica com presença de carbonetos, sendo também perceptível um elevado grau de refinamento de grãos. O aço DP590, por sua vez, exibe microestrutura típica, composta por ferrita e martensita.



(a) IF (b) HSLA410 (c) DP590

**Figura 1.** Aspecto microestrutural das amostras, obtida via microscopia eletrônica de varredura (MEV).

As propriedades mecânicas dos aços, obtidas segundo a norma ASTM A370:2017 [9], em corpos de prova *sheet type* com base de medida para alongamento de 50 mm, são mostradas na Tabela 1. Observa-se que os valores encontrados no ensaio estão de acordo com o especificado segundo norma aplicada por montadora nacional.

A análise dos dados evidenciou diferenças significativas entre os aços IF, HSLA410 e DP590, coerentes com suas respectivas microestruturas. O aço IF, comparado com os demais, apresentou os menores valores de limite de escoamento (LE) e resistência (LR), aliados a elevados valores de alongamento uniforme e total, além de maior coeficiente de encruamento, o que reflete sua microestrutura ferrítica e elevada conformabilidade.

O aço HSLA410 exibiu maior valor de LR em relação ao aço IF, acompanhado de redução no expoente de encruamento n, comportamento associado à sua microestrutura. Já o aço DP590 apresentou maior valor de LR, resultado da presença de martensita (segunda fase de elevada dureza) dispersa em matriz ferrítica.

**Tabela 1**. Propriedades mecânicas em tração dos aços utilizados no estudo.

| Aço | Orientação(I) | LE (MPa) | LR (MPa) | $Al_{uniforme}$ (%) | $Al_{total}$ (%) | $n_{10\%-AU}$ | $r^{(II)}$ | $\bar{r}$ | $\Delta r$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| IF | 0° | 157 | 289 | 27,9 | 52,9 | 0,242 | 2,040 | 1,796 | 0,697 |
| **Especificação** | **0°** | **140-180** | **270-330** | **NE** | **≥ 40,0** | **≥0,20** | **≥1,9** | **NE** | **NE** |
| HSLA410 | 0° | 442 | 593 | 13,7 | 24,1 | 0,129 | 0,650 | 0,973 | -0,442 |
| **Especificação** | **0°** | **420-520** | **480-630** | **NE** | **≥ 18,0** | **≥0,11** | **NE** | **NE** | **NE** |
| DP590 | 0° | 390 | 632 | 18,3 | 29,4 | 0,171 | 0,901 | 0,906 | 0,186 |
| **Especificação** | **0°** | **330-430** | **590-750** | **NE** | **≥ 21,0** | **≥0,14** | **NE** | **NE** | **NE** |

*Al: alongamento; n: expoente de encruamento. $\bar{r}$: anisotropia normal; $\Delta r$: anisotropia planar.*

(I) Orientação do comprimento dos corpos de prova em relação à direção de laminação.

(II) *Coeficiente de anisotropia normal de Lankford (r), determinado com uma deformação de engenharia na direção do comprimento dos corpos de prova de 20% na amostra de IF, de 15% na amostra DP590 e de 10% nas amostras de HSLA410.*

## 2.2. Dimensionamento dos corpos de prova e de dispositivo anti-flambagem

A realização do ensaio de tração-compressão para obtenção dos dados necessários à caracterização do efeito Bauschinger em chapas metálicas finas apresentou desafios experimentais significativos devido à elevada suscetibilidade à flambagem durante o carregamento compressivo. Diante da inexistência de normas específicas, foi necessário desenvolver uma metodologia que garantisse a estabilidade e a repetibilidade dos ensaios.

Os corpos de prova foram dimensionados com base na geometria recomendada pela norma de fadiga ASTM E606:2020 [10], apresentado na Figura 2, adotando-se uma geometria com comprimento útil reduzido em relação à largura, visando minimizar efeitos de instabilidade por flambagem. Para ampliar a espessura efetiva da seção ensaiada, corpos de prova foram unidos por colagem com adesivo epóxi, formando um conjunto mais espesso, em procedimento semelhante ao adotado por Yoshida *et al*. [11] para ensaios em chapas finas.

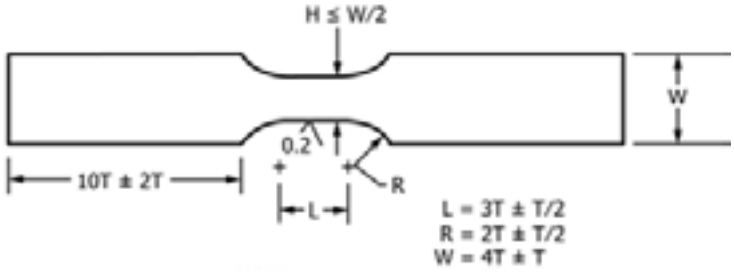



**Figura 2.** Dimensões dos corpos de prova baseados na norma de fadiga ASTM E606:2020 [10].

Adicionalmente, foi desenvolvido um dispositivo anti-flambagem com suporte lateral, projetado para restringir deslocamentos fora do eixo de carregamento sem interferir na deformação axial do conjunto. Esse dispositivo foi baseado na configuração proposta por Jamli e Farid [12], conforme apresentado na Figura 3. Lâminas de teflon foram empregadas nas interfaces de contato para minimizar o atrito. Essa combinação de geometria otimizada, união de corpos de prova e suporte lateral mostrou-se fundamental para garantir a estabilidade durante a etapa compressiva dos ensaios.

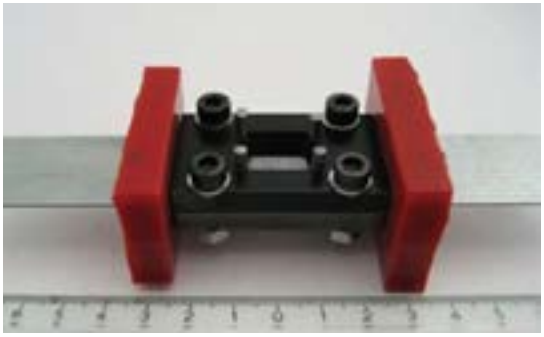


**Figura 3.** Dispositivo anti-flambagem apresentado em literatura [12].

2.3. Ensaio para quantificação do efeito Bauschinger

Os ensaios para quantificação do efeito Bauschinger foram conduzidos por meio de ciclos de tração seguidos de compressão, reproduzindo trajetórias de carregamento típicas do processo de estampagem de chapas metálicas. Os testes foram realizados sob controle de deslocamento, utilizando uma máquina universal de ensaios equipada com vídeo-extensômetro.

Inicialmente, os corpos de prova foram submetidos a uma pré-deformação em tração, seguida por carregamento compressivo até o limite de deformação em que não se observasse instabilidade por flambagem. A faixa de deformação aplicada foi definida com base na estabilidade experimental do conjunto e nas exigências usuais de entrada de dados para modelos constitutivos empregados em simulações.

As curvas tensão *vs.* deformação obtidas nos ensaios de tração-compressão foram comparadas às curvas de tração monotônica. A comparação foi feita a fim de verificar a concordância na região de carregamento direto e avaliar se o processo de união dos corpos de prova e o dispositivo anti-flambagem não introduziriam interferências significativas nos resultados.

A magnitude do efeito Bauschinger foi quantificada por meio de um índice adimensional (BE), calculado a partir da razão entre a diferença da tensão no ponto de reversão ($\sigma_{\text{reversal point}}$) e o módulo da tensão de escoamento em compressão ($\sigma_{\text{yield on compression}}$), pela tensão no ponto de reversão, apresentado na Equação (1) e ilustrado pela Figura 4. Esse procedimento permitiu avaliar de forma consistente a influência do nível de deformação e do grau de resistência mecânica dos aços estudados sobre o efeito Bauschinger [13].

$$BE = \frac{\sigma_{reversal\ point} - |\sigma_{yield\ on\ compression}|}{\sigma_{reversal\ point}} \quad (1)$$

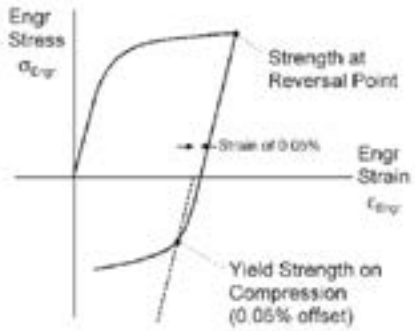



**Figura 4.** Ilustração com a descrição dos dados utilizados na equação (1) para cálculo do efeito Bauschinger (BE) [13].

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Obtenção dos dados da curva tensão *vs*. deformação em um ensaio tração-compressão

A Figura 5 apresenta as curvas obtidas em ensaios de tração-compressão para cada aço avaliado, juntamente com as respectivas curvas de tração uniaxial, utilizadas como referência. A boa concordância observada entre as curvas de carregamento direto indica que, tanto o processo de união dos corpos de prova quanto o dispositivo anti-flambagem, não introduziram interferências significativas na resposta mecânica do material, validando a confiabilidade do arranjo experimental adotado.

Para os aços estudados, apresentados nas Figuras 5(a), (b) e (c), os ensaios foram conduzidos em níveis de deformação da ordem de ±5% a ±7%, valores tipicamente requeridos para a calibração de modelos constitutivos destinados à previsão do *springback*. No caso dos aços IF e HSLA410, não foram observados indícios de flambagem ao longo dos ensaios, o que resultou em curvas mais estáveis. Para o aço DP590, o corpo de prova ensaiado com 7% de deformação apresentou indicativos de flambagem. Ainda assim, a curva obtida manteve comportamento coerente no gráfico tensão-deformação, indicando que a metodologia proposta é capaz de fornecer dados representativos, mesmo para aços com microestruturas mais complexas e maior resistência mecânica.

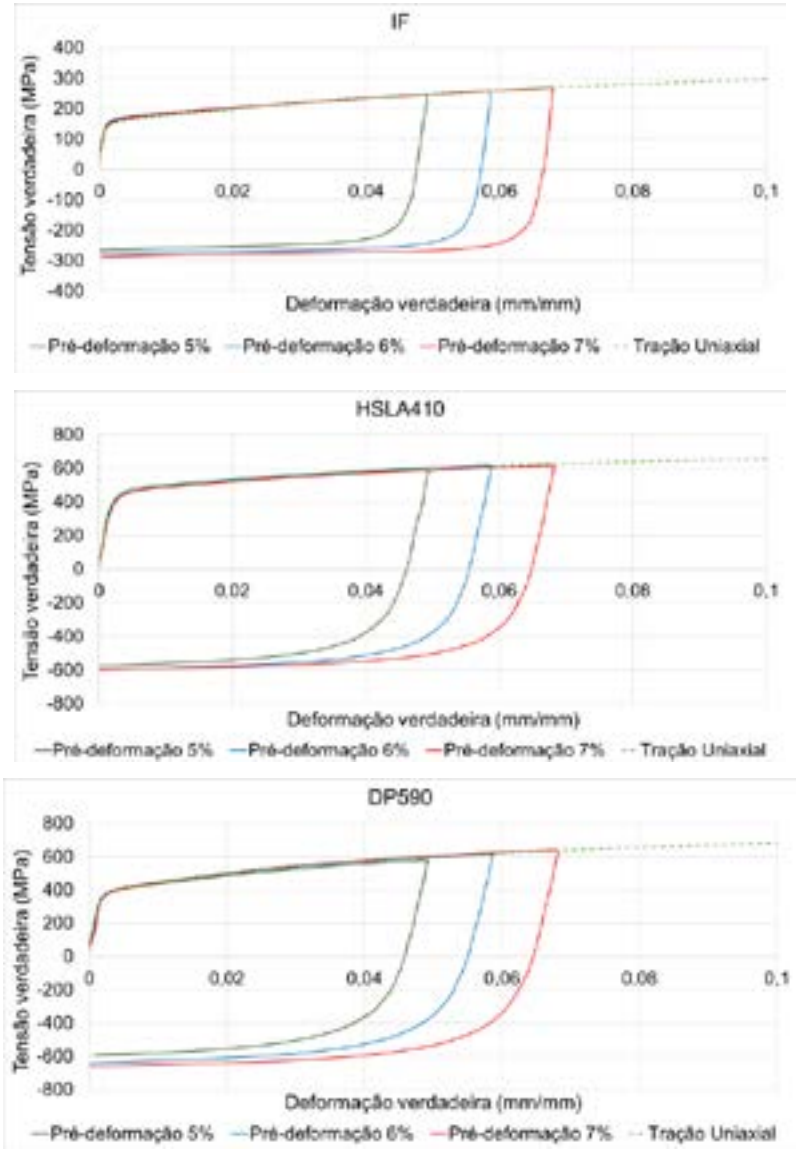



**Figura 5.** Curvas tensão *vs.* deformação dos aços estudados, obtidas por tração uniaxial e por ensaios de tração-compressão.

3.2. Avaliação do amaciamento permanente dos aços

Para avaliar o comportamento de amaciamento permanente dos aços, isto é, a redução da tensão de escoamento durante o carregamento reverso em ensaios de tração-compressão, as curvas obtidas nos estágios de reversão de carregamento foram convertidas para a região de tensão positiva. A comparação entre as curvas de carregamento monotônico e de carregamento cíclico (tração-compressão) é apresentada na Figura 6.

Observa-se que o aço IF apresenta curvas no carregamento reverso que se desenvolvem de forma mais retilínea, sem acompanhar a inclinação da curva monotônica de tração uniaxial. Isso indica menor capacidade de recuperação do encruamento após a reversão do carregamento. Em contraste, o aço DP590 apresenta uma curva de carregamento reverso quase paralela à curva de tração monotônica. O HSLA410, por sua vez, demonstra um comportamento intermediário entre o IF e o DP590. Essas características observadas nas curvas são compatíveis com os resultados apresentados por Yoshida *et al*. [11] para aços IF e DP. Segundo os autores, a perda permanente de resistência associada à estagnação do encruamento ocorre principalmente porque, quando o material começa a deformar no sentido inverso, as estruturas internas de discordâncias, especialmente as paredes de células formadas durante a deformação anterior se desfazem, ao mesmo tempo, novas discordâncias começam a se formar. Esse rearranjo das discordâncias reduz temporariamente a capacidade do material de encruar, resultando em um amaciamento aparente.

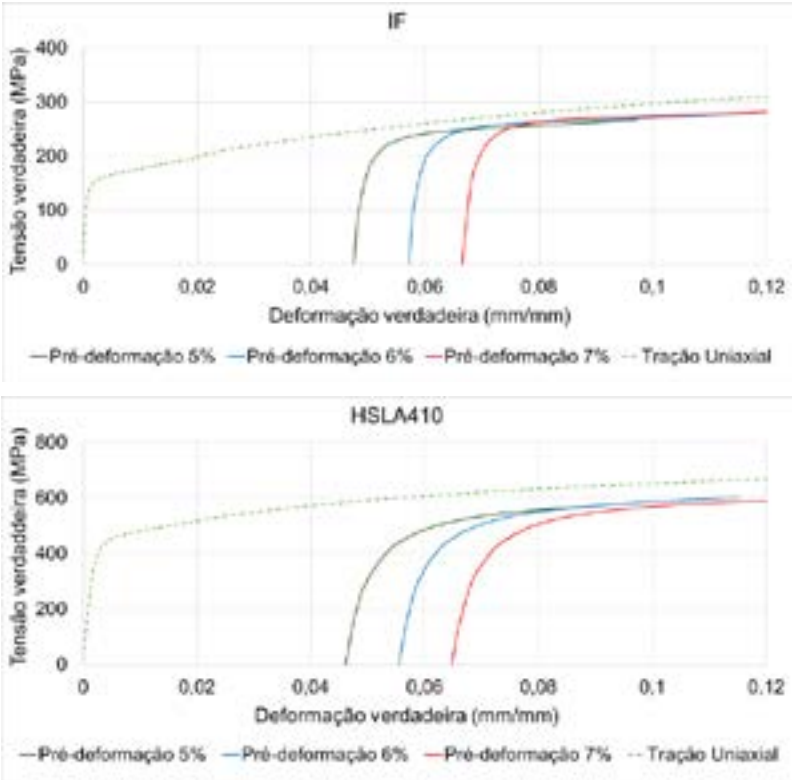



**Figura 6.** Curvas tensão *vs.* deformação dos aços estudados, obtidas por tração uniaxial e por ensaios de tração-compressão convertidas para a região de tensão positiva.

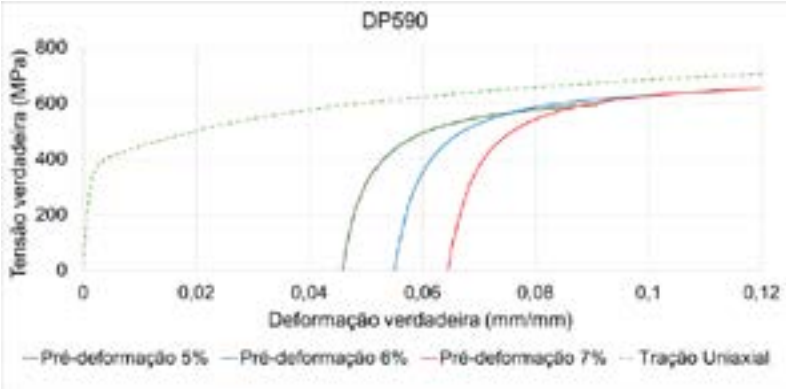



**Figura 6.** Continuação.

3.3. Quantificação do efeito Bauschinger

Os valores calculados do efeito Bauschinger são apresentados na Figura 7. Para o cálculo do índice BE foi utilizada a Equação (1), aplicada às curvas experimentais de tensão *vs*. deformação obtidas nos ensaios de tração-compressão. De maneira geral, observou-se que, para os aços estudados, o valor de BE aumentou com o incremento da deformação aplicada. Essa tendência também foi reportada na literatura, incluindo o trabalho de Han *et al*. [13], indicando que o crescimento do efeito Bauschinger com a pré-deformação é um comportamento típico, embora não apresente dependência significativa ou sistemática em relação à taxa de deformação.

Na comparação entre os diferentes graus de aço avaliados neste trabalho, para um mesmo nível de deformação, observou-se que os valores de BE foram mais elevados para os aços de maior resistência mecânica. Esse comportamento pode ser interpretado em termos do maior nível de tensão alcançado antes da reversão, o que está associado ao estado de encruamento e, consequentemente, à densidade de discordâncias e às características microestruturais decorrentes do processamento do material [13].

Nos aços bifásicos, o efeito Bauschinger tem sido associado à heterogeneidade microestrutural decorrente da presença de ferrita e martensita. Conforme discutido por Weiss *et al*. [14], a diferença de deformação entre essas fases favorece o desenvolvimento de tensões internas de longo alcance. Durante a reversão do carregamento, essas tensões atuam como tensões de retorno de longo alcance (*back stresses*), favorecendo o escoamento reverso e contribuindo para a redução da tensão de escoamento [14]. Assim, embora os aços de maior resistência mecânica tenham apresentado maiores valores de BE no presente estudo, a intensidade desse efeito deve ser analisada não apenas em função da resistência mecânica, mas também do estado de encruamento e dos mecanismos microestruturais que governam a acomodação da deformação em cada classe de aço.

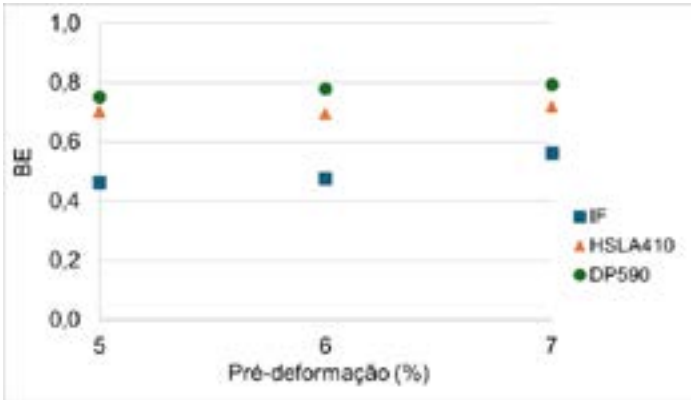



**Figura 7.** Resultado de BE para os aços estudados em diferentes níveis de deformação.

## 4. CONCLUSÕES

No presente estudo foi estabelecida uma metodologia para a quantificação do efeito Bauschinger em aços laminados a frio destinados à indústria automotiva, a partir da seleção de três materiais representativos: IF; HSLA410 e DP590. Com os ensaios de tração-compressão foi possível obter dados de curvas tensão *vs*. deformação para aplicação em modelos constitutivos avançados utilizados em *softwares* de simulação numérica, especialmente para previsão de *springback*. A metodologia desenvolvida incluiu o projeto dos corpos de prova e o desenvolvimento de um dispositivo anti-flambagem. A combinação dessas estratégias permitiu reduzir instabilidades típicas de ensaios de compressão em chapas finas, possibilitando a repetibilidade dos testes.

Os resultados revelaram comportamentos distintos entre os aços estudados, coerentes com suas microestruturas e níveis de resistência. Foi possível realizar ensaios de tração-compressão em três níveis de pré-deformação, de 5%, 6% e 7%, valores recomendados para inserção no AutoForm®, por exemplo. Observou-se o aumento do efeito Bauschinger com o crescimento da pré-deformação aplicada, além da tendência de intensificação do fenômeno para aços de maior resistência mecânica. Esse comportamento está alinhado com a literatura, que associa o incremento do efeito Bauschinger à maior densidade de discordâncias e à presença de microestruturas multifásicas, como no caso do aço DP.

De forma geral, os resultados obtidos demonstraram que a metodologia desenvolvida é adequada para a caracterização mecânica avançada de aços com espessura ≤ 2,0 mm, permitindo o fornecimento de dados para modelos constitutivos cinemáticos, essenciais para melhorar a previsibilidade do *springback* em aços destinados ao setor automotivo.

## REFERÊNCIAS


[1] DE MOOR, E. Advanced High-Strength Sheet Steels for Automotive Applications. In: Rana, R. (eds) High-Performance Ferrous Alloys. Springer, pp. 113-151. 2020.

[2] SCHAEFFLER, D. WORLDAUTOSTEEL. Case studies in AHSS alloy selection. AHSS Guidelines. Disponível em: <https://ahssinsights.org/news/case-studies-in-ahss-alloy-selection/>.

[3] SILVA, E. A. *et al*. Study Of Hardening Models in Automotive Steels Using the Finite Element Method and the Backscattered Electron Diffraction Technique. Research, Society and Development, v. 9, n.1, p. 26, 2020.

[4] GHAEI, A., GREEN, D. E. and ARYANPOUR, A. Springback Simulation of Advanced High Strength Steels Considering Nonlinear Elastic Unloading-Reloading Behavior. Materials and Design, vol. 88, pp. 461-470, 2015.

[5] SUMIKAWA, S. *et al*. Improvement of Springback Prediction Accuracy Using Material Modelconsidering Elastoplastic Anisotropy And Bauschinger Effect. Journal of Materials Processing Technology, vol. 230, pp. 1-7, 2016.

[6] YU, K. *et al*. Bauschinger Effect Calibration by the Different Types of Loading/Reverse Loading Tests for Springback Prediction in Sheet Metal Forming. International Journal of Material Forming, vol. 16, p. 20, 2023.

[7] SILVA, E. A. Estudo da Correlação Entre os Modelos de Encruamento e as Características Cristalográficas em Aços Avançados de Alta Resistência Submetidos ao Efeito *Springback*. 2016. 207 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, São Paulo. 2016.

[8] Tech Update. Metal Forming: Springback Prediction Yields Automotive Parts Without Costly Tool Recuts p. 2, July, 2019. Disponível em: <https://www.metalformingmagazine.com/public/images/2019/07/digital/default.html#p=1>.

[9] ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM Standard. 2017.

[10] ASTM E606. Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. 2020.

[11] YOSHIDA, F., UEMORI, T. and FUJIWARA, K. Elastic–Plastic Behavior of Steel Sheets Under In-Plane Cyclic Tension–Compression At Large Strain. International Journal of Plasticity, vol. 18, pp. 633-659, 2002.

[12] JAMLI, M. R. and FARID, N. M. The Sustainability of Neural Network Applications Within Finite Element Analysis in Sheet Metal Forming: A review. Measurement, vol. 138, pp. 446-460, 2019.

[13] HAN, K., VAN TYNE, C. J. and LEVY, B.S. Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels. Metallurgical And Materials Transactions A, vol. 36A, pp. 2379-2384, 2005.

[14] WEISS, M. et al. On the Bauschinger Effect in Dual Phase Steel at High Levels of Strain. Materials Science & Engineering A, vol. 643, pp. 127-136, 2015..

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# EVOLUÇÃO DAS PROPRIEDADES DE UM AÇO 27MnCrB5-2 TEMPERADO COM DIFERENTES PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO

Daniel Augusto Ferro [1]

**RESUMO**

O aço 27MnCrB5-2 tem sido muito utilizado para aplicação em facas, além de peças de boa resistência mecânica e resistência ao desgaste, alguns exemplos são verificados no ramo agrícola como faca para corte basal de colheitadeiras de cana, lâminas de roçadeira e helicoide para transporte de grãos. A indústria de beneficiamento de papel/papelão é outro segmento onde esse aço está presente, sendo usado para facas de corte e vinco.

Com o objetivo de melhorar a conformabilidade da liga 27MnCrB5-2 no estado temperado, de forma a atender o nível de conformação solicitado, principalmente na fabricação de facas de corte e vinco, foram processados quatro lotes com diferentes conceitos de tratamento térmico de têmpera (martêmpera e austêmpera) para posterior avaliação das estruturas e propriedades mecânicas, a fim de correlacioná-las com a conformabilidade da dobra em cada situação.

Com os resultados encontrados e testes práticos realizados durante fabricação da faca de corte e vinco, foi possível constatar melhora significativa na microestrutura/propriedade mecânica/processamento da peça considerando sua conformabilidade com um dos parâmetros de austêmpera utilizados.

Palavras chave – Liga 27MnCrB5-2; Conformabilidade; Martêmpera; Austêmpera; Facas de Corte e Vinco.

[1] Engenheiro Mecânico pelo Instituto Mauá de Tecnologia, Mestre em Ciência dos Materiais pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Especialista em Desenvolvimento de Processo e Produto da Waelzholz Brasmetal (daniel.ferro@waelzholz.com).

# EVOLUTION OF THE MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF QUENCHED 27MnCrB5-2 STEEL UNDER DIFFERENT HEAT TREATMENT PARAMETERS


## ABSTRACT

*27MnCrB5-2 steel is widely employed in applications that require high mechanical strength and wear resistance, particularly in cutting components. Representative applications include knives used in agricultural machinery, such as sugarcane harvester blades, lawn-mower blades, and seed-transport components. Additionally, the paper and paperboard processing industry constitutes another important sector in which this steel is extensively used, especially for cutting and creasing knives.*

*To enhance the formability of 27MnCrB5-2 steel in the hardened condition, particularly to satisfy the strain requirements associated with the manufacture of cutting and creasing knives, four material batches were processed using different heat treatment routes, including austempering and martempering. Subsequent evaluations of the resulting microstructures and mechanical properties were conducted in order to establish correlations with bending formability under each heat treatment condition.*

*The experimental results, together with practical manufacturing trials of cutting and creasing knives, revealed a significant improvement in formability-related performance. This improvement was primarily attributed to the favorable combination of microstructural characteristics, optimized mechanical properties, and enhanced processing behavior achieved through a specific austempering parameters.*


*Key words — 27MnCrB5-2 alloy; Bendability; Quenching and Tempering; Austempering; Cutting and Creasing Knives.*

## 1. INTRODUÇÃO

A liga 27MnCrB5-2 conforme DIN EN 10083-3:2006 [1] é considerada um aço de baixa liga e vem cada vez mais se consolidando em aplicações que requerem boa resistência ao desgaste aliada a razoável conformabilidade.

Os aços de baixa liga são amplamente utilizados na indústria devido a sua combinação única de resistência, durabilidade e versatilidade. Composto predominantemente de ferro e carbono, com adição de pequenas quantidades de outros elementos como cromo, níquel, molibdênio e manganês, que melhoram suas propriedades mecânicas e químicas [2].

São considerados aços de baixa liga os aços com adição de elementos de liga em até 5%. A quantidade total de elementos de liga não é suficiente para alterar consideravelmente a microestrutura do aço resultante [3].

O consumo do aço 27MnCrB5-2 tem aumentado de forma considerável e, por esse motivo, torna-se necessário relacionar seu processamento com as propriedades finais, de modo a se obter as características desejáveis para determinada aplicação.

No presente trabalho, foram utilizados diferentes parâmetros de processo de martêmpera e austêmpera em linha contínua, onde as propriedades mecânicas, microestrutura e conformabilidade na dobra foram avaliadas nos lotes processados.

Os materiais produzidos foram destinados à aplicação de facas de corte e vinco.

## 2. FACAS DE CORTE E VINCO

Diversos são os tipos e geometrias de facas de corte e vinco, onde o atendimento a dobra sem a ocorrência de trincas é de suma importância. Algumas geometrias de facas são mostradas na figura abaixo:



**Figura 1:** Exemplos de diferentes geometrias de facas para corte e vinco. (Fonte: Autor)

No tocante ao processo de fabricação das facas de corte e vinco, em geral usina-se a borda da tira de aço já no estado temperado de modo a formar o fio de corte, que é temperado por indução visando dureza de aproximadamente 50 HRC. Posteriormente a tira com a borda usinada é cortada e dobrada de acordo com a geometria do corte/vinco desejada.

Para o item em estudo, é realizado um teste de dobra na tira temperada com geometria especificada conforme figura abaixo, trincas ou rupturas na dobra não são aceitáveis.

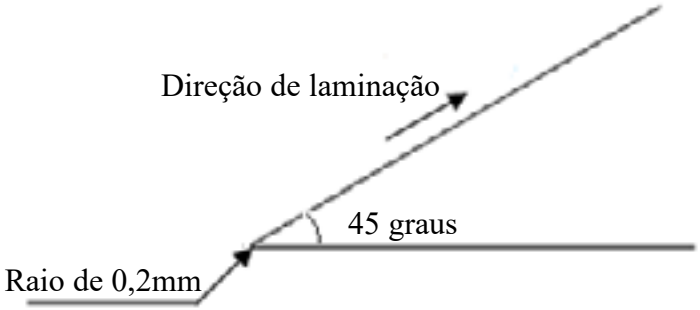



**Figura 2:** Ângulo e raio do teste de dobra (Fonte: autor)

## 3. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA 27MNCRB5

A tabela abaixo apresenta a composição química especificada para a liga 27MnCrB5-2 conforme norma DIN EN 10083-3:2006. [1]

**Tabela 1:** Composição química especificada para a liga 27MnCrB5-2 [1]

| C (%) | Si (%) | Mn (%) | P (%) | S (%) | Cr (%) | B (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,24 a 0,30 | 0,4 máx. | 1,1 a 1,4 | 0,025 máx. | 0,035 máx. | 0,3 a 0,6 | 0,0008 a 0,005 |

## 4. TEMPERABILIDADE DA LIGA 27MNCRB5

Com a composição química especificada é possível se obter durezas máximas entre 47 e 55 HRC dependendo das dimensões da peça conforme mostra o gráfico levantado através do ensaio Jominy [1].

A dureza especificada pelas empresas produtoras de facas de corte e vinco em geral variam de 32 a 50 HRC dependendo do tipo de faca e conformação necessária para sua fabricação. O estudo foi realizado com um item de especificação de dureza entre 32 e 36 HRC.

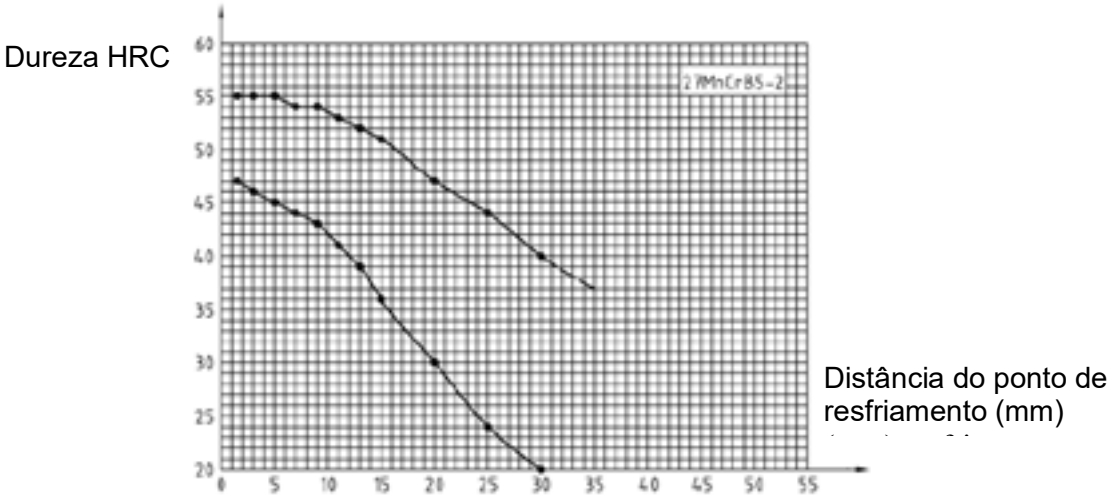



**Figura 3:** Perfil de dureza em ensaio Jominy realizado na liga 27MnCrB5-2 [1]

A curva TTT do aço 27MnCrB5-2 está exemplificada abaixo e foi obtida pelo programa Stecal 3.0 para uma determinada composição química.

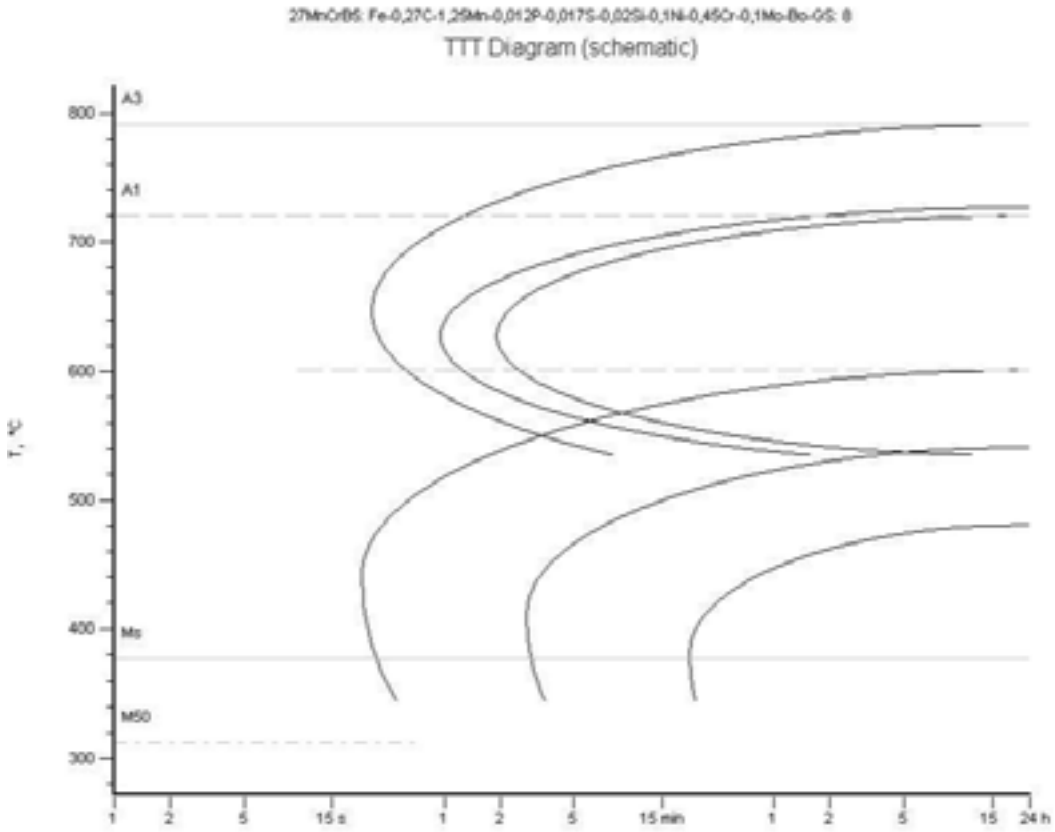



**Figura 4:** Curva TTT determinada pelo software Stecal 3.0. Fonte (Autor)

## 5. CONCEITOS DE TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA E MARTÊMPERA

O processo de austêmpera consiste no aquecimento do aço até uma temperatura acima da zona crítica seguido de resfriamento rápido num meio mantido a uma temperatura constante, dentro da faixa de formação de bainita (entre 250 e 400ºC a depender da liga que está sendo austemperada) durante o tempo necessário até se produzir a transformação de austenita para bainita. Já o processo de martêmpera, consiste no aquecimento a uma temperatura acima da zona crítica seguido de resfriamento rápido a uma temperatura logo acima da linha de início de formação da martensita, mantendo-se nessa temperatura até atingir a uniformidade de temperatura ao longo da seção do material e antes de cruzar o "cotovelo" da curva de tempo/temperatura/transformação (curva TTT), posteriormente o material é resfriado até cruzar as linhas de início e fim de formação da martensita. Em seguida o material é revenido até a dureza desejada e posteriormente resfriado ao ar. [4] [5]

As curvas TTT com as respectivas rotas de resfriamento e isotermas no processo de martêmpera e austêmpera (linhas azuis) são indicadas abaixo:

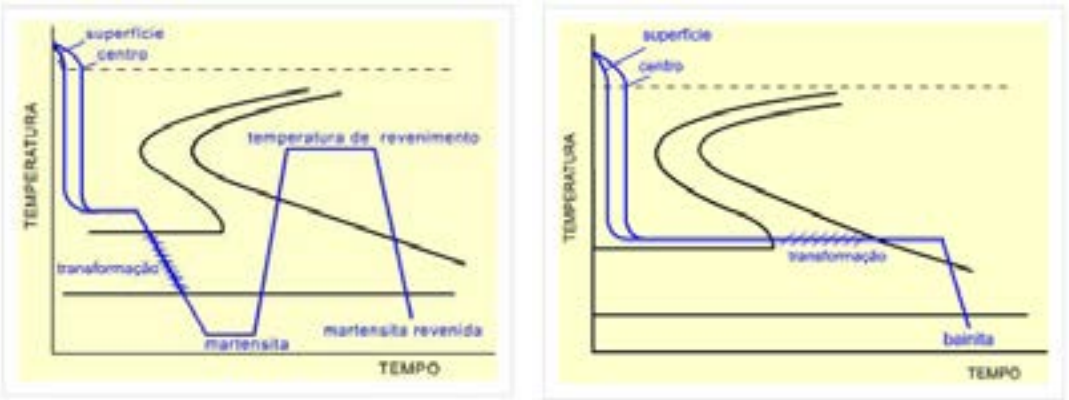



**Figura 5:** Curvas TTT representando processo de martêmpera (esquerda) e austêmpera (direita). [6]

# 6. MATERIAIS E MÉTODOS

## 6.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química foi realizada em Espectrômetro de Emissão Óptica e os resultados encontrados na matéria prima testada são apresentados na tabela abaixo:

**Tabela 2:** Composição química dos lotes processados.

| C (%) | Si (%) | Mn (%) | P (%) | S (%) | Cr (%) | B (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,30 | 0,24 | 1,34 | 0,016 | 0,0044 | 0,31 | 0,004 |

## 6.2 PROCESSO DE RELAMINAÇÃO

O material em estudo foi adquirido no estado laminado à quente sendo posteriormente manufaturado conforme sequência de processos abaixo. As dimensões finais da tira são 1,42mm de espessura por 24,00mm de largura sendo o material fornecido em rolos.

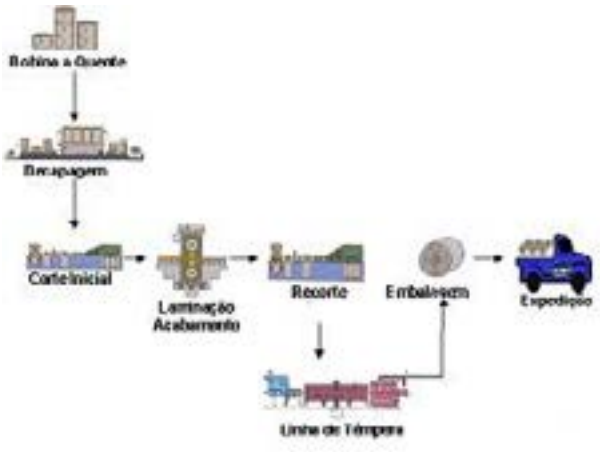



**Figura 6:** Fluxo de processos de relaminação utilizado para o material em estudo**.** Fonte (autor)

## 6.3 IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS E PARÂMETROS DE PROCESSO

A tabela abaixo ilustra os parâmetros de tratamento térmico utilizados para cada lote processado relacionando com o número das amostras testadas.

**Tabela 3:** Identificação das amostras e parâmetros de tratamento térmico utilizados.

| Amostra | Processo | Austenitização (ºC) | Resfriamento (ºC) | Revenimento (ºC) |
|---|---|---|---|---|
| 1 | Martêmpera | 920 | 320 | 540 |
| 2 | Martêmpera | 980 | 320 | 540 |
| 3 | Austêmpera | 900 | 410 | 410* |
| 4 | Austêmpera | 880 | 410 | 410* |

*Indicação de isoterma.

## 6.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas foram obtidas conforme norma NBR 6673:1981 [7]. Foi retirado um corpo de prova paralelo ao sentido de laminação para cada parâmetro de tratamento térmico utilizado.

Os ensaios foram realizados em máquina de tração Zwick modelo Z250 equipada com garras hidráulicas e extensômetro, porém este último não foi utilizado devido risco de avaria com a ruptura das amostras durante ensaio (material frágil).

## 6.5 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Análise de microestrutura foi realizada nas amostras coletadas. As mesmas foram devidamente polidas e atacadas com reagente nital 3% para visualização da microestrutura no sentido de laminação, conforme ilustra a figura abaixo. Houve tentativa de ataque para avaliar tamanho de grão austenítico (reagente Picral).

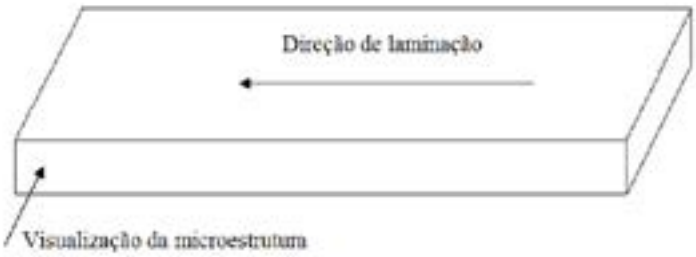



**Figura 7**: Ilustração da amostragem para avaliação da microestrutura.

## 6.6 TESTE DE CONFORMAÇÃO

Os testes de conformação foram realizados após tratamento térmico em uma amostra para cada parâmetro de processo utilizado, utilizou-se dobradeira manual conforme figura abaixo:




**Figura 8:** Dobradeira manual a direita e detalhe do conjunto punção/matriz a esquerda.

# 7. RESULTADOS

## 7.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Ensaios de tração realizados nas amostras do material processado com diferentes parâmetros de tratamento térmico apresentaram os resultados conforme destacado na tabela abaixo:

**Tabela 4:** Propriedades mecânicas das amostras tratadas com diferentes parâmetros de têmpera

| Amostra | LR (MPa) | LE (MPa) | Alongamento Base A5 (%) |
|---|---|---|---|
| 1 | 1051 | 1042 | 4,8 |
| 2 | 1045 | 1038 | 5,2 |
| 3 | 1030 | 918 | 8,5 |
| 4 | 1062 | 948 | 9,3 |

## 7.2 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Na figura abaixo é possível verificar a microestrutura das amostras 1, 2, 3 e 4:

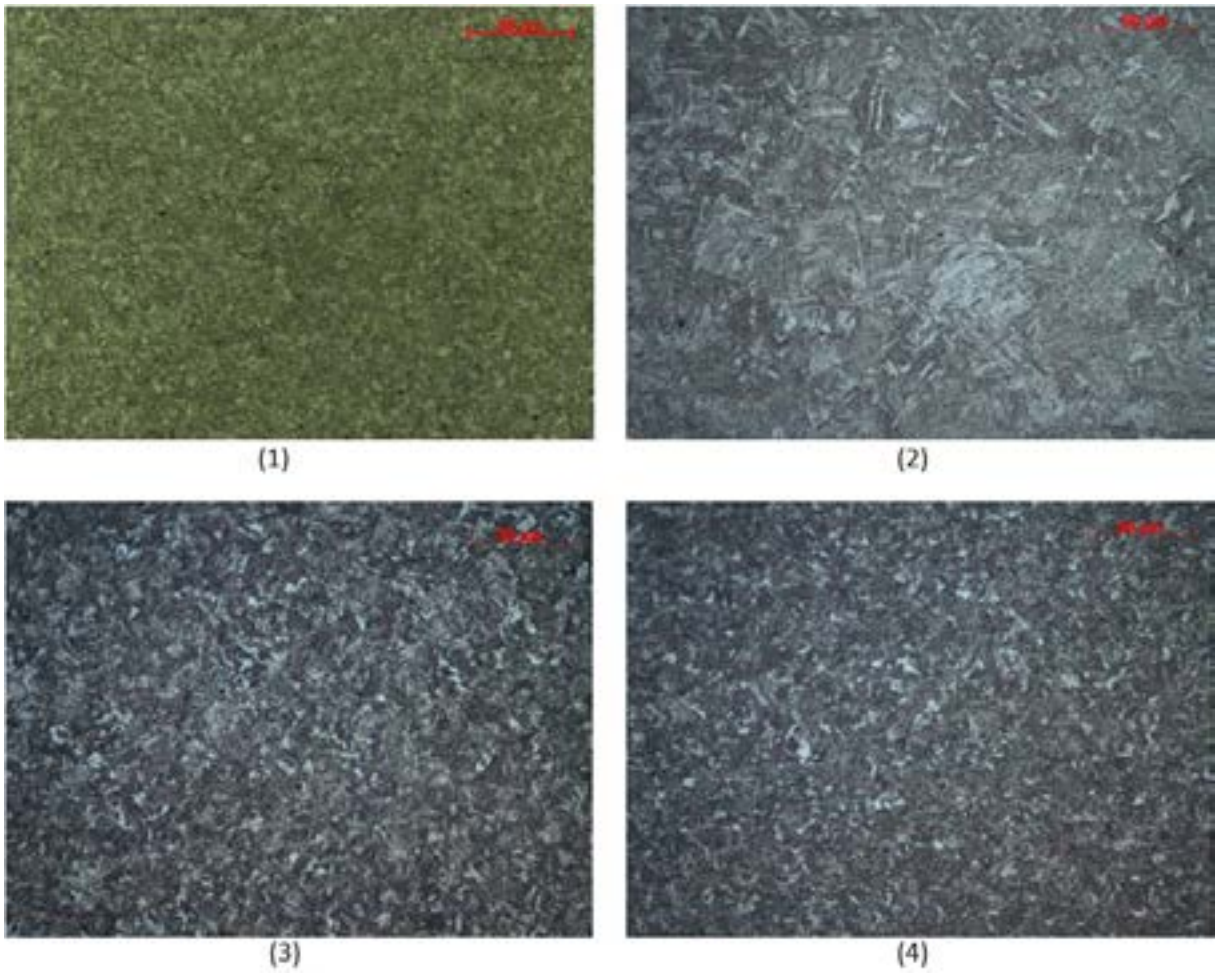



**Figura 9:** Microestruturas dos materiais martemperados (amostras 1 e 2) e dos materiais austemperados (amostras 3 e 4). Aumento de 500x com ataque nital 3%.

## 7.3 TESTES DE CONFORMAÇÃO

As amostras foram conformadas para posterior análise visual conforme fotos abaixo.

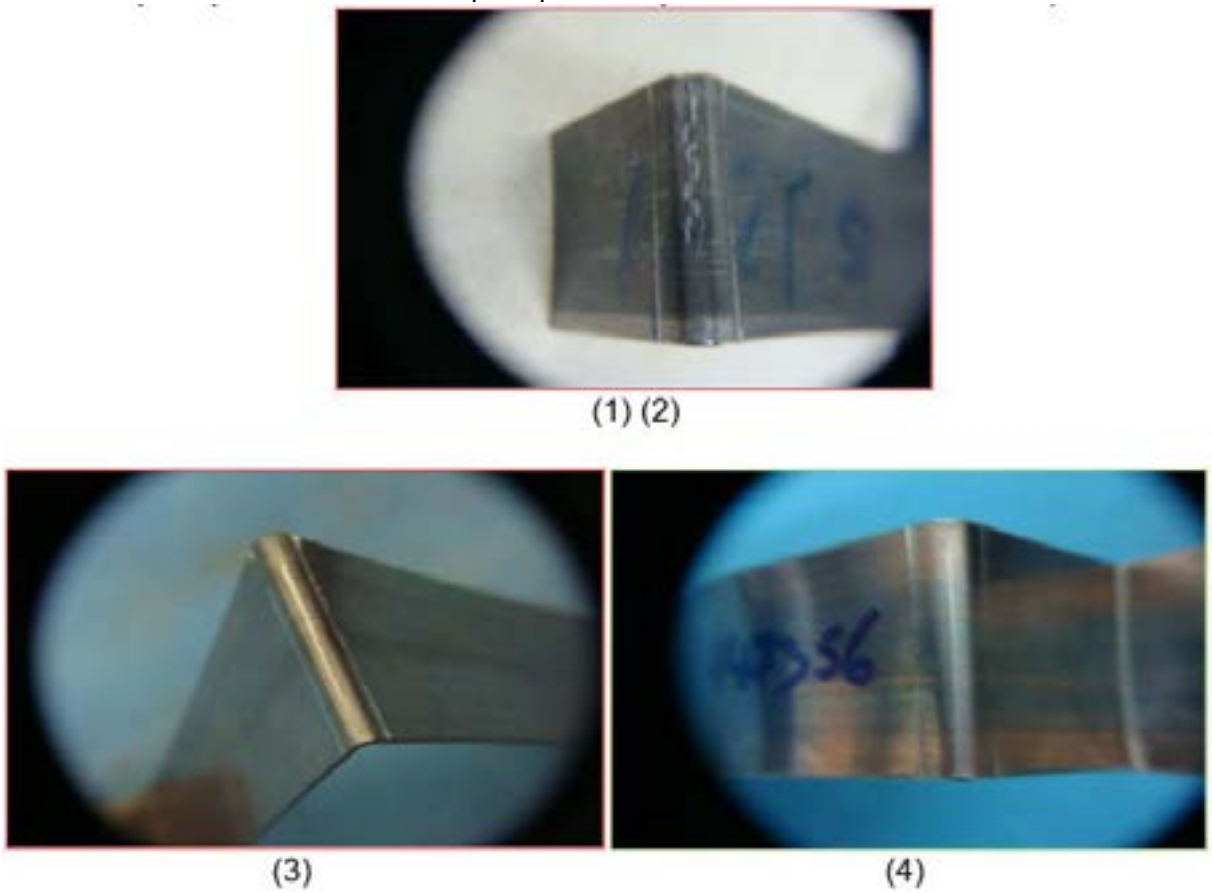



**Figura 10:** Resultados da análise visual do teste de dobra realizado nas amostras 1, 2 e 3 (reprovadas devido trincas) e amostra 4 (aprovada – isento de trincas).

# 8. DISCUSSÃO

## 8.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Avaliando os resultados de propriedade mecânica é possível notar que, apesar de valores de limite de resistência muito similares, as amostras temperadas com processo de martêmpera apresentam maiores valores de limite de escoamento se comparadas com as amostras temperadas com processo de austêmpera. Outra observação importante está relacionada com o valor do alongamento encontrado, mais baixo nas amostras martemperadas se comparado com as austemperadas.

Dada a maior ductilidade da bainita é de se esperar um maior alongamento e melhor dobramento das amostras austemperadas em comparação com as amostras martemperadas. Fato este comprovado através dos resultados de tração e avaliação visual das dobras realizadas nas amostras.

## 8.2 MICROESTRUTURA E TESTES DE CONFORMAÇÃO

Possível observar nas amostras 1 e 2 estrutura acicular típica da martensita. Na amostra 2 é possível verificar estrutura mais grosseira se comparada a amostra 1 para a mesma matéria prima utilizada. Acredita-se que a estrutura mais grosseira da amostra 2 seja devido a elevada temperatura de austenitização em comparação a amostra 1 (recomendado de acordo com a curva TTT dessa liga em torno de 850ºC, aproximadamente 50ºC acima de $A_3$). Elevada temperatura de austenitização promove o crescimento de grão austenítico devido dissolução de carbono na austenita, removendo as barreiras que impedem o crescimento de grão austenítico em elevadas temperaturas. Não foi possível comparar o tamanho de grão austenítico das amostras pois o reagente utilizado (Picral) não revelou o contorno de grão austenítico do aço 27MnCrB5-2.

As amostras 3 e 4 não apresentaram estrutura acicular, dessa forma afirma-se a presença de bainita onde verifica-se na amostra 3 uma estrutura mais grosseira e menor alongamento se comparada a amostra 4, fato que pode explicar a trinca na amostra 3.

Na comparação das amostras conformadas no teste de dobramento é possível verificar que as amostras martemperadas foram reprovadas, independente da estrutura mais fina ou mais grosseira. Quanto as amostras austemperadas é possível observar visualmente melhora na dobra se comparadas com as amostras martemperadas. Entretanto a amostra austemperada com estrutura mais grosseira (amostra 3) apresentou ruptura no teste de dobra ao passo que a amostra com estrutura mais fina (amostra 4) não apresentou ruptura no mesmo teste, pelo mesmo motivo explicado no parágrafo anterior.

## 9. CONCLUSÕES

Através dos testes conduzidos foi possível concluir:

- A temperatura de austenitização mais alta aplicada durante processo de martêmpera (amostra 2) resultou em estrutura martensítica grosseira e influenciou negativamente no teste de dobra e na produção da faca, provocando a ruptura da tira;
- A temperatura de austenitização mais baixa aplicada durante processo de martêmpera (amostra 1) resultou em estrutura martensítica fina. A tira conformada no teste de dobra apresentou trincas na mesma proporção verificada na amostra 2, sendo ambas as amostras reprovadas no teste através de análise visual e na fabricação da faca, inabilitando dessa forma o processo de martêmpera para essa aplicação;
- As amostras 3 e 4 austemperadas apresentaram os maiores alongamentos nos testes de tração e estrutura bainítica, sendo mais recomendadas para a aplicação de facas de corte e vinco devido a maior ductilidade dessa estrutura em comparação a estrutura martensítica;
- Possível observar estrutura mais fina e alongamento maior na amostra 4 se comparada com a amostra 3. Essa diferença foi suficiente para inabilitar os parâmetros de processo empregados na amostra 3 pois houve trincas na amostra durante teste de dobra e durante fabricação da faca;
- Com o processo de austêmpera empregado na amostra 4 foi possível atender ao requisito de dobra bem como as criticidades de conformação da aplicação final;

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a empresa Waelzholz Brasmetal, por ter cedido os equipamentos e mão de obra que tornaram possível a desenvolvimento e conclusão do projeto realizado e ao Sr. André Sereno Lopes por incentivar seu desenvolvimento.

## REFERÊNCIAS

[1] **DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG (DIN).** DIN EN 10083-3:2006 — Quenched and tempered steels — Part 3: Technical delivery conditions for alloy steels. Berlin: DIN, 2006;

[2] **SICAL.** *O que é um aço baixa liga? Propriedades e utilização.* Disponível em: <https://sical.com.br/blog/o-que-e-um-aco-baixa-liga-propriedades-e-utilizacao/>. Acesso em: 16 abr. 2026;

[3] **INFOMET.** *Aços e ligas.* Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=13>. Acesso em: 16 abr. 2026;

[4] **MTCTRAT.** *Tratamentos isotérmicos: austêmpera e martêmpera.* Disponível em: <https://mtctrat.com.br/tratamentos-isotermicos-austempera-e-martempera/>. Acesso em: 10 abr. 2026;

[5] **INFOMET.** *Tratamentos térmicos dos aços.* Disponível em: <http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=221>. Acesso em: 14 abr. 2026;

[6] **CIMM.** *Princípios do tratamento de têmpera e suas variações: têmpera, austêmpera e martêmpera.* Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6443-principios-tratamento-de-tempera-e-suas-variacoes-tempera-austempera-martempera#.VSe-BdzF-So>. Acesso em: 12 abr. 2026;

[7] **ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT).** *NBR 6673:1981 — Aços-carbono e ligas para construção mecânica.* Rio de Janeiro: ABNT, 1981.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Determinação das Condições de Contorno na Estampagem a Quente de Liga de Alumínio 5052

Matheus Henrique Riffel [1]
Rafael Pandolfo da Rocha [2]
André Rosiak [3]
Robson Nunes [4]
Lirio Schaeffer [5]

**RESUMO**

A estampagem a quente de ligas de alumínio constitui uma alternativa para ampliar a conformabilidade do material e viabilizar a fabricação de componentes com geometrias complexas. Nesse processo, a transferência de calor entre a chapa aquecida e o ferramental influencia diretamente a evolução da temperatura, o comportamento mecânico do material e a qualidade final do componente. Este trabalho teve como objetivo determinar o coeficiente de transferência de calor interfacial, denominado IHTC, entre chapas da liga de alumínio AA5052-H32 e matrizes metálicas, considerando diferentes condições de temperatura e pressão de contato. Os ensaios foram realizados com corpos de prova circulares de 2 mm de espessura, aquecidos às temperaturas de 100, 200, 300 e 400 °C e submetidos às pressões nominais de contato de 0, 10 e 20 MPa. As curvas de resfriamento foram registradas por meio de termopares instalados na chapa e no ferramental. Os valores de IHTC foram determinados a partir de um modelo de balanço de energia, fundamentado na lei de resfriamento de Newton. Os resultados mostraram que o aumento da pressão de contato intensificou a transferência de calor, elevando o IHTC de uma faixa de 503 a 991 W/(m²·K), sem pressão aplicada,

para valores entre 1145 e 1461 W/(m²·K), sob pressão de 20 MPa. A influência da temperatura inicial não apresentou comportamento estritamente linear em todas as condições analisadas. Conclui-se que a pressão de contato é um dos principais parâmetros de controle térmico na estampagem a quente da liga AA5052-H32, e que os valores obtidos podem ser utilizados como condições de contorno em modelos numéricos do processo.

**Palavras-Chaves:** estampagem a quente; AA5052-H32; IHTC; transferência de calor; pressão de contato

## ABSTRACT

Hot stamping of aluminum alloys is an alternative approach to enhance material formability and enable the manufacturing of components with complex geometries. In this process, heat transfer between the heated sheet and the tooling directly influences temperature evolution, material mechanical behavior, and the final quality of the component. This study aimed to determine the interfacial heat transfer coefficient (IHTC) between AA5052-H32 aluminum alloy sheets and metallic dies under different temperature and contact pressure conditions. The experiments were conducted using circular specimens with a thickness of 2 mm, heated to temperatures of 100, 200, 300, and 400 °C and subjected to nominal contact pressures of 0, 10, and 20 MPa. Cooling curves were recorded using thermocouples installed in the sheet and tooling. The IHTC values were determined using an energy balance model based on Newton's law of cooling. The results showed that increasing the contact pressure enhanced heat transfer, increasing the IHTC from a range of 503–991 W/(m²·K), with no applied pressure, to values ranging from 1145 to 1461 W/(m²·K) under a contact pressure of 20 MPa. The effect of the initial temperature did not exhibit a strictly linear behavior under all conditions analyzed. It is concluded that contact pressure is one of the main parameters governing thermal behavior during hot stamping of the AA5052-H32 alloy and that the obtained values can be used as boundary conditions in numerical models of the process.

**Keywords:** hot stamping; AA5052-H32; IHTC; heat transfer; contact pressure.

## 1. **INTRODUÇÃO**

A estampagem a quente de ligas de alumínio tem se destacado como uma alternativa tecnológica para a fabricação de componentes com geometrias complexas, especialmente quando se busca ampliar a conformabilidade do material e reduzir defeitos associados à conformação em temperatura ambiente. Nesse contexto, a correta definição das condições de contorno do processo torna-se essencial para representar adequadamente o comportamento térmico e mecânico da chapa durante a conformação, principalmente em análises experimentais e simulações numéricas (SCHARIFI, 2023).

Entre os principais parâmetros envolvidos na estampagem a quente, destaca-se o coeficiente de transferência de calor interfacial, conhecido como IHTC (*Interfacial Heat Transfer Coefficient*). Esse coeficiente descreve a intensidade da troca térmica entre a chapa aquecida e a matriz, sendo diretamente influenciado por fatores como pressão de contato, temperatura inicial do material, rugosidade superficial, lubrificação e tempo de contato. A determinação adequada desse parâmetro é fundamental, pois a taxa de resfriamento da peça durante o contato com o ferramental interfere nas condições de conformação, na distribuição de temperatura e, consequentemente, na qualidade final do componente estampado (XIAO, 2018; OMER, 2020).

Estudos anteriores demonstram que o IHTC apresenta comportamento sensível às condições de contato entre o blank e a matriz. YING (2017), ao investigar a transferência de calor interfacial no processo de conformação a quente de uma liga de alumínio 7075-T6, verificou que o aumento da pressão de contato favorece a dissipação térmica, elevando significativamente o valor do IHTC. O autor observou valores próximos de 3300 W/(m²·K) para pressões de contato de 80 MPa, evidenciando que a maior compressão entre o material e a ferramenta aumenta a área efetiva de contato e melhora a condução térmica. Por outro lado, o aumento da rugosidade superficial reduziu a eficiência da transferência de calor, devido à diminuição da área real de contato entre as superfícies. A lubrificação também apresentou papel relevante, contribuindo para otimizar a interface material-matriz e reduzir a resistência térmica em determinadas condições de processo.

De forma complementar, ZHAO (2019) analisou o comportamento do IHTC na liga AA5083 durante experimentos de estampagem com matriz cilíndrica. O estudo avaliou a transferência de calor nas etapas de transporte do blank e de estampagem-resfriamento, utilizando o método do balanço térmico e o método de estimativa não linear de Beck. Os resultados indicaram que tanto a pressão de contato quanto a temperatura inicial exercem influência positiva sobre o IHTC, sendo possível descrever essa relação por meio de uma função potência composta. Além disso, o estudo

destacou que a lubrificação, além de modificar as condições tribológicas do processo, também pode atuar no controle térmico da interface, interferindo na dissipação de calor durante a estampagem.

Dessa forma, observa-se que a determinação das condições de contorno térmicas e mecânicas é uma etapa indispensável para a análise da estampagem a quente de ligas de alumínio. No caso da liga AA5052, a definição de parâmetros como coeficiente de transferência de calor interfacial, pressão de contato, atrito, lubrificação e temperatura inicial permite representar com maior fidelidade o processo de conformação. Esses parâmetros são fundamentais para o desenvolvimento de modelos numéricos confiáveis, capazes de prever a distribuição de temperatura, o comportamento do material e a ocorrência de possíveis defeitos durante a estampagem (MAENO, 2017).

Assim, este trabalho tem como objetivo determinar e analisar as principais condições de contorno aplicadas ao processo de estampagem a quente da liga de alumínio 5052, contribuindo para a construção de um modelo experimental e/ou numérico mais representativo. A partir da compreensão da transferência de calor na interface chapa-matriz e da influência dos parâmetros de contato, busca-se aprimorar a previsão do comportamento do material durante a conformação e fornecer subsídios para a otimização do processo.

## 2. MATERIAS E MÉTODOS

### 2.1 ANÁLISE EXPERIMENTAL

A montagem experimental ilustrada na Fig. 1 consiste em uma prensa hidráulica de 40 toneladas, um forno elétrico, uma matriz cilíndrica bipartida (superior e inferior), um blank circular de 90mm de diâmetro em alumínio 5052 com espessura de 2mm, quatro termopares tipo K de Ø 1 mm, um sistema de aquisição de dados Linx e um computador de mesa. O contato esférico no suporte ajuda a equilibrar a matriz inferior e a garantir uma pressão de contato uniforme sobre o blank. A Fig. 2 mostra as dimensões da matriz e do blank (corpo de prova), bem como as posições de coleta de temperatura. Três termopares são instalados na matriz inferior, a 5 mm, 10 mm e 15 mm abaixo da superfície da matriz, respectivamente. Um termopar é instalado cerca de 30mm adentro do blank.

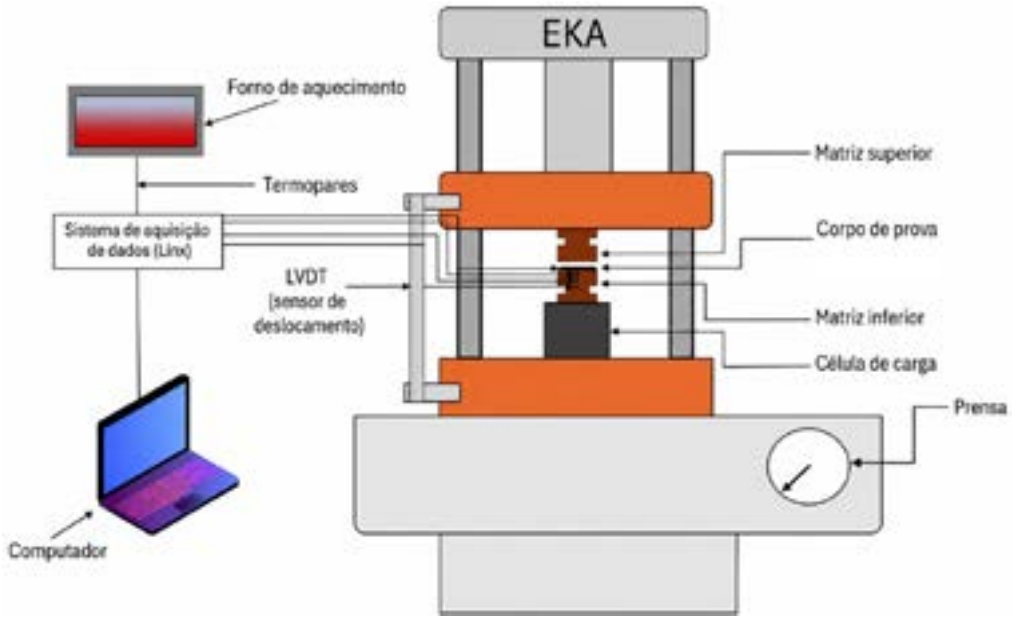



Figura 1: Ilustração esquemática do arranjo experimental.

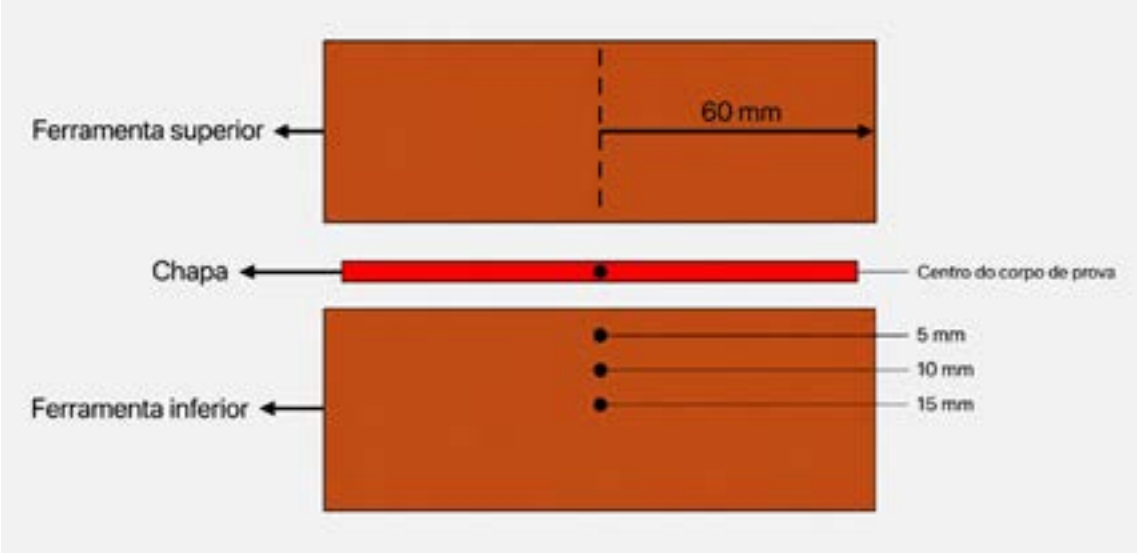



Figura 2: Dimensões do dispositivo de transferência de calor e posições dos termopares.

A Fig. 3 mostra o blank com o termopar inserido, a posição do termopar e a comparação entre o diâmetro do termopar e a espessura do blank.

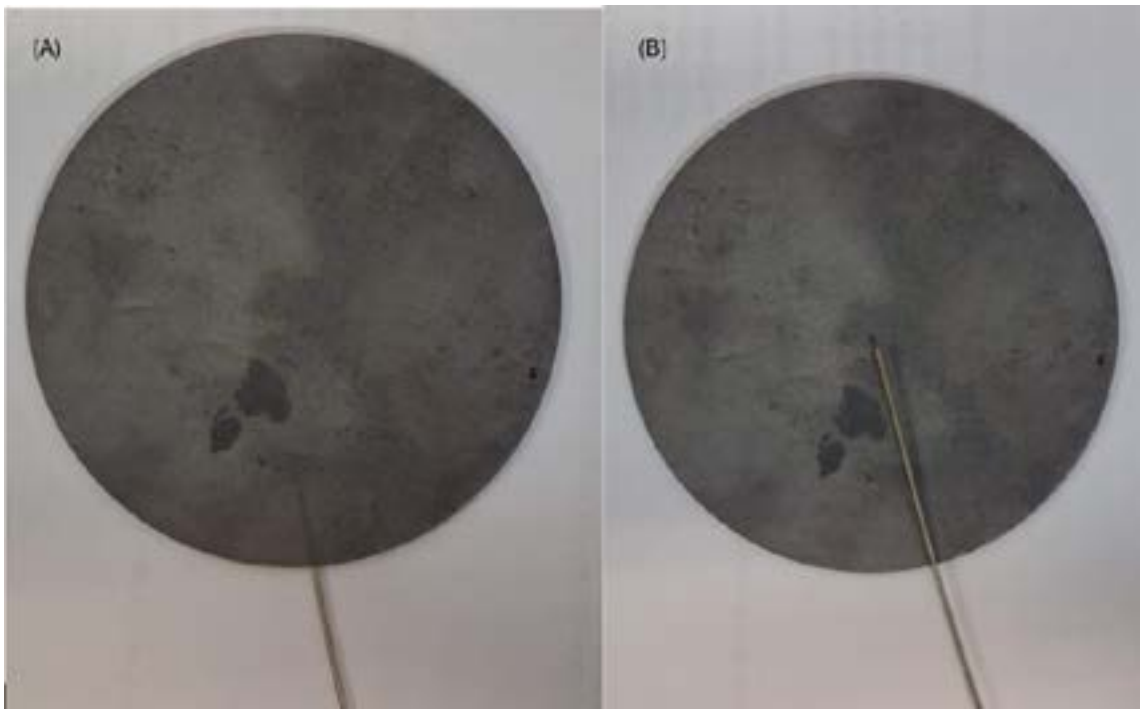



Figura 3. Blank e termopar: (a) termopar inserido no blank; (b) posicionamento do termopar.

No experimento, o blank foi aquecido no forno às temperaturas de 100, 200, 300ºC e 400ºC °C e mantido nessa temperatura por 15 min (até a homogeneização a temperatura), sendo então rapidamente transferido para a matriz inferior. A matriz superior desceu e pressionou o blank contra a matriz inferior sob a determinada pressão. As temperaturas medidas do blank e da matriz de aço ferramenta #45, para uma pressão de contato de 0, 10 e 20 MPa.

## 2.2 MÉTODO ANALÍTICO

O fluxo de calor transferido pela interface chapa-ferramenta pode ser descrito pela lei de resfriamento de Newton (ROCHA, 2024):

$$\dot{q''} = h\,(T_c - T_f) \tag{1}$$

em que:

$\dot{q''}$ é o fluxo de calor interfacial [W/m²];

*h* é o coeficiente de transferência de calor interfacial [W/(m²·K)];

$T_c$ é a temperatura média da chapa [°C];

$T_f$ é a temperatura superficial da ferramenta [°C].

Como a chapa está em contato com duas ferramentas (Visto na figura 4), a taxa total de transferência de calor pelas duas interfaces é dada por:

$$\dot{q''} = 2\,h\,A\,(T_c - T_f) \tag{2}$$

Em que $A$ é a área nominal de contato de uma face da chapa [m$^2$]. O fator 2 representa a transferência de calor pelas duas faces do corpo de prova.

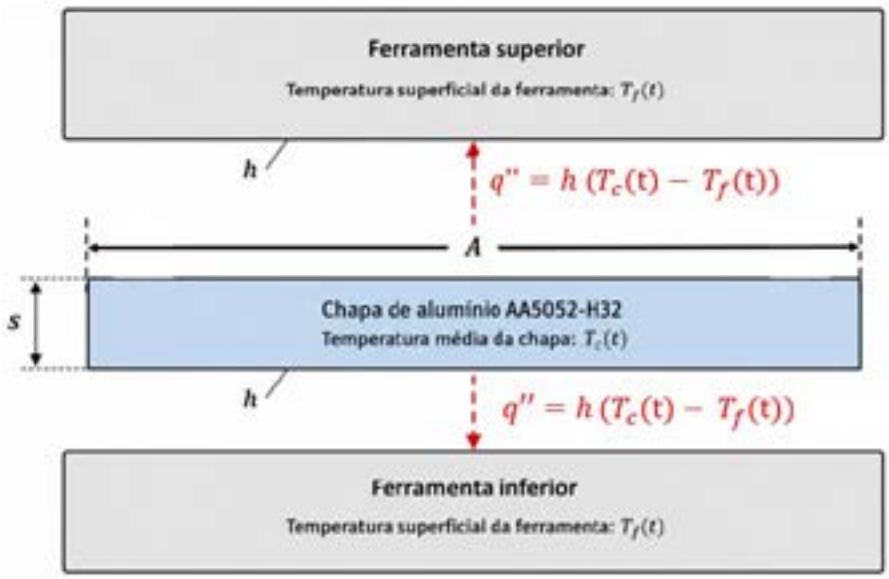



Figura 4: Modelo térmico adotado para balanço de energia durante o contato da chapa com as ferramentas.

2.2.1 Balanço de energia da chapa

A taxa de variação da energia térmica da chapa durante o resfriamento é dada por (ROCHA, 2024):

$$\dot{Q} = -m\,c_p\left(\frac{dT_c}{dt}\right) \tag{3}$$

O sinal negativo indica que a temperatura da chapa diminui ao longo do tempo. Igualando o calor removido da chapa ao calor transferido para as ferramentas, obtém-se:

$$m\,c_p\left(\frac{dT_c}{dt}\right) = -2\,h\,A\,(T_c - T_f) \tag{4}$$

Isolando o coeficiente h:

$$h = -\left[\frac{m\,c_p}{(2\,A\,(T_c - T_f))}\right]\left(\frac{dT_c}{dt}\right) \tag{5}$$

A massa da chapa circular pode ser escrita como:

$$m = \rho\,V = \rho\,A\,s \tag{6}$$

Substituindo a Equação (6) na Equação (5):

$$h = -\left[\frac{\rho\,A\,s\,c_p}{\left(2\,A\,(T_c - T_f)\right)}\right]\left(\frac{dT_c}{dt}\right) \tag{7}$$

Cancelando a área $A$, resulta a forma direta para o cálculo instantâneo do IHTC:

$$h = -\left[\frac{\rho\,s\,c_p}{\left(2\,(T_c - T_f)\right)}\right]\left(\frac{dT_c}{dt}\right) \tag{8}$$

em que $\rho$ é a densidade da chapa [kg/m$^3$], $s$ é a espessura [m] e $c_p$ é o calor específico do material [J/kg.K]. A Equação (8) permite calcular o IHTC em cada instante a partir da derivada da curva experimental de temperatura.

2.2.2. IHTC médio entre dois pontos da curva

O cálculo direto por derivada pode ser sensível ao ruído experimental (ROCHA, 2024). Assim, pode-se obter um valor médio de $h$ entre os instantes $t_1$ e $t_2$. Partindo da Equação (4) e substituindo $m = \rho A s$:

$$\frac{dTc}{(T_c - T_f)} = -\left[\frac{2\,h}{(\rho\, s\, c_p)}\right] dt \tag{9}$$

Para a integração analítica, considera-se que a temperatura superficial da ferramenta permanece aproximadamente constante no intervalo analisado, podendo ser representada por um valor médio. Essa hipótese permite integrar a diferença de temperatura entre a chapa e a ferramenta e obter as formas analíticas apresentadas nas Equações (10) a (17).

$$\int_{T_1}^{T_2} \frac{dTc}{(T_c - T_f)} = -\left[\frac{2\,h}{(\rho\, s\, c_p)}\right] \int_{t_1}^{t_2} dt \tag{10}$$

resulta:

$$ln\left[\frac{(T_2 - T_f)}{(T_1 - T_f}\right] = -\left[\frac{2\,h}{(\,\rho\, s\, c_p)}\right](t_2 - t_1) \tag{11}$$

Logo, o IHTC médio no intervalo analisado é:

$$h = -\left[\frac{\rho\, s\, c_p}{(2\,(t_2 - t_1))}\right] ln\left[\frac{(T_2 - T_f)}{T_1 - T_f}\right] \tag{12}$$

em que $T_1$ e $T_2$ são as temperaturas da chapa [K] nos instantes $t_1$ e $t_2$ [s], respectivamente. Essa forma é prática para o tratamento de curvas experimentais, pois utiliza diretamente dois pontos de temperatura e tempo.

2.2.3 Determinação por regressão linear

Para obter um valor médio representativo em um intervalo maior da curva (ROCHA, 2024), a Equação (11) pode ser escrita em relação à temperatura inicial $T_0$:

$$ln\left[\frac{(T_c - T_f)}{(T_0 - T_f)}\right] = -\left[\frac{2\,h}{(\rho\, s\, c_p)}\right] t \tag{13}$$

Definindo:

$$Y = \ln\left[\frac{(T_c - T_f)}{(T_0 - T_f)}\right] \tag{14}$$

tem-se uma relação linear:

$$Y = S\, t \tag{15}$$

Em que $t$ é o tempo transcorrido a partir do início do intervalo analisado $[s]$, e $S$ é o coeficiente angular da reta obtida pela regressão linear de $Y$ em função de $t$, com unidade $[s^{-1}]$. Como a diferença de temperatura entre a chapa e a ferramenta diminui durante o resfriamento, o coeficiente angular $S$ apresenta valor negativo. Ressalta-se que $S$, em letra maiúscula, representa a inclinação da reta, enquanto $s$, em letra minúscula, representa a espessura da chapa, em que o coeficiente angular $S$ é:

$$S = -\frac{2\,h}{(\rho\, s\, c_p)} \tag{16}$$

Portanto, a partir da inclinação $S$ da reta obtida por regressão linear, o IHTC médio é calculado por:

$$h = -(\frac{\rho\, s\, c_p}{2})\, S \tag{17}$$

2.2.4 Área de contato e pressão aplicada

Para um corpo de prova circular de diâmetro *D*, expresso em milímetros, a área nominal de contato em uma face é:

$$A = \frac{\pi\, D^2}{4} \tag{18}$$

A pressão nominal de contato é calculada por:

$$p = \frac{F}{A} \tag{19}$$

ou, de forma equivalente:

$$F = p.A \tag{20}$$

Em que é a área nominal de contato *A*, expressa em mm²; é o diâmetro do corpo de prova *D*, expresso em mm; é a pressão nominal de contato *p*, expressa em MPa; e é a força normal aplicada *F*, expressa em N. Para o corpo de prova de 90 mm de diâmetro submetido a 0, 10 e 20 MPa, a força correspondente é aproximadamente 0, 63,6 e 127,2 kN, respectivamente.

2.2.5 Verificação da hipótese de temperatura uniforme

A validade da hipótese de temperatura uniforme ao longo da espessura da chapa pode ser avaliada por meio do número de Biot, definido pela Equação (21):

$$Bi = \frac{h\,.L_c}{k_s} \tag{21}$$

Em que é o número de Biot, adimensional; é o coeficiente de transferência de calor interfacial *h*, expresso em W/(m²·K); é o comprimento característico da chapa $L_c$, expresso em metros; e é a condutividade térmica do material da chapa $k_s$, expressa em W/(m·K).

Para uma chapa plana submetida à transferência de calor pelas duas faces, o comprimento característico é definido pela razão entre o volume do corpo e sua área total de troca térmica. Considerando que as duas faces da chapa participam da transferência de calor, obtém-se:

$$Lc = \frac{V}{A_{total}} = \frac{s}{2} \tag{22}$$

Em que é o volume da chapa *V*, expresso em m³; é a área total de troca térmica $A_{total}$, expressa em m²; e corresponde à espessura da chapa *s*, expressa em metros.

Substituindo a Equação (22) na Equação (21), o número de Biot pode ser calculado diretamente em função da espessura da chapa:

$$Bi = \frac{h.s}{2.k_s} \tag{23}$$

Em que $k_s$ é a condutividade térmica da chapa [W/m.K]. Quando $Bi$ < 0,1, os gradientes térmicos internos são pequenos e o modelo de capacitância concentrada pode ser utilizado como aproximação inicial.

## 2.3 SIMULAÇÃO NUMÉRICA

De forma complementar à análise experimental, foram realizadas simulações numéricas com o objetivo de reproduzir as condições de transferência de calor entre a chapa de alumínio AA5052-H32 e o ferramental. O modelo numérico foi configurado considerando a geometria e as condições de processo empregadas nos ensaios experimentais, incluindo as temperaturas iniciais da chapa e as diferentes condições de contato avaliadas. Os valores do coeficiente de transferência de calor interfacial (IHTC) determinados experimentalmente foram utilizados como condições de contorno térmicas na interface chapa-ferramenta, permitindo avaliar numericamente a evolução da temperatura e o resfriamento do material durante o contato. Dessa forma, buscou-se comparar o comportamento térmico obtido numericamente com os resultados experimentais, verificando a capacidade do modelo em representar as condições reais do processo (Figura 5).

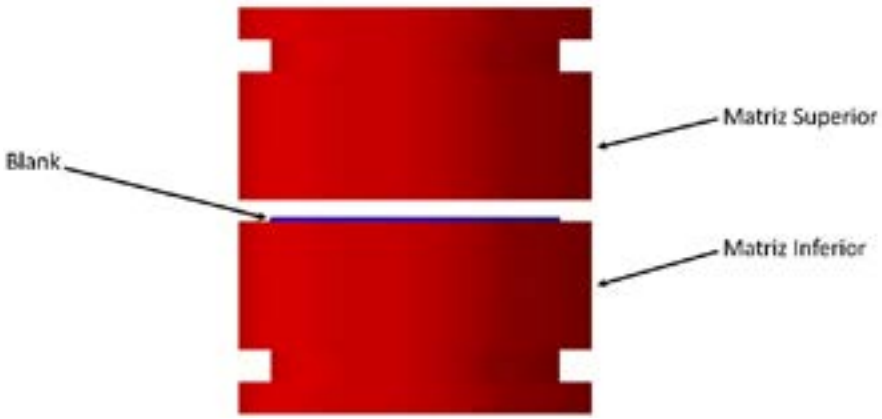



Figura 5 – Arranjo da simulação computacional.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 COMPRESSÃO DOS CP'S

Os resultados obtidos da curva de resfriamento das ligas de alumínio 5052-H32, por meio do ensaio de compressão experimentalmente e da simulação, são apresentados nas figuras 6, 7, 8, 9, 10 e 11 respectivamente.

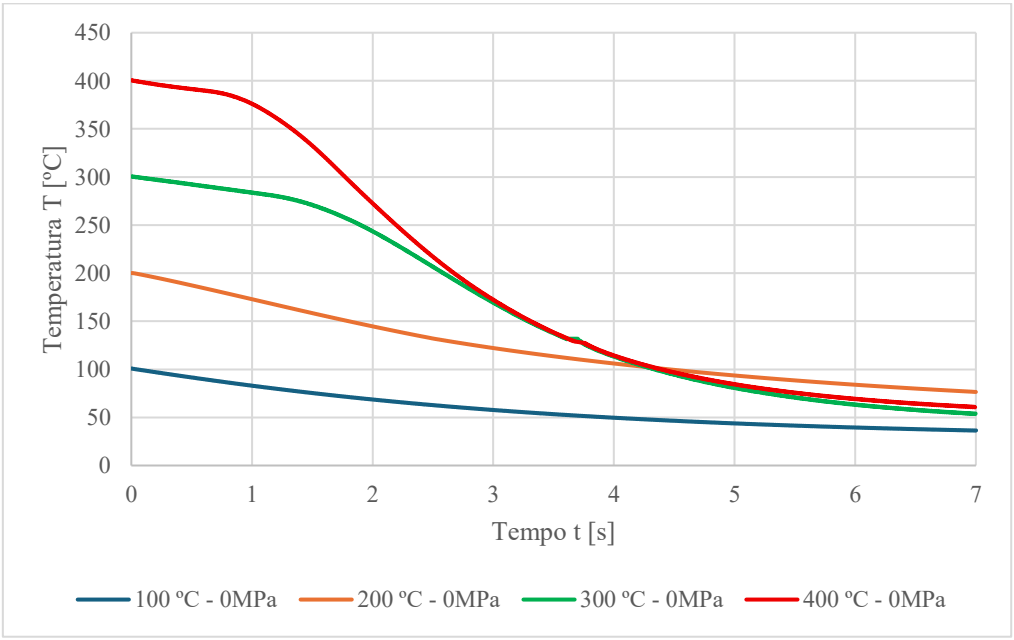



Figura 6 – Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato de 0 MPa, obtido experimentalmente.

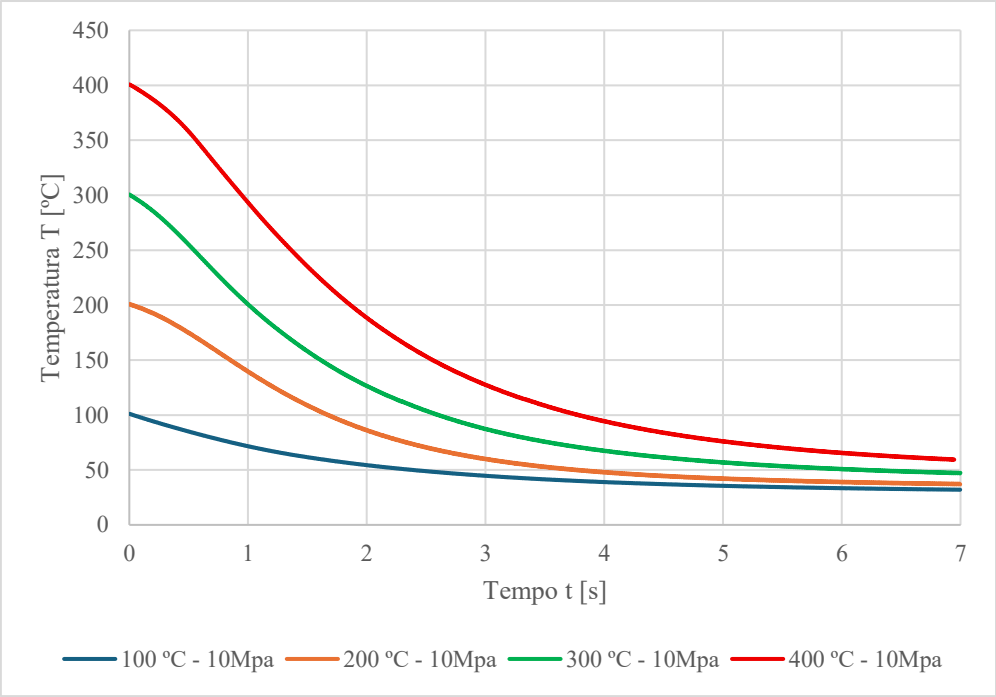



Figura 7 – Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato de 10 MPa, obtido experimentalmente.

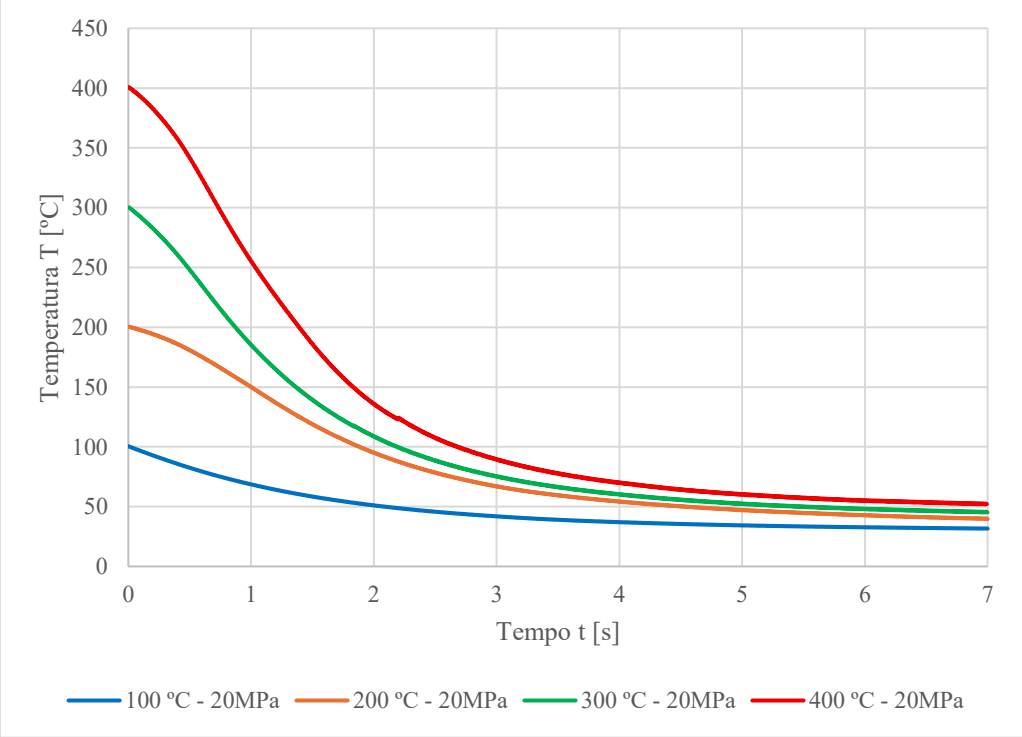



Figura 8 – Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato de 20 Mpa, obtido experimentalmente.

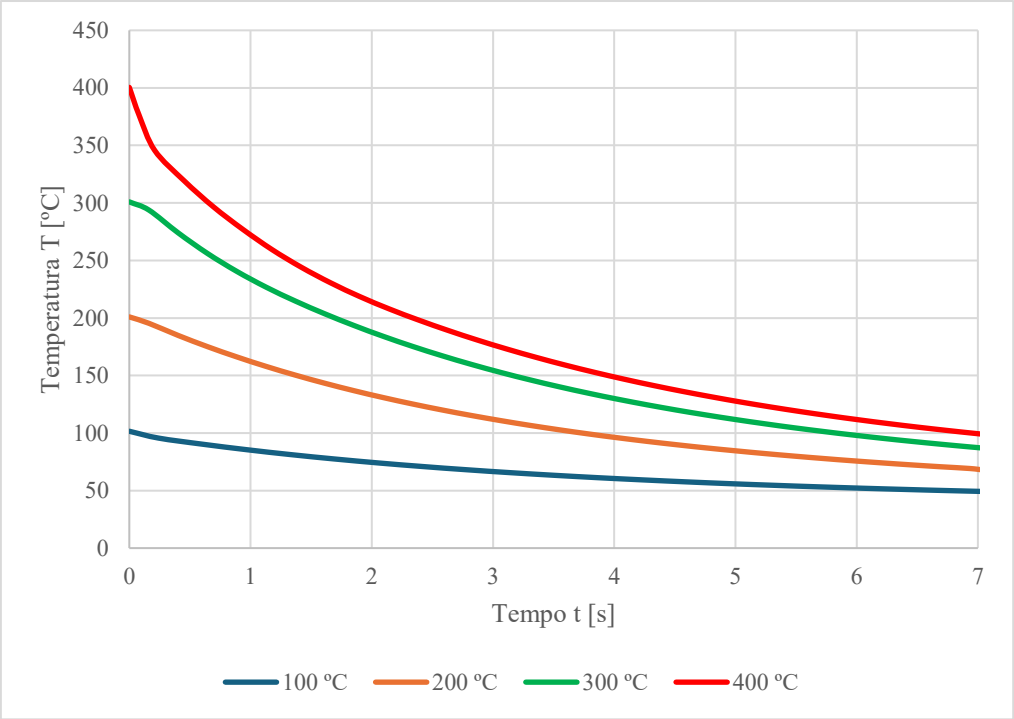



Figura 9 - Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato 0 Mpa, resultados da simulação computacional.

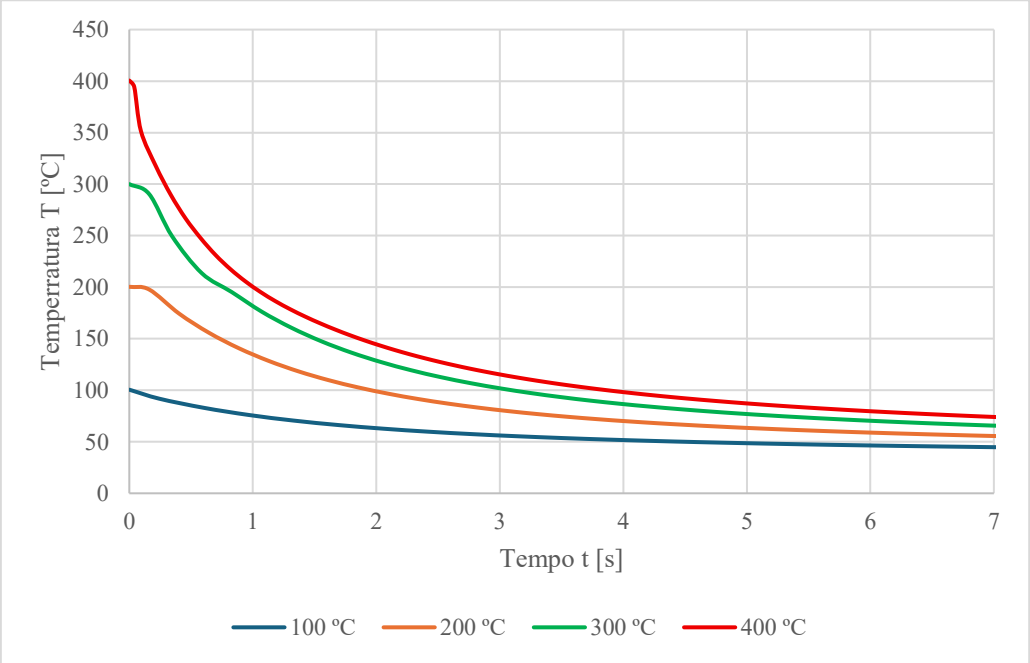



Figura 10 - Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato 10 Mpa, resultados simulação computacional.

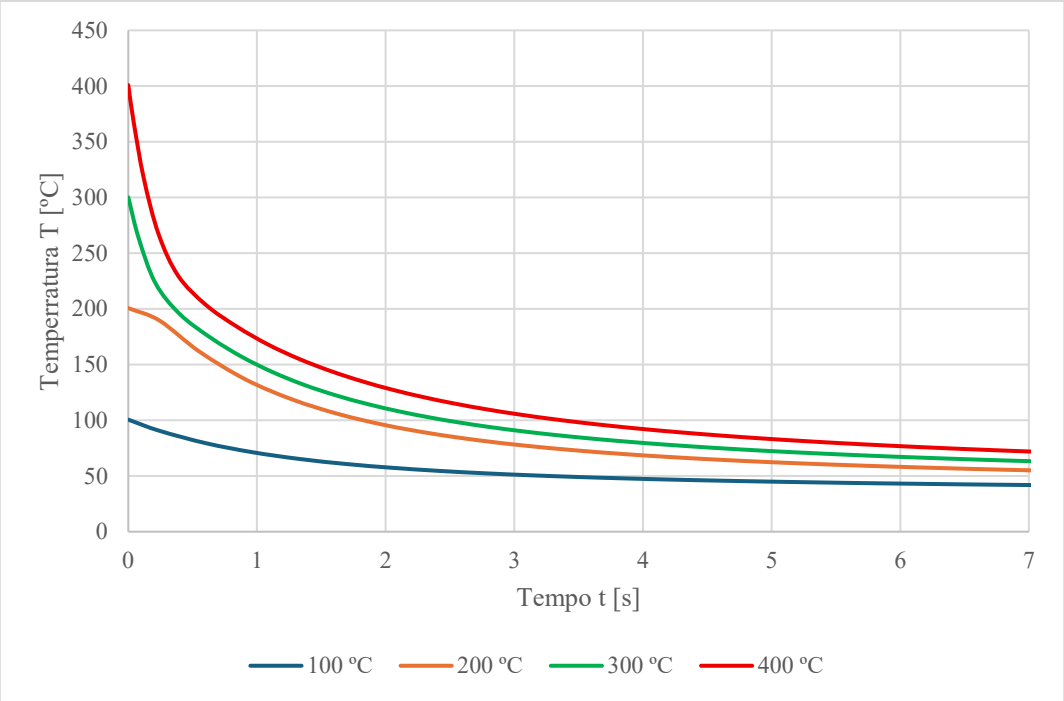



Figura 11 - Curvas de resfriamento da chapa para pressão nominal de contato 20 Mpa, resultados simulação computacional.

## 3.2 OBTENÇÃO DO IHTC

Após a obtenção das curvas de resfriamento das chapas em matrizes, foi possível encontrar os dados de IHTC, para as condições de analise apresentado nas tabelas 1, 2 e 3:

Tabela 1 – Resultados do IHTC para pressão de 0 Mpa.

| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ $[W/m^2.K]$** |
|---|---|
| ***100*** | 694 |
| ***200*** | 503 |
| ***300*** | 773 |
| ***400*** | 991 |

Tabela 2 – Resultados do IHTC para pressão de 10 Mpa.

| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ $[W/m^2.K]$** |
|---|---|
| ***100*** | 1070 |
| ***200*** | 1260 |
| ***300*** | 1270 |
| ***400*** | 1110 |

Tabela 3 – Resultados do IHTC para pressão de 20 Mpa.

| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ [$W/m^2.K$]** |
|---|---|
| ***100*** | 1145 |
| ***200*** | 1158 |
| ***300*** | 1376 |
| ***400*** | 1461 |

Tabela 4 – Resultados do IHTC para pressão de 0 Mpa, obtido na simulação.

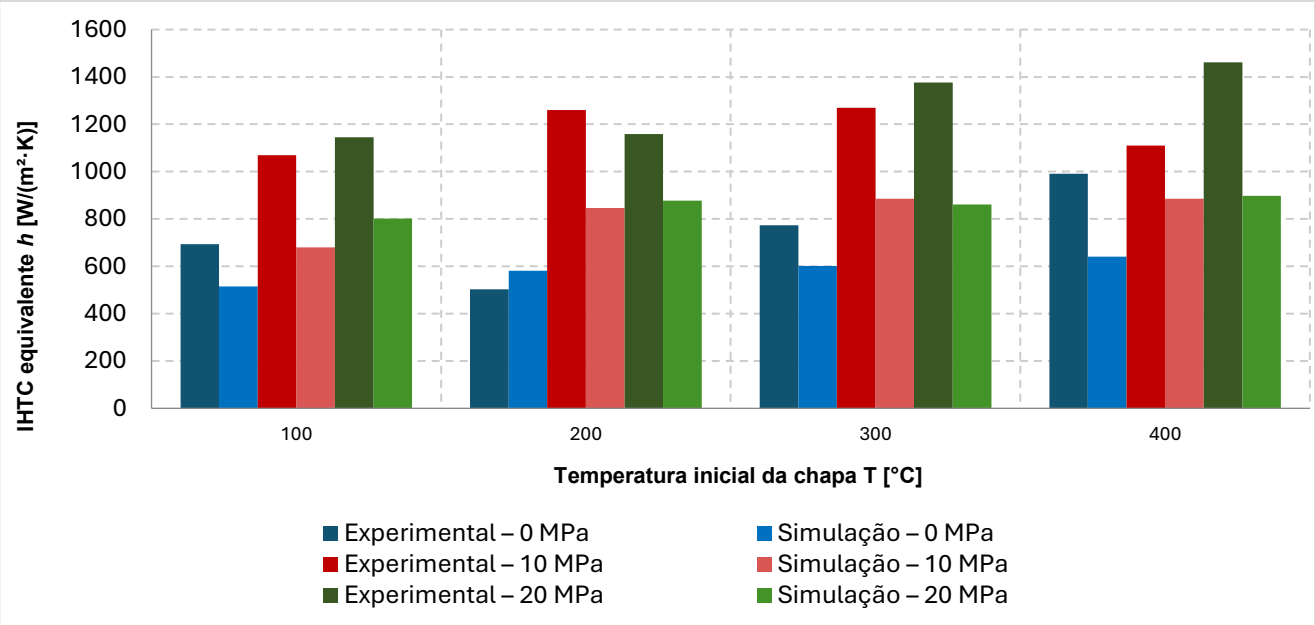
| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ [$W/m^2.K$]** |
|---|---|
| ***100*** | 515 |
| ***200*** | 581 |
| ***300*** | 602 |
| ***400*** | 641 |

Tabela 5 – Resultados do IHTC para pressão de 10 Mpa, obtido na simulação.

| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ [$W/m^2.K$]** |
|---|---|
| ***100*** | 680 |
| ***200*** | 846 |
| ***300*** | 885 |
| ***400*** | 885 |

Tabela 6 – Resultados do IHTC para pressão de 20 Mpa, obtido na simulação.

| ***Temperatura T [ºC]*** | **IHTC $h$ [$W/m^2.K$]** |
|---|---|
| ***100*** | 802 |
| ***200*** | 877 |
| ***300*** | 861 |
| ***400*** | 898 |




## 4. CONCLUSÕES

O presente trabalho permitiu avaliar as condições de transferência de calor na interface entre a chapa de alumínio AA5052-H32 e o ferramental, considerando diferentes temperaturas iniciais e pressões nominais de contato. Experimentalmente, verificou-se que a pressão de contato exerce influência significativa sobre o coeficiente de transferência de calor interfacial (IHTC), evidenciando maior intensidade de troca térmica à medida que o contato entre a chapa e as ferramentas é intensificado. Para a condição de 0 MPa, foram obtidos valores de IHTC entre 503 e 991 W/(m²·K), enquanto, para 10 MPa, os valores variaram entre 1070 e 1270 W/(m²·K). Para a pressão de 20 MPa, foram determinados valores entre 1145 e 1461 W/(m²·K), sendo o maior valor observado para a temperatura inicial de 400 °C.

A influência da temperatura inicial mostrou-se dependente da condição de contato, não apresentando uma tendência única para todas as pressões avaliadas. Esse comportamento demonstra que a transferência de calor na interface chapa-ferramenta resulta da interação entre diferentes parâmetros do processo, destacando-se a pressão de contato e a temperatura do material.

As simulações numéricas reproduziram a tendência de aumento do IHTC com a elevação da pressão de contato, apresentando valores de 515 a 641 W/(m²·K) para 0 MPa, de 680 a 885 W/(m²·K) para 10 MPa e de 802 a 898 W/(m²·K) para 20 MPa. Entretanto, os valores simulados foram, de maneira geral, inferiores aos

determinados experimentalmente, indicando diferenças entre a representação numérica e as condições reais de transferência térmica na interface.

De maneira geral, os resultados demonstram a importância da determinação experimental das condições de contorno térmicas para a representação adequada do processo de estampagem a quente da liga AA5052-H32. Os valores de IHTC obtidos fornecem subsídios para o desenvolvimento e aprimoramento de modelos numéricos, possibilitando representar de forma mais próxima do comportamento experimental a evolução da temperatura e o resfriamento da chapa durante o contato com o ferramental

## LISTA DE SÍMBOLOS

| Símbolo | Descrição | Unidade |
|---|---|---|
| $q''$ | Fluxo de calor interfacial | W/m² |
| $\dot{Q}$ | Taxa total de transferência de calor entre a chapa e as ferramentas | W |
| $h$ | Coeficiente de transferência de calor interfacial – IHTC | W/(m²·K) |
| $T$ | Temperatura | °C |
| $T_c$ | Temperatura média da chapa | °C |
| $T_f$ | Temperatura superficial da ferramenta | °C |
| $T_0$ | Temperatura inicial da chapa no intervalo utilizado na regressão | °C |
| $T_1$ | Temperatura da chapa no instante $t_1$ | °C |
| $T_2$ | Temperatura da chapa no instante $t_2$ | °C |
| $A$ | Área nominal de contato de uma face da chapa | m² |
| $A_{total}$ | Área total de troca térmica da chapa | m² |
| $m$ | Massa da chapa | kg |
| $V$ | Volume da chapa | m³ |
| $\rho$ | Densidade do material da chapa | kg/m³ |
| $s$ | Espessura da chapa | m |
| $c_p$ | Calor específico do material da chapa | J/(kg·K) |
| $t$ | Tempo transcorrido a partir do início do intervalo analisado | s |
| $t_1$ | Instante inicial do intervalo analisado | s |
| $t_2$ | Instante final do intervalo analisado | s |
| $dT_c/dt$ | Taxa de variação da temperatura média da chapa | K/s |
| $Y$ | Variável transformada utilizada na regressão linear | Adimensional |
| $S$ | Coeficiente angular da reta obtida pela regressão linear de Y em função de t | $s^{-1}$ |

| Símbolo | Descrição | Unidade |
|---|---|---|
| $D$ | Diâmetro do corpo de prova circular | mm |
| $p$ | Pressão nominal de contato | MPa |
| $F$ | Força normal aplicada sobre o corpo de prova | N |
| $Bi$ | Número de Biot | Adimensional |
| $L_c$ | Comprimento característico da chapa | m |
| $k_s$ | Condutividade térmica do material da chapa | W/(m·K) |
| IHTC | Coeficiente de transferência de calor interfacial, do inglês Interfacial Heat Transfer Coefficient | W/(m²·K) |

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) pela infraestrutura para realização dos ensaios experimentais, bem como ao Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela concessão de bolsas que fomentam o desenvolvimento de pesquisas científicas nacionais, através dos Processos 309188/2021-0 e 404965/2025-3.

## REFERÊNCIAS

MAENO, T.; MORI, K.-I.; YACHI, R. Hot stamping of high-strength aluminium alloy aircraft parts using quick heating. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, v. 66, p. 269–272, 2017.

OMER, K.; BUTCHER, C.; WORSWICK, M. Characterization of heat transfer coefficient for non-isothermal elevated temperature forming of metal alloys. *International Journal of Material Forming*, v. 13, p. 177–201, 2020

ROCHA, R. P. da; RIFFEL, M. H.; ROSIAK, A.; SCHAEFFER, L. Principais mecanismos de transferência de calor em processos de *hot stamping*: uma revisão. *Revista de Gestão Social e Ambiental*, v. 18, n. 11, 2024.

SCHARIFI, E.; YARDLEY, V. A.; WEIDIG, U.; SZEGDA, D.; LIN, J.; STEINHOFF, K. Hot sheet metal forming strategies for high-strength aluminum alloys: a review—fundamentals and applications. *Advanced Engineering Materials*, v. 25, art. 2300141, 2023.

XIAO, W.; WANG, B.; ZHENG, K.; ZHOU, J.; LIN, J. A study of interfacial heat transfer and its effect on quenching when hot stamping AA7075. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, v. 18, p. 723–730, 2018.

YING, L. *et al*. Investigation of Interfacial Heat Transfer Mechanism for 7075-T6 Aluminum Alloy in HFQ Hot Forming Process. Applied Thermal Engineering, Vol. 118, P. 266-282. 2017.

ZHAO, K.; REN, D.; WANG, B.; CHANG, Y. Investigation of the interfacial heat transfer coefficient of sheet aluminum alloy 5083 in warm stamping process. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v. 132, p. 293–300, 2019.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Vida de Ferramentas para Processos de Estampagem: Desenvolvimento de Metodologia de Teste Acelerado

Décio Nickel [1]
Morvan Silva Franco [2]
João Vitor Piovesan Dalla Nora [2]
Thiago Marques Ivaniski [4]
Alexandre da Silva Rocha [4]

**RESUMO**

Quando o foco é avaliar a conformabilidade e propriedades mecânicas de chapas em ensaios metalúrgicos, a prática acadêmica comum é utilizar um baixo número de amostras (n) e prensas hidráulicas com taxas de deformação quase-estáticas. Entretanto, quando se quer aumentar a previsibilidade da vida útil da camada funcional de ferramentas dedicadas à estampagem de chapas de aço avançado de alta resistência (*Advanced High Strength Steel* - AHSS), esses dados estatísticos e parâmetros operacionais podem ser insuficientes para garantir a confiabilidade dos resultados. Neste estudo, investigou-se a viabilidade técnica de atuação de uma prensa excêntrica de 12 tf como “Teste Acelerado” visando aumentar a capacidade de extrapolar, em laboratório, a previsibilidade da vida útil da camada funcional de ferramentas de estampagem frio. Fundamentada na formulação de Lagrange, o aparato experimental conta com apenas um Grau de Liberdade (GDL) e uma coordenada generalizada: o ângulo da manivela ($\theta$). Aplicado o fator de serviço, relativo ao estado de conservação da prensa, delimitou-se a capacidade da força de estampagem em 6 tf. Após modelar os efeitos transientes da cinemática do mecanismo biela-manivela junto aos constitutivos: fator dinâmico Johnson-Cook e quase-estático Ludwik, obteve-se a curva de tensão de fluxo homogênea e deformação do aço DP800. Esses resultados permitiram ajustar o dimensionamento da peça a ser estampada, matriz e punção corpo de prova (CP). O volume de controle foi delimitado pelo critério de maior potencial de degaste, observando a evolução da tensão de fluxo e da dureza da chapa por encruamento próximo à descontinuidade geométrica do (CP). O escopo deste artigo limita-se ao teste dos modelos constitutivos implementados em sub-rotinas em *software* de simulação QForm-UK, já os coeficientes empíricos de desgaste e parâmetros analíticos serão determinados na próxima etapa da pesquisa.

Palavras-chaves: Acelerador de Desgaste Prensa Excêntrica, Estampagem de Chapas, Simulação Numérica, Vida Útil de Ferramentas;

ABSTRACT

*When the focus is on evaluating the formability and mechanical properties of sheet metal through metallurgical testing, common academic practice involves using a small sample size (n) and hydraulic presses operating at quasi-static strain rates. However, when the goal is to improve the service life prediction of the functional layer of tools used for stamping Advanced High-Strength Steel (AHSS), such statistical data and operating parameters may prove insufficient to ensure result reliability. This study investigated the technical feasibility of using a 12-ton eccentric press for "Accelerated Testing," aiming to enhance the laboratory-based capability to predict the service life of the functional layer in cold-stamping tools. Based on the Lagrangian formulation, the experimental setup features a single degree of freedom (DOF) and one generalized coordinate: the crank angle (θ). After applying a service factor accounting for the press condition, the stamping force capacity was set at 6 tons. By modeling the transient kinematic effects of the crank-connecting rod mechanism alongside the Johnson-Cook (dynamic) and Ludwik (quasi-static) constitutive models, the homogeneous flow stress-strain curve for DP800 steel was obtained. These results enabled the optimization of the dimensions for the stamped part, the die, and the punch (test specimen). The control volume was defined based on the area of highest potential wear, monitoring the evolution of flow stress and sheet hardness due to work hardening near the geometric discontinuity of the specimen. The scope of this article is limited to testing the constitutive models implemented via subroutines in the QForm-UK simulation software; empirical wear coefficients and analytical parameters will be determined in the next stage of the research.*

*Keywords: Eccentric Press Wear Accelerator, Sheet Metal Stamping, Numerical Simulation, Tool Service Life;*

## 1. INTRODUÇÃO

Segundo a *WorldAutoSteel*, grupo automotivo da Associação Mundial do Aço, composta por 17 dos maiores produtores globais de aço do mundo, o portfólio de aços AHSS já se aproximava de 70 classes disponíveis no mercado em 2025, registrando um crescimento de aproximadamente 50% em menos de uma década. Esse marco de evolução tecnológica, sem precedentes, disponibilizou aos engenheiros a possibilidade de projetar carrocerias mais sustentáveis, leves e resistentes. Neste contexto, tratando-se de inovação, recomenda-se focar na otimização das técnicas de processo de fabricação de autopeças, como estampagem e conformação, controle de retorno elástico, *springback*, prevenção de trincas, simulação e validação virtual dos processos, ou seja, integração entre material, processo e ferramental [1]. Se por um lado as ligas leves, de alta resistência (AHSS) e ultra-alta resistência (UHSS), têm suprido as demandas técnicas de mercado, por outro lado surgiram limitações relativas à conformabilidade, retorno elástico elevado, encruamento e aumento da dureza superficial, condições tribológicas que geram desgastes acelerados da camada funcional de ferramentas. Esse cenário tem comprometido a vida útil das ferramentas e elevado o custo de produção, exigindo da engenharia de superfície maior esforço de pesquisa no desenvolvimento de novos compósitos e testes de desgaste. O aço D2 aplicado em ferramentais de estampagem mostrou-se muito mais suscetível ao desgaste se comparado, por exemplo, com o aço Carmo que perdeu menos da metade da massa/volume em um ensaio em que utilizaram um sistema de teste de desgaste com braço robótico (*robot-based die wear test system*), onde um pino deslizava, sob carga controlada, gerando tensões de contato sobre a superfície plana de chapas de aço DP600 [2]. Os aços AHSS do tipo DP (*Dual Phase*) entregam o desempenho projetado com menor massa e maior segurança, entretanto tornam mais complexos os processos de estampagem profunda. Por essa razão, se fez necessário expandir os limites de conformação utilizando servoprensas excêntricas mecânicas, as quais contam com dois

perfis de movimentos cinemáticos distintos. O perfil em degrau (*step profile*) que realiza pausas controladas durante o curso de descida, e o pulsante (*pulsating profile*) que executa oscilações dinâmicas com breves inversões no sentido do movimento, neste caso a abertura do martelo permite a entrada de ar e o resfriamento convectivo, resultando em ganhos significativos em conformabilidade [3].

Neste contexto, consolidada a demanda dos aços DP, estabelecida as condições tribológicas severas de desgaste de ferramentas, observado a influência dos perfis cinemáticos das prensas excêntricas na conformabilidade dos aços DP, percebeu-se a oportunidade de realização de um estudo de viabilidade técnica relativo a uso de uma prensa excêntrica mecânica como máquina de ensaio metalúrgico de vida útil, denominado: Teste Acelerado. O problema da pesquisa é delimitado ao questionar a viabilidade técnica de uma prensa com capacidade de 12 tf, disponível no LdTM, como máquina de ensaio. O objetivo geral da pesquisa é desenvolver uma metodologia de ensaio para quantificar a perda volumétrica temporal na camada funcional de ferramentas, visando elevar a previsibilidade de sua vida útil e subsidiar pesquisas acadêmicas. É parte integrante da metodologia a formulação teórica, abrangendo: o modelo matemático funcional da prensa, constitutivo da estampagem, simulação numérica computadorizada e o projeto conceitual do aparato.

## 2. METODOLOGIA

Unificou-se em função da coordenada independente *(θ),* a resposta das modelagens matemáticas da prensa excêntrica, modelos constitutivos, computacionais e da instrumentação do aparato experimental. A metodologia foi estruturada em oito etapas: Definição do volume de controle e condições de contorno (Seção 2.1); Cinemática da prensa (Seção 2.2); Dinâmica da prensa (Seção 2.3); Modelo constitutivo Johnson-Cook (Seção 2.4); Método indireto experimental para rastrear concentradores de tensões (Seção 2.5); Projeto conceitual do aparato experimental, Teste Acelerado (Seção 2.6); e Simulação numérica das tensões efetivas do par tribológico (Seção 2.7) e Suporte computacional, fontes bibliográficas (Seção 2.8).

### 2.1 Definição do volume de controle e condições de contorno

O volume de controle (VC), Figura 1, foi limitado a região sólida tridimensional da aresta, região do raio (R), do punção cilíndrico corpo de prova (CP).

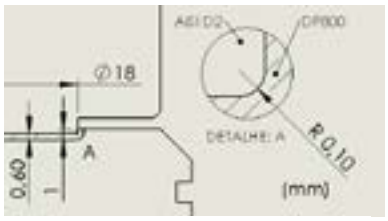



**Figura 1:** Corpo de prova (CP)

As condições de contorno (CC), nas fronteira do volume de controle (VC), englobam a cinemática transiente do martelo V($\theta$), a pressão de contato e o atrito na interface do par tribológico, além das restrições impostas pelo prensa-chapas. A ação combinada desses fatores ativa a resposta constitutiva do material e revela os gradientes de tensão no (VC), estabelecendo simultaneamente as condições tribológicas severas que levam ao desgaste acelerado da camada funcional.

## 2.2 Cinemáticas da prensa excêntrica

Com o modelo matemático modificado de Kutzbach, equação de Gruebler, permitiu-se determinar que o mecanismo da prensa excêntrica, durante um ciclo de conformação, conta com apenas com um Grau de liberdade (GDL), equação 1 [4, 8, 9].

$$GDL = 3.(L-1) - 2J_1 - J_2 \quad (1)$$

Arbitrou-se o ângulo da manivela (*θ*) como coordenada independente, e todas as variáveis foram sincronizadas, exemplo: posição do martelo y(*θ*), velocidade do martelo V(*θ*) e altura instantânea da peça produto, durante a deformação h(*θ*).

## 2.3 Dinâmica da prensa excêntrica

A dinâmica do aparato experimental foi expressa em função da coordenada independente (*θ*), fundamentado pela formulação de Lagrange, equação 2 [4, 8].

$$\frac{\mathrm{d}}{\mathrm{dt}}\left(\frac{\partial \mathrm{T}}{\partial \dot{\theta}}\right) - \frac{\partial \mathrm{T}}{\partial \theta} + \frac{\partial \mathrm{V}}{\partial \theta} = \mathrm{Q}_{\theta}^{(\mathrm{n})} \quad (2)$$

Verificou-se a consistência teórica do modelo matemático por análise fundamentada pelo princípio da homogeneidade dimensional, ao constatar que o balanço energético do sistema foi convertido analiticamente em um equilíbrio dinâmico de torque (N.m). Foram relacionados os termos da formulação, e as descrições e grandezas físicas relativas a cada componente mecânico comum, incluindo o par tribológico (ferramenta D2 e o produto, chapa DP 800), conforme Formulação de Lagrange, tabela adaptada a prensas excêntricas, Tabela 1 [4, 8, 10].

**TABELA 1.** Formulação de Lagrange, tabela adaptada a prensas excêntricas.

| Termo | Descrição Física | Grandezas Físicas (θ) | Componentes Mecânicos |
|---|---|---|---|
| 1° $\frac{d}{dt}\left(\frac{\partial T}{\partial \dot{\theta}}\right)$ | Taxa de variação temporal do momento angular | (T) Energ. Cinética | Volante, manivela, biela, martelo, massa e inercial do rotor do motor |
| 2° $\frac{\partial T}{\partial \theta}$ | Variação de inércia equivalente com a posição | (T) Energ. Cinética | Manivela, biela e martelo |
| 3° $\frac{\partial V}{\partial \theta}$ | Variação de energia gravitacional e elástica | (V) Energ. Potencial | Martelo, biela e mola do prensa-chapas |
| 4° $Q_{\theta}^{(n)}$ | Resultante do torque externo não-conservativo | (Q) Torque Generalizado | Motor elétrico, estampagem (trabalho plástico) e atrito |

Fonte: Autor (2026), baseado em Rao (2008) e Norton (2010)

## 2.4 Modelo Constitutivo Johnson-Cook

Validado pela literatura especializada, o modelo constitutivo Johnson-Cook demostra que os materiais não apresentam o mesmo comportamento em diferentes taxas de deformação. Os regimes e as faixas específicas de magnitude das taxas de deformação, normalmente são categorizadas em quase-estático ($0{,}001\ a\ 1\ \mathrm{s}^{-1}$) e intermediário ($10\ a\ \leq 100\ \mathrm{s}^{-1}$). Nos ensaios metalúrgicos essas taxas são governadas pelo perfil cinemático das prensas hidráulicas, mecânicas, pneumáticas e servoprensas. Já em regimes de alta taxa de

deformação, e na transição para ultra-alta, ($10^2 a\ 10^4 s^{-1}$ ), a literatura especializada indica o uso de Barra de Hopkinson Dividida (SHPB). Notou-se uma prática comum em estudos metalúrgicos, a escolha do padrão do corpo de prova, e a seleção da taxa de deformação, antecedem a escolha da máquina de ensaio [3, 6, 7].

Inverteu-se neste estudo a ordem das etapas: (1°) foi caracterizada uma prensa excêntrica já existente no LdTM e estabelecida a coordena generalizada ($\theta$), (2°) foi selecionado um par tribológico orientado ao degaste e (3°) delimitado pelos parâmetros da máquina e pelo modelo constitutivo, foi realizado o projeto da ferramenta, punção (CP) e da peça da ser estampada.

As tensões de fluxo do aço DP800 foram descritas em função da coordenada generalizada ($\theta$), sob decaimento da magnitude e da mudança do regime de deformação, intermediário, quase-estático e de calibração. O modelo constitutivo foi composto por duas parcelas, Ludwik e Johnson-Cook, as quais tratam o material como um meio contínuo e homogêneo, descrevendo uma resposta média do material ao encruamento por deformação plástica e a sensibilidade à taxa de deformação [13, 14]. Sendo expressa pela tensão de fluxo equivalente homogênea $\sigma_f(\theta)$, equação 3:

$$\sigma_f\ (\theta) = A + B.\left(\varepsilon_p\right)^n.\left[1 + C.\ln\left(\frac{\dot{\varphi}(\theta)}{\dot{\varphi}_0}\right)\right] \quad (3)$$

A metodologia adotada para implantação do modelo constitutivo seguiu um roteiro que envolveu três etapas: na primeira etapa foram gerados dados brutos obtidos em ensaio de tração, regime quase-estático, referente a um lote de aço DP800; na segunda etapa foi calibrado o modelo de Ludwik, adequando a curva ao comportamento elasto-plástico, limite de escoamento verdadeiro (A) e, o coeficiente de encruamento plástico (B) e do expoente de encruamento (n); na terceira etapa, ao multiplicar a parcela de Ludwik pelo fator dinâmico Johnson-Cook, a cada incremento, obteve-se a tensão de fluxo homogênea instantânea $\sigma_d\ (\theta)$. O coeficiente de sensibilidade (C), oriundo de ensaios dinâmicos, e a taxa de escoamento quase estático ($\dot{\varphi}_0$) usual, foram obtidos em pesquisa bibliográfica [7, 12, 13]. Essa abordagem isotérmica permitiu isolar a magnitude dos fenômenos de encruamento mecânico e de sensibilidade intrínsecas à taxa de deformação.

## 2.5 Método indireto experimental para rastrear concentradores de tensões

Foi implemetado um método indireto experimental para rastrear concentradores de tensões em uma peça estampada em aço DP800, objetivando investigar a capacidade do modelo constitutivo em quantificar a magnitude de tensões em descontinuidades geométricas no par tribológico. Um corpo de prova Erichsen, diâmetro 20 mm, conformado em regime quase-estático, foi cortado em um plano transversal 0°, embutido em baquelite e submetido ao ensaio de microdureza em toda extensão do embutimento. A técnica quantificou a evolução dos parâmetros de dureza os quais foram convertidos em pico de tensão empregando a relação empírica de Tabor e Cahoon. Essa tecnica será replicada em regime intermediário após a implementação do aparto experimental [2, 5, 7, 9, 12].

## 2.6 Projeto conceitual do aparato experimental: Teste Acelerado

O projeto conceitual versou sobre a concepção sistêmica de uma metodologia de ensaio tribológico, Teste Acelerado, caracterizada por um carregamento cíclico dinâmico de alta taxa e alta frequência visando gerar desgaste na camada funcional do CP. Nesse conceito, os

elementos foram interconectados mecanicamente e sincronizados por uma coordenada generalizada ($\theta$). A instrumentação, integrada em uma única malha, gera dados absolutos para construção de gráficos e a calibração de modelos constitutivos. Por meio de monitoramento periódico da perda progressiva de material, a função global do método se revela ao contribuir com a pesquisa e compreensão a respeito da previsibilidade da vida útil da camada funcional de ferramentas de estampagem a frio. O projeto conceitual preliminar do aparato experimental engloba uma máquina prensa excêntrica mecânica, limitada a capacidade de 6 tf, um ferramental de estampagem a frio composto por módulo comercial, prensa chapas, matriz e punção (CP), em aço AISI D2, e o produto, em chapa de aço DP800. A instrumentação inclui *encoders* absolutos, que geram posição e velocidades angulares ($s_1$) e lineares ($s_2$), de forma nativa e sincronizada. Para registrar a força instantânea de conformação um sensor de carga ($s_3$) foi disposto sob a matriz. Para realizar a aquisição de sinais de sensores analógicos e a conversão para o formato digital, sincronizados pela coordenada generalizada ($\theta$), foi especificado o sistema de aquisição de dados Lynx Tecnologia, modelo ADS 1800. Um módulo de comunicação e aquisição de dados do motor, integrado ao inversor de freqüência, foi destinado ao estabelecimento de quatro frequências operacionais: 70, 80, 90 e 100 golpes por minuto (gpm). Uma Unidade Central de Processamento e Controle (UCP) foi selecionada para integrar o controle de acionamento do motor à aquisição e ao tratamento dos dados do Teste Acelerado, centralizando o fluxo de informações em uma única malha, conforme ilustrado no diagrama de blocos da arquitetura do sistema, Figura 2:

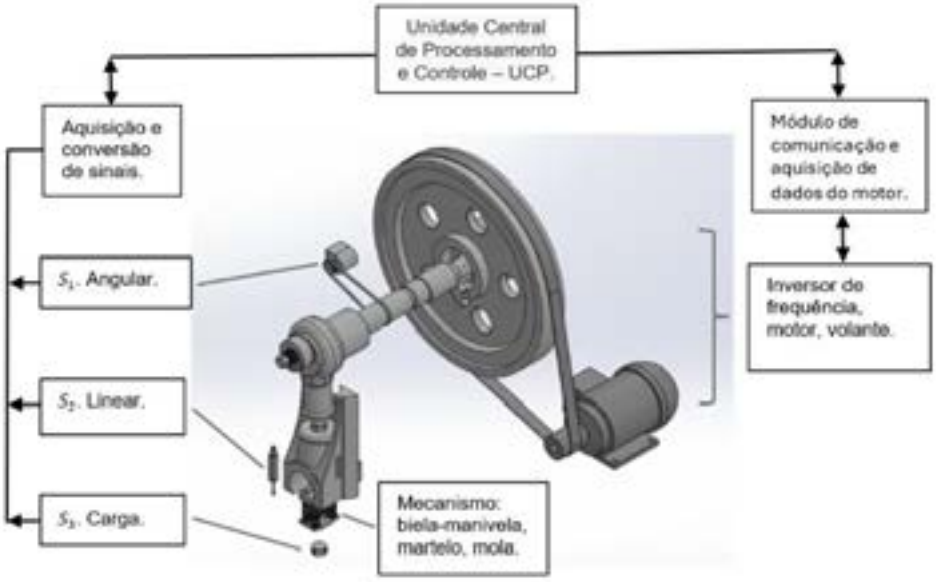



**Figura 2:** Arquitetura do sistema

## 2.7 Simulação numérica das tensões efetivas no par tribológico

Por meio de uma sub-rotina computacional programada em linguagem Lua, foram realizadas, no software QForm UK, simulações numéricas das tensões efetivas com foco na região do volume, aresta do punção (CP). Foram gerados dois modelos representativos do regime transiente em um instante angular ($\theta$), sobre regime intermediário, correspondentes as velocidades operacionais de 70 e 100 gpm. A organização metodológica dos dados foi categorizada em tabelas que reúnem os parâmetros de processo da prensa excêntrica e as variáveis do modelo constitutivo. Na tabela 2 são dispostos os parâmetros de processo reativos a caracterização da prensa e na tabela 3 as variáveis do modelo constitutivo.

**TABELA 2.** Formulação de Lagrange, tabela adaptada a prensas excêntricas.

| Processo | Elementos/parâmetros | Especificação/valor | Observações |
|---|---|---|---|
| Equipamento | Prensa excêntrica | 6tf ≈58,8kN | 12tf (nominal) ∴ $fs = 2$ |
| Mecanismo | Biela-manivela | $L$= 275 mm / $r$ = 10,5 mm | Geometria do acionamento |
| Ferramental | Punção (CP) | $d$ =18mm, raio de aresta: 0,3mm | Matriz s/folga, aço AISI D2 |
| Produto | Peça estampada | Esp. 0,6 mm, altura $h9$ 1mm | Cilíndrica, AHSS DP 800 |
| Operação | Velocidade de trabalho | 70, 80, 90 e 100 (golpes/min) | Parâmetro de entrada |
| Operação | Janela de conformação | $\theta \approx 24{,}75°$ a $0°$ no $(PMI)$ | Condição op. transientes |
| Cinemática | Taxas de deformação ($\dot{\varphi}$) | Média: 24,176 (70) a 34,53 $s^{-1}$ (100) gpm | Variável de resposta |

**TABELA 3.** Variáveis dos modelos constitutivos.

| **Dados brutos, obtidos em ensaio de tração e literatura.** | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Simb. | Parâmetro/propriedade mecânica | Valor | Fonte: | Observações |
| **A** | Limite de esc. verdadeiro inicial | 370,2 MPa | Ensaio de tração | Ponto de transição elastoplástica |
| $R_m(\sigma_{max})$ | Resistência a tração nominal | 822,7 MPa | $F_{máx}/A_0$ | Força máxima dividida pela área original |
| $\varepsilon_0(\varepsilon)$ | Alongamento uniforme, engenharia | 12,75% ($\varepsilon$ = 0,127) | $\Delta L/L_0$ | Ponto de máxima carga $F_{máx}$ |
| **E** | Módulo de elasticidade (Young) | 210000 MPa | $\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$ | Região linear (Lei de Hooke) |

| **Propriedades, variáveis derivadas da curva verdadeira** | | | |
|---|---|---|---|
| Simb. | Parâmetro/propriedade mecânica | Fonte | Observações |
| $K_f$ | Tensão verdadeira em $R_m$ | [12] (Dieter) | $k_f = R_m.(1+\varepsilon)$ |
| $\varphi$ | Deformação verdadeira total | - | $\varphi = \ln(1+\varepsilon)$ |
| $\varepsilon_p$ | Deformação plástica real corrigida | [12] (Dieter) Ludwik | $\varepsilon_p = \varphi - (k_f/E)$ (sub. da parcela elástica) |
| **n** | Expoente de encruamento do material | - | $n = (k_f.\varepsilon_p)/(k_f - A)$ |
| **B** | Coeficiente de encruamento plástico | - | $B = (k_f - A)/(\varepsilon_p)^n$ |

| **Parâmetro de sensibilidade à taxa de otimização** | | | |
|---|---|---|---|
| **Simb.** | Parâmetro/propriedade mecânica | Fonte | Observações |
| **C** | Sensibilidade à taxa de deformação | [7] (Topilla & Toros,2023) | Calibração, otimização inversa (FEA/LS-OPT) |
| $\varepsilon'_0$ | Taxa de def. estática referencial | | Parâmetro de ref. estático ($\approx 10^{-3}\ s^{-1}$) |

| **Variáveis cinemáticas e instantâneas do processo** | | | |
|---|---|---|---|
| **Simb.** | Parâmetro e variáveis de processo | Fonte | Observações |
| $k_f(\theta)$ | Tensão verdadeira instantânea | [12] (Dieter) Ludwik | $Kf(\theta) = A + B.(\varepsilon_p(\theta))^n$ |
| $\varphi(\theta)$ | Def. verdadeira instantânea | Cinem./geratriz/punção | $\varphi(\theta) = \ln(D(\theta)/d).(h(\theta)/h_{máx})$ |
| $\dot{\varphi}(\theta)$ | Taxa de def. dinâmica e instantânea | Regime transiente: | $\dot{\varphi}(\theta) = V(\theta)/h(\theta)$ |

Já em ambiente computacional, com a subrotina calibrada, foram realizadas simulações com foco numa vista em corte da região da aresta, Volume de controle QForm UK (VP), Figura 3. Observou-se a flutuação das tensões em função da mudança da posição angular ($\theta$) durante o ciclo de estampagem. Após a localização de um pico de tensão sobre um alinhamento acerca de 45°, próximo a origem do raio, foram marcados três pontos de referência: o primeiro ponto ($P_1$), próximo a superfície de contato, quantificou as tensões hidrostáticas do par tribológico, o segundo ($P_2$) foi reservado a futuras análises dos gradiente de tensões no compósito e, o terceiro ponto ($P_3$), serviu de referência para a validação preliminar da viabilidade técnica referente a implementação do método, Teste Acelerado.

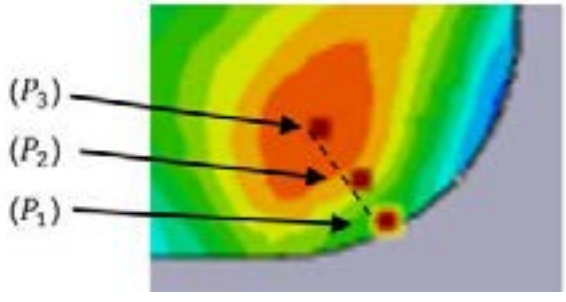



**Figura 3:** Volume de controle QForm UK (VP)

2.8 Suporte computacional, fontes bibliográficas

Para a realização do levantamento bibliográfico que embasa este estudo, utilizou-se a ferramenta Gemini Notebook, exclusivamente como suporte computacional para a localização célere de conteúdos e mapeamento das 17 fontes bibliográficas, sendo a redação do manuscrito, a análise crítica e a fundamentação teórica desenvolvidas integralmente pelos autores.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados foram estrategicamente apresentados em três etapas: na primeira etapa foi demostrado o resultado da calibração do modelo constitutivo homogêneo de tesões de fluxo; na segunda etapa foi quantificado um pico de tensão pelo processo experimental de rastreamento por microdureza e na última etapa foi revelada a imagem obtida pela simulação numérica computacional submetida ao modelo constitutivo de tensão de fluxo homogênea $\sigma_f(\theta)$.

3.1 Calibração do modelo constitutivo

Obteve-se a calibração do modelo constitutivo de tensão de fluxo homogênea $\sigma_f(\theta)$ a partir dos dados obtidos: cinemática da máquina, ensaio de tração do aço DP800 e pesquisados na literatura, expresso pela equação 7:

$$\sigma_f(\theta) = 370{,}2 + 843.[\,\varphi(\theta) - (927{,}18\ /210000)\,]^{0{,}1917}.\left[1 + 0{,}01275.ln\left(\frac{\dot{\varphi}(\theta)}{0{,}0083\ s^{-1}}\right)\right] \quad (7)$$

Com o modelo constitutivo, em ambiente Excel, foram emitidos dois gráficos de tensão $\sigma_f(\theta)$, deformação $\dot{\varphi}(\theta)$, relativas a duas velocidades operacionais: (Figura 4) gráfico-1 (70 gpm) e (Figura 5) gráfico-2 (100 gpm). Também foram integrados, nos dois gráficos, as curvas relativas aos modelos de Hollomon e Ludwik.

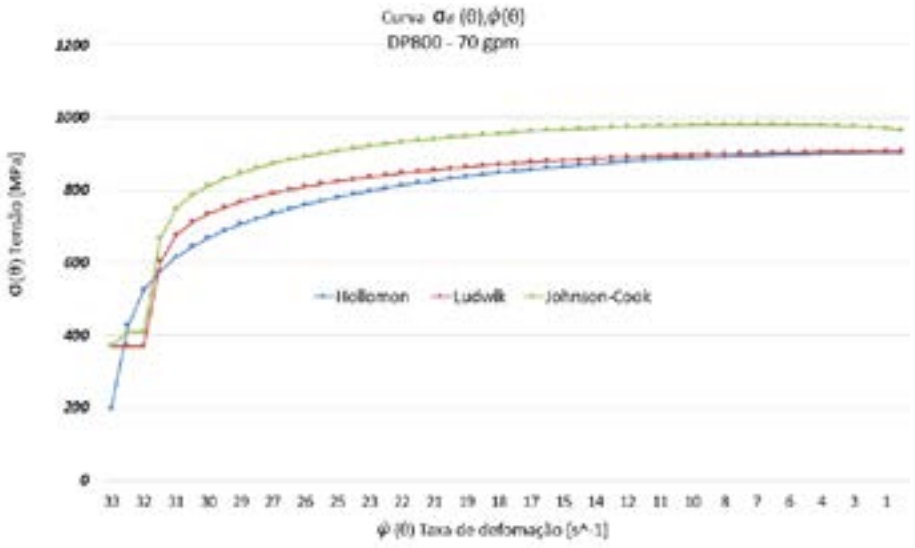



**Figura 4**:Gáfico-1 $(\sigma_f(\theta), \dot{\varphi}(\theta)\ )$ 70 gpm

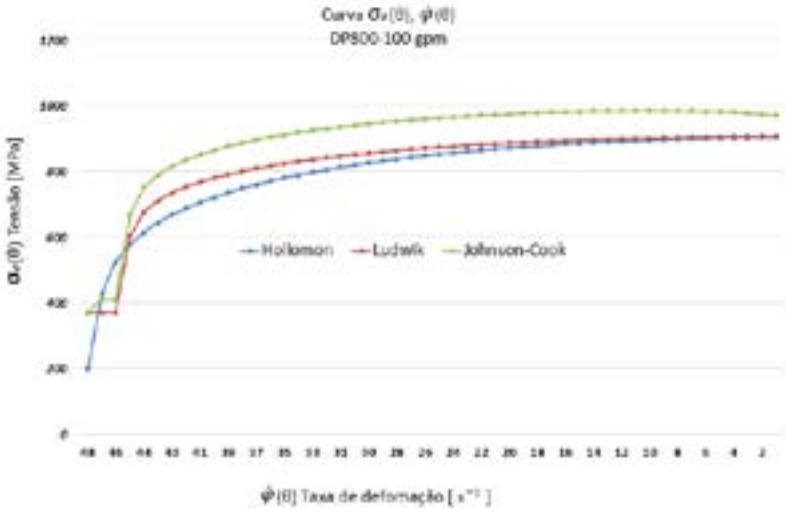



**Figura 5**: Gáfico-2 $(\sigma_f(\theta), \dot{\varphi}(\theta))$ 100 gpm

Nos gráficos 1 e 2, $\sigma_f(\theta), \dot{\varphi}(\theta)$, verificou-se que as curvas acompanharam o regime transiente da prensa excêntrica. Confirmou-se que nas curvas que contém a parcela Ludwik o limite de escoamento verdadeiro é estabelecido, diferente da curva de Hollomon [13, 14].

Foram plotadas as curvas, dos Gráficos 3 e 4 (Figura 6), nas velocidades operacionas de 70 e 100 gpm, que descrevem a magnitude do Fator dinâmico (J-C) em função da posição angular (θ), durante a janela de conformação do produto.

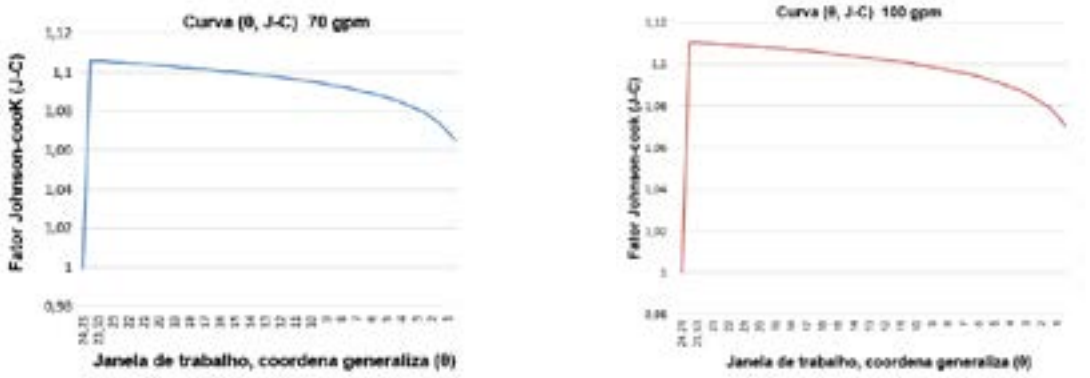



**Figura 6**: Gráfico-3 e 4, Fator dinâmico (*θ*, J-C), 70 e 100 gpm

Constatou-se que no início das representações gráficas, 3 e 4, o Fator dinâmico J-C atinge patamares superiores em uma pequena variação angular, $\Delta\theta$. Demonstrou-se que a taxa de crescimento da curva, (*θ*, J-C) não é só impactada pela magnitude intrínseca do fator da sensibilidade a taxa de deformação (C), mas também pelo dispositivo matemático, termo logarítmico ln $(\dot{\varphi}(\theta)/\dot{\varphi}_0)$, que determina a variação da intensidade do Fator dinâmico J-C em função do regime transiente. Confirmou-se que nesse termo, quando as taxas de deformação, instantânea e referencial, se igualam, $\ln(1) \approx 0$, o Fator dinâmico J-C perde sua função multiplicadora, já quando a taxa de deformação, $\dot{\varphi}(\theta)$ sofre um incremento, o fator cresce quantificando o aumento percentual da tensão de fluxo homogênea $\sigma_f(\theta)$.

3.2 Quantificação do pico de tensão pelo processo experimental

Com base nas considerações anteriores conduziu-se a aplicação de um método indireto experimental para rastrear concentradores de tensões, prática sugerida em outros estudo [15].

Utilizou-se um CP ensaio Erichsen quase-estático em chapa de aço DP800, espessura $t \approx 0{,}9\ \mathrm{mm}$, realizado em velocidade $v \approx 0{,}166\ mm/s$, profundidade $h \approx 7{,}5\ mm$, raio de 10 mm e relação $r/t \approx 11{,}1$. Para efeito de resultado prático, considerando apenas o pico máximo de deformação na cúpula do domo, região de descontinuidade geométrica, mediu-se e obteve-se a microdureza: $385\ \mathrm{HV}_{0{,}3}$, Figura 8. A literatura metalúrgica e as tabelas normatizadas (como a ASTM E140) estabelecem uma equivalência direta e linear entre as escalas Brinell e Vickers ($HB \approx HV$) [12]. Empregando a relação empírica de Tabor e Cahoon, obteve-se o pico de tensão, Pico de tensão, (CP) Erichsen, aço DP800, equação 8.

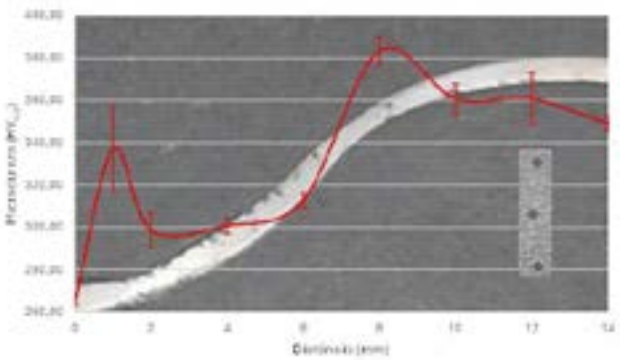


**Figura 8:** Microdureza chapa de aço DP800:

$$\sigma_u \approx 3.45.\ \mathrm{HV}_{0{,}3} \approx 3{,}45\ \mathrm{x}\ 385\ \approx 1328\ \mathrm{MPa} \tag{8}$$

Para composição do punção (CP), atendendo a estratégia par tribológico orientado ao degaste, foi selecionado o aço ferramenta AISI D2 (Equivalente ao DIN 1.2379), dureza $\mathrm{HB} \approx 240$, em estado bruto, sem nenhum tratamento térmico ou termoquímico [2]. Pico de tensão (VC), aço AISI D2, equação 9:

$$\sigma_u \approx 3.45.\ \mathrm{HB} \approx 3{,}45\ x\ 240\ \approx 828\ MPa \tag{9}$$

3.3 Resultado, simulação numérica computacional

Nesta etapa final apresenta-se os resultados da simulação numérica desenvolvida a partir do modelo constitutivo calibrado, isotérmico, reativo a conformação de uma peça cilíndrica estampada em chapa de aço DP800, em regime transiente, avaliando a resposta restrita ao volume de controle, aresta punção CP, aço AISI D2. Foram geradas duas simulações sob regime de tensão $\sigma_f(\theta)$ e deformação $\dot{\varphi}(\theta)$, relativas a duas frequências operacionais, 70 gpm e 100 gpm. Para cada simulação foi emitido um gráfico de tensão em função do tempo $(\sigma_f(\theta), t(\theta))$, mudança temporal da magnitude em três concentradores de tensões, (Figura 9). Em função da coordenada generalizada $(\theta)$, formam gerados três pontos $(P_1,\ P_2, P_3)$, localizados no volume de controle. O primeiro ponto $(P_1)$ foi localizado sobre a interface do par tribológico, o segundo ( $P_2$) em uma posição intermediária e o terceiro $(P_3)$, de maior magnitude, próximo a origem do raio.

Na velocidade operacional de 70 gpm, o pico de tensão em ($P_3$) Figura 9, aproximou-se de 1400 MPa, mantendo uma diferença em torno de 5% do valor obtido via microdureza, 1328 MPa, já na velocidade trabalho 100 gpm, o pico de tensão em ($P_3$), superou a marca de 1400 MPa.

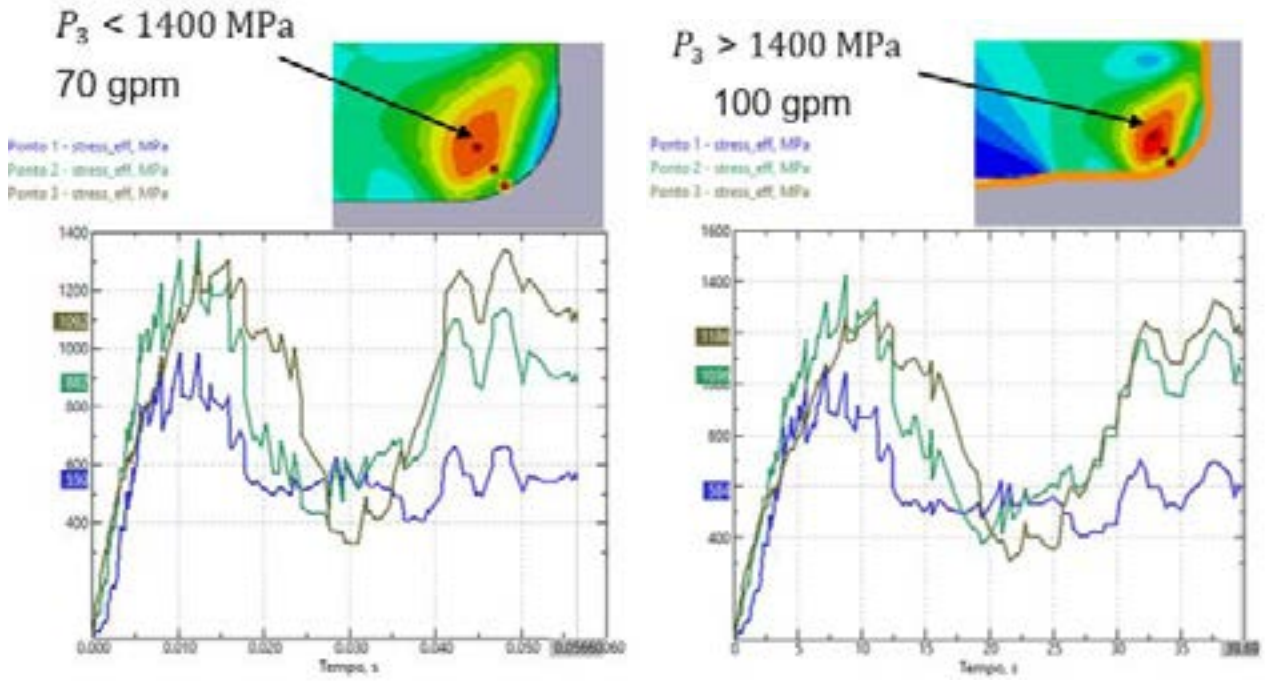



**Figura 9**: Pico de tensão em $P_3$ com 70 e 100 gpm

3.4 Discussão

Constatou-se que os modelos constitutivos, Ludwik e Johnson-Cook, dispostos em uma ferramenta analítica para cálculo e geração de gráficos (Excel) se mostram incapazes, isoladamente, de revelar e quantificar concentradores de tensões na peça estampada DP800 ao longo da curva, justamente por ser um estado de deformação homogêneo e uniaxial [12, 14]. Entretanto, ao transferir o modelo constitutivo para o ambiente de elementos finitos, (QForm), foi possível identificar concentradores de tensão até aresta do punção D2. No ambiente de Elementos Finitos (MEF) por meio de equações diferenciais a malha discretizada e o tensor de von Mises calculam e localizam o estado multiaxial de tensões e de deformações, revelando gradientes que ocorrem na descontinuidade da chapa de aço DP800 em processo de conformação e, que são transferidos por pressão e atrito para aresta do punção AISI D2 (VC) [7, 15].

Foram revelados nas simulações, figura 9, os picos de tensão em torno de 1400 MPa em ($P_3$). Confirmou-se o impacto do aumento da velocidade, operacional, 100 gpm, no nível de solicitação mecânica. A magnitude dos resultados das simulações computacionais se mostra compatíveis com o resultado do ensaio experimental de dureza, que ao ser submetido a relação empírica de Tabor e Cahoon, apresentou uma tensão na indetentação de $\sigma_u \approx 1328\ \mathrm{MPa}$. Contudo, é necessário esclarecer que o valor obtido no ensaio de dureza foi realizado em um corpo de prova Erichsen realizado em regime quase-estático, em um chapa de aço com espessura, $t \approx 0{,}9 > 0{,}6\ \mathrm{mm}$, maior que a do produto do modelo constitutivo, e que não foi observado de que lado da linha neutra da dobra foi realizada a indentação.

Antecipando-se a próxima etapa da pesquisa, em que o aparato experimental será validado, estão em curso adaptações no modelo constitutivo em função da coordena

generalizada ($\theta$). Será implementada parcela de quantificação dos concentradores de tensões ao longo da curva de tensão de fluxo $\sigma_f(\theta)$, utilizando o modelo analítico de Marcianik [17]. Será incluído no modelo constitutivo a parcela de amolecimento do material em função da temperatura adiabática e, a Equação de Archard em atendimento ao objetivo do projeto: quantificar a perda volumétrica temporal na camada funcional de ferramentas [5], visando elevar a previsibilidade de sua vida útil e subsidiar pesquisas acadêmicas. Para obtenção do coeficiente de sensibilidade (C), serão realizados ensaios em regime intermediário de deformação e, os dados serão tratados pelo Método dos Mínimos Quadrados (MMQ) [15].

## 4. CONCLUSÃO

O estudo comprovou a viabilidade técnica da prensa excêntrica mecânica como Teste Acelerado, quanto à cinemática da máquina, a qual atua em regime transiente, majoritariamente intermediário, em carregamento cíclico dinâmico de alta taxa e alta frequência, em velocidades operacionais superiores às máquinas hidráulicas comuns em ambiente acadêmico. A aplicação da máquina disponível no LdTM se mostrou favorável, desde que seja respeitada a janela angular de trabalho $\leq 30°$, o fator de serviço, garantida a manutenção dos ajustes mecânicos e a instrumentação esteja devidamente aferida. A proposta de acoplar a mecânica analítica de Lagrange a um modelo constitutivo Ludwik/Johnson-Cook, Marciniak e Equação de Archard, em uma coordenada generalizada ($\theta$), parece promissora para realização de cálculos globais do processo e geração de gráficos (Excel). O modelo constitutivo suportado por uma integração em ambiente computacional (QForm), nesta primeira etapa, demostrou coerência em sua magnitude. A instrumentação, integrada em uma única malha, capaz de gerar dados absolutos, ainda apresenta uma arquitetura básica, mas com potencial para incorporar um sistema de instrumentação de alta sensibilidade e elevada taxa de amostragem, utilizando sensores piezoelétricos, acelerômetros e barras de Hopkinson para mapear o histórico de colisão e os transientes de impacto, em conjunto com a velocimetria a laser para monitorar microvariações dinâmicas de velocidade. O estudo demostrou que a metodologia está fundamentada na literatura e que o Teste Acelerada apresenta viabilidade técnica dentro do processo de quantificação da perda volumétrica temporal na camada funcional de ferramentas e na previsibilidade de vida útil.

## 5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Programa de Excelência Acadêmica/PROEX, PROAP e CNPq; CHAMADA CNPq Nº 50/2024- APOIO À PESQUISA CIENTÍFICA, TECNOLÓGICA E DE INOVAÇÃO: BOLSAS DE FORMAÇÃO -MESTRADO E DOUTORADO, pela concessão de bolsa de estudos, mestrando Décio Nickel, Processo: 133404/2025-0. João Vitor Piovesan Dalla Nora agradece ao CNPq (Processo n° 140743/2024-3), Alexandre da Silva Rocha agradece ao CNPq/MCTI 10/2023 (Processo n° 308773/2018-7) e Auxílio à Pesquisa (APQ) processo n° 407742/2023-9. Morvan SilvaFranco agradece à CAPES (Processo n° 88887.842729/2023-00). Os autores agradecem o apoio financeiro da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul (FAPERGS), sob o processo nº 25/2551-0000945-6.Os autores expressam seu agradecimento à Comissão Organizadora do SENAFOR, pela oportunidade de divulgação deste trabalho, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, e ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), ao Centro de Tecnologia (CT) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), pelo suporte técnico e laboratorial indispensáveis para a realização desta pesquisa.

## 6. REFERÊNCIAS

[1] WORLDAUTOSTEEL. Advanced High-Strength Steel (AHSS) Application Guidelines. Version 7.0. Brussels: WorldAutoSteel, 2025. Disponível em: <https://ahssinsights.org>. Acesso em: 29 set. 2026.

[2] CORA, Ömer Necati; KOÇ, Muammer. Experimental investigations on wear resistance characteristics of alternative die materials for stamping of advanced high-strength steels (AHSS). International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 49, n. 11, p. 897-905, 2009. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.07.003.

[3] JUNG, Robert O.; REININGER, Thomas; BLÜMEL, Michael; JURICEK, Christian; BLEICHER, Friedrich. Expanding the forming limits of DP780 by adjusting ram slide motions on a mechanical servo press. Procedia CIRP, v. 134, p. 503-507, 2025. DOI: 10.1016/j.procir.2025.02.164.

[4] NORTON, Robert L. Cinemática e dinâmica dos mecanismos. 1. ed. Porto Alegre: AMGH / Bookman, 2010.

[5] BOTH, Guilherme Brandes. Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

[6] PRUSTY, B. Gangadhara; BANERJEE, Amborish. Structure–property correlation and constitutive description of structural steels during hot working and strain rate deformation. Materials, v. 13, n. 3, p. 556, 2020. DOI: 10.3390/ma13030556.

[7] TOPILLA, L.; TOROS, S. Analysis of the fracture behaviour of dual-phase steels using the GISSMO and Johnson Cook models. *Transactions of FAMENA*, v. 47, n. 3, p. 79–95, 2023. DOI: 10.21278/TOF.473040522.

[8] RAO, Singiresu S. Vibrações mecânicas. 4. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008.

[9] SHIGLEY, Joseph E.; MISCHKE, Charles R.; BUDYNAS, Richard G. Projeto de engenharia mecânica. 7. ed. Porto Alegre: Bookman, 2005.

[10] HALLIDAY, David; RESNICK, Robert; WALKER, Jearl. Fundamentos de física: mecânica. 12. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2026. v. 1.

[11] SILVEIRA, Júlio Azambuja da; NEVES, Julio Cesar Klein das; OLIVEIRA, Leonardo Fonseca de; ROCHA, Alexandre da Silva. Influence of the active screen on the embrittlement of a plasma-nitrided edge. Materials Research, v. 27, e20240096, 2024. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2024-0096.

[12] DIETER, George E. Metalurgia mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

[13] EQUAÇÕES constitutivas para análise de elementos finitos em processos de conformação mecânica. Artigo Técnico de Simulação Numérica, 2015.

[14] COMPORTAMENTO global e tração uniaxial: calibração do modelo constitutivo e de dano de Johnson–Cook para aços estruturais e tubulações. Estudo de Propriedades Mecânicas, 2018.

[15] GKOLFINOPOULOS, Ioannis; CHIJIWA, Nobuhiro. Determination of Johnson–Cook material and failure model parameters (calibration via DIC and notch testing). Applied Sciences, v. 12, n. 15, art. 7774, p. 1-18, 2022. DOI: 10.3390/app12157774.

[16] DICECCO, Sante; CHEONG, Kenneth; KHAMENEH, Farinaz; DENG, Zhi; WORSWICK, Michael; BUTCHER, Cliff. Formability characterization using curvature and strain-rate-based limit strain detection methods applied to Marciniak, Nakazima, and stretch–bend tests. Metals, v. 14, n. 10, art. 1164, p. 1-22, 2024. DOI: 10.3390/met14101164.

[17] MARCINIAK, Zdzisław; DUNCAN, John L.; HU, S. Jack. Mechanics of sheet metal forming. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. ISBN 978-0-7506-5300-8.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# INFLUÊNCIA DO INCREMENTO VERTICAL E DE ESTRATÉGIAS DE AJUSTE DE ESCALA NA RESPOSTA NUMÉRICA DO PROCESSO SPIF

Gabriel de Carvalho (1)
Sérgio Henrique Evangelista (2)

**RESUMO**

A conformação incremental de chapas por ponto único dispensa matrizes dedicadas, porém suas simulações explícitas podem exigir elevado tempo de processamento. Este trabalho avaliou os efeitos do incremento vertical da ferramenta e de estratégias de aumento da velocidade e da densidade sobre a primeira remoção numérica de elementos, as respostas mecânicas locais e o custo computacional de um modelo de chapa AA1100. Foram analisados quinze valores de incremento vertical e quatorze estratégias, totalizando 210 condições; 208 simulações foram concluídas e 171 atenderam simultaneamente aos critérios energético e espacial. A primeira remoção de elemento da malha, associada ao critério de dano com degradação máxima de 0,95, foi adotada como referência para a falha prevista pelo modelo. Entre as sete estratégias com 14 ou 15 condições aprovadas, seis apresentaram baixa dispersão relativa da profundidade correspondente à primeira remoção, com coeficiente de variação entre 2,01% e 3,26%. Na estratégia restante, uma remoção registrada a 3,643 mm elevou o coeficiente de variação para 15,80% e foi mantida nas análises. Não foi observada tendência monotônica comum entre essa profundidade e o incremento vertical, e valores semelhantes não implicaram respostas locais equivalentes de deformação e espessura. Nos ajustes isolados, o aumento da velocidade resultou em 54 aprovações em 59 simulações concluídas, enquanto o aumento da densidade resultou em 45 em 60. A estratégia com aumento da velocidade translacional por fator de $10^4$ foi aprovada nos quinze incrementos, preservou a massa original e apresentou fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $9{,}7\times10^3$. A escolha da estratégia deve considerar conjuntamente cobertura, critérios de aprovação, respostas mecânicas locais e custo computacional.

Palavras-chave: conformação incremental; SPIF; incremento vertical; ajuste de escala; remoção de elementos; dano.

INFLUENCE OF VERTICAL STEP AND SCALING STRATEGIES ON THE NUMERICAL RESPONSE OF THE SPIF PROCESS

**ABSTRACT**

Single Point Incremental Forming avoids dedicated dies, but explicit simulations may require substantial computational time. This study evaluated the effects of the tool vertical step and strategies based on increasing speed and density on the first numerical element deletion, local mechanical

(1) PPGEMec, Univ. Federal de São Carlos (UFSCar), SP, Brasil. E-mail: gabrielde.carvalho@hotmail.com.
(2) DEMec, Univ. Federal de São Carlos (UFSCar), SP, Brasil. E-mail: toddyprof@ufscar.br.

responses, and computational cost of an AA1100 sheet model. Fifteen vertical step values and fourteen strategies were analyzed, totaling 210 conditions; 208 simulations were completed and 171 simultaneously met the energy and spatial criteria. The first mesh element deletion, associated with the damage criterion with a maximum degradation of 0.95, was adopted as the reference for numerical failure. Among the seven strategies with 14 or 15 approved conditions, six showed low relative dispersion of the depth corresponding to the first deletion, with coefficients of variation between 2.01% and 3.26%. In the remaining strategy, a deletion recorded at 3.643 mm increased the coefficient of variation to 15.80% and was retained in the analyses. No common monotonic trend was observed between this depth and the vertical step, and similar depths did not imply equivalent local strain and thickness responses. For the isolated scaling strategies, increasing speed resulted in 54 approvals out of 59 completed simulations, while increasing density resulted in 45 out of 60. The strategy in which the translational speed was increased by a factor of $10^4$ was approved for all fifteen steps, preserved the original model mass, and achieved an estimated mean computational speed-up of $9.7\times10^3$. Strategy selection should jointly consider coverage, approval criteria, local mechanical responses, and computational cost.

Keywords: incremental sheet forming; SPIF; vertical step; scaling; element deletion; damage.

## 1. INTRODUÇÃO

A conformação incremental de chapas por ponto único (Single Point Incremental Forming – SPIF) produz a geometria por deformação localizada e progressiva de uma chapa presa nas bordas [1–3]. A resposta do processo e a ocorrência de fratura dependem, entre outros fatores, do material, do contato, da trajetória e da geometria da ferramenta [3,4]. A flexibilidade da SPIF também favorece componentes individualizados, incluindo aplicações biomédicas [5].

Na simulação explícita, o aumento da velocidade reduz a duração prescrita da etapa, enquanto o aumento da densidade eleva o incremento estável de integração. As duas medidas reduzem o custo computacional, mas podem intensificar os efeitos inerciais ou modificar respostas locais, sobretudo quando há iniciação de dano, degradação e remoção de elementos [6,7]. Assim, a razão entre a energia cinética total (ALLKE) e a energia interna total (ALLIE), bem como a profundidade associada à primeira remoção, não devem ser analisadas isoladamente.

Este trabalho avalia quinze valores de incremento vertical e quatorze estratégias de ajuste, considerando a profundidade e a posição da primeira remoção de elemento, as deformações e a espessura em regiões locais e o custo computacional. A análise compara a resposta obtida para diferentes incrementos dentro de cada estratégia e, para um mesmo incremento, as diferenças entre as estratégias avaliadas.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Modelo numérico e planejamento

O modelo tridimensional foi desenvolvido no Abaqus 6.14 e analisado pelo solver Explicit, com base na configuração experimental de Magalhães et al. [8] e na modelagem de Santos [9]. Foi considerada uma chapa de AA1100 com dimensões de 55 × 55 × 1 mm e uma ferramenta rígida com extremidade semiesférica de 4 mm, cuja trajetória seguiu uma hélice contínua. A velocidade nominal de translação foi de 125 mm $min^{-1}$, enquanto a rotação foi mantida em 1750 rpm, sem aplicação de ajuste de escala. Adotaram-se coeficientes de atrito de 0,05 na matriz, 0,08 no prensa-chapas e 0,10 na ferramenta [9]. A configuração do modelo numérico, a malha da chapa e a trajetória helicoidal da ferramenta são apresentadas na Figura 1.

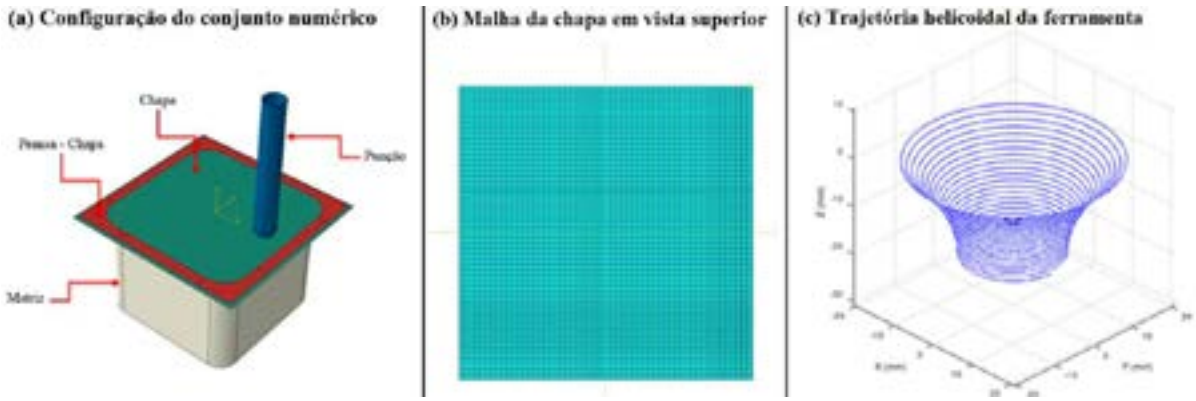



Figura 1. Modelo numérico, malha da chapa e trajetória helicoidal da ferramenta.

Foram avaliados quinze valores de incremento vertical da ferramenta (Δz): 0,05; 0,15; 0,25; 0,35; 0,45; 0,55; 0,65; 0,75; 1,00; 1,25; 1,50; 1,75; 2,00; 2,25 e 2,50 mm. A notação Vel $10^n$ indica a multiplicação da velocidade translacional nominal da ferramenta por $10^n$, enquanto Dens $10^n$ indica a multiplicação da massa específica atribuída à chapa pelo mesmo fator. Foram considerados Vel $10^2$ a Vel $10^5$, Dens $10^5$ a Dens $10^8$ e seis estratégias combinadas: Dens $10^2$ ou $10^3$ associadas a Vel $10^2$, $10^3$ ou $10^4$, totalizando 210 condições. Nos ajustes de velocidade, a geometria da trajetória foi preservada para cada valor de Δz, mas a duração da translação foi reduzida, enquanto a rotação permaneceu fixa em 1750 rpm.

### 2.2. Material, malha e dano

Para o AA1100, adotaram-se módulo de elasticidade $E$ = 69 000 MPa, coeficiente de Poisson $v$ = 0,33 e massa específica $\rho$ = 2,7 g cm$^{-3}$. A curva de escoamento foi representada pela lei de Hollomon, com coeficiente de resistência $K$ = 196,4 MPa e expoente de encruamento $n$ = 0,092 [10]. Para representar a anisotropia do material pelo critério de Hill, os coeficientes foram calculados a partir de $r_0$ = 0,82, $r_{45}$ = 0,76 e $r_{90}$ = 0,81 reportados por Folle [10], conforme a formulação adotada no Abaqus [11]: $R_{11}$ = 1,000000; $R_{22}$ = 0,996625; $R_{33}$ = 0,951009; $R_{12}$ = 1,037640 e $R_{13}$ = $R_{23}$ = 1,224740. A chapa foi discretizada por uma malha uniforme de 56 × 56 elementos, totalizando 3 136 elementos de casca S4R, de quatro nós e integração reduzida, com onze pontos de integração ao longo da espessura [11]. O modelo de dano Johnson-Cook, na forma reduzida, utilizou os parâmetros $d_1$ = 0,071, $d_2$ = 1,248 e $d_3$ = −1,142, com deslocamento plástico de falha de 0,05 mm [12]. A degradação máxima de 0,95 foi mantida conforme a modelagem de Santos [9]. Na forma reduzida adotada, o critério de dano não incluiu dependência explícita da taxa de deformação ou da temperatura.

### 2.3. Verificações, extrações e desempenho

A aprovação das simulações considerou dois critérios. No critério energético, a razão entre a energia cinética total (ALLKE) e a energia interna total (ALLIE) deveria permanecer igual ou inferior a 4% [7] no intervalo pós-transiente entre o registro a 0,8 mm de profundidade e o primeiro registro com remoção de elemento. No critério espacial, a primeira remoção deveria ocorrer na região periférica da chapa. A avaliação foi iniciada em 0,8 mm, correspondente a 10% da profundidade de referência adotada, para reduzir a influência do contato inicial; esse valor foi utilizado apenas como referência neste estudo e não representa um limite geral. A condição Vel $10^2$, com Δz = 0,25 mm, foi adotada como referência interna para a verificação espacial.

A profundidade da ferramenta no primeiro registro salvo em que ao menos um elemento já havia sido removido foi denominada $d_{rem}$. A profundidade correspondente ao registro imediatamente anterior, ainda sem remoção, foi denominada $d_{pre}$, sem interpolação entre os registros. As extrações foram realizadas no elemento fixo, no registro mais próximo de 6 mm de profundidade; na região associada à primeira remoção, até $d_{pre}$; e no elemento efetivamente removido. Quando dois elementos eram removidos no mesmo registro, considerou-se aquele de menor identificador. A espessura normalizada ($t_{norm}$) foi calculada por $t_{norm}$ = STH/$t_0$, em que STH corresponde à espessura de casca (*Section thickness*) fornecida pelo Abaqus no elemento analisado e $t_0$ = 1 mm é a espessura inicial da chapa. O custo computacional foi representado pelo tempo acumulado de CPU (unidade central de processamento) até $d_{rem}$. Para cada $\Delta z$, a condição sem ajuste foi executada por aproximadamente uma hora. O tempo de CPU observado foi extrapolado linearmente pela razão entre o *step time* correspondente à primeira remoção de Vel $10^3$ e o *step time* alcançado na execução parcial sem ajuste. O fator médio de aceleração estimado foi calculado dividindo-se esse tempo projetado pelo tempo de CPU acumulado até $d_{rem}$, para o mesmo $\Delta z$. As simulações foram distribuídas entre três computadores HP EliteOne 800 de mesma configuração, equipados com processador Intel Core i7-4790S e 16 GB de RAM.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. Verificações energética e espacial

Das 210 condições previstas, 208 simulações foram concluídas e 171 atenderam simultaneamente aos critérios energético e espacial. O critério energético rejeitou 35 condições. Outras duas, embora aprovadas energeticamente, foram rejeitadas pelo critério espacial. Portanto, o atendimento ao critério energético, isoladamente, não garantiu que a primeira remoção ocorresse na região periférica. A Figura 2 exemplifica a aplicação dos dois critérios.

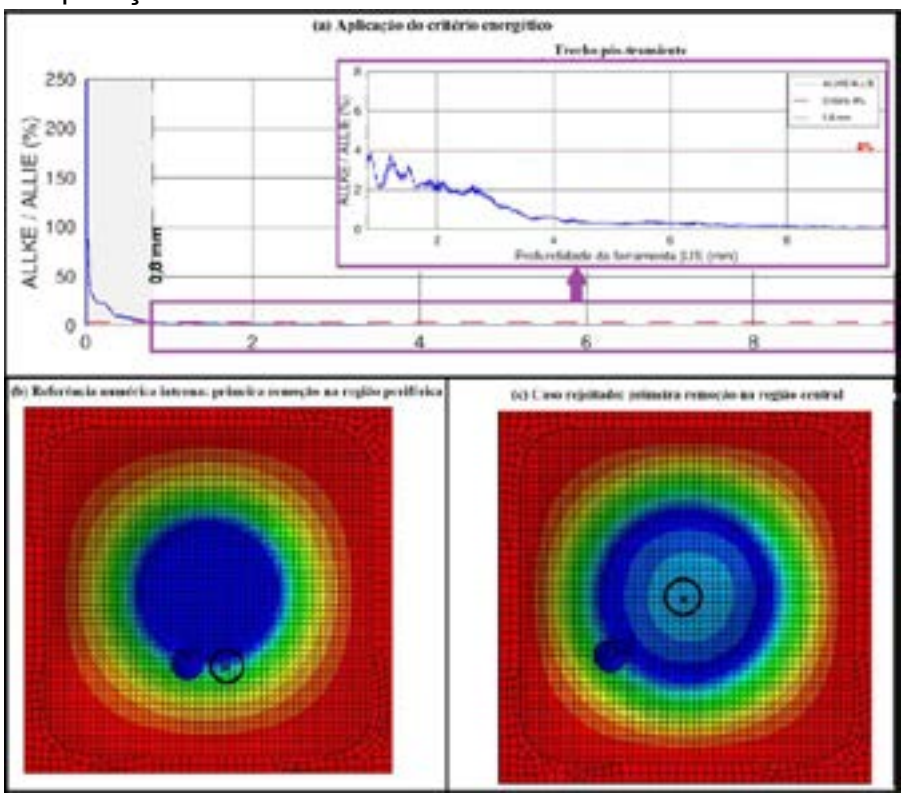



Figura 2. Histórico pós-transiente representativo e localização periférica ou central da primeira remoção.

A Figura 3 apresenta a classificação das 210 condições previstas.

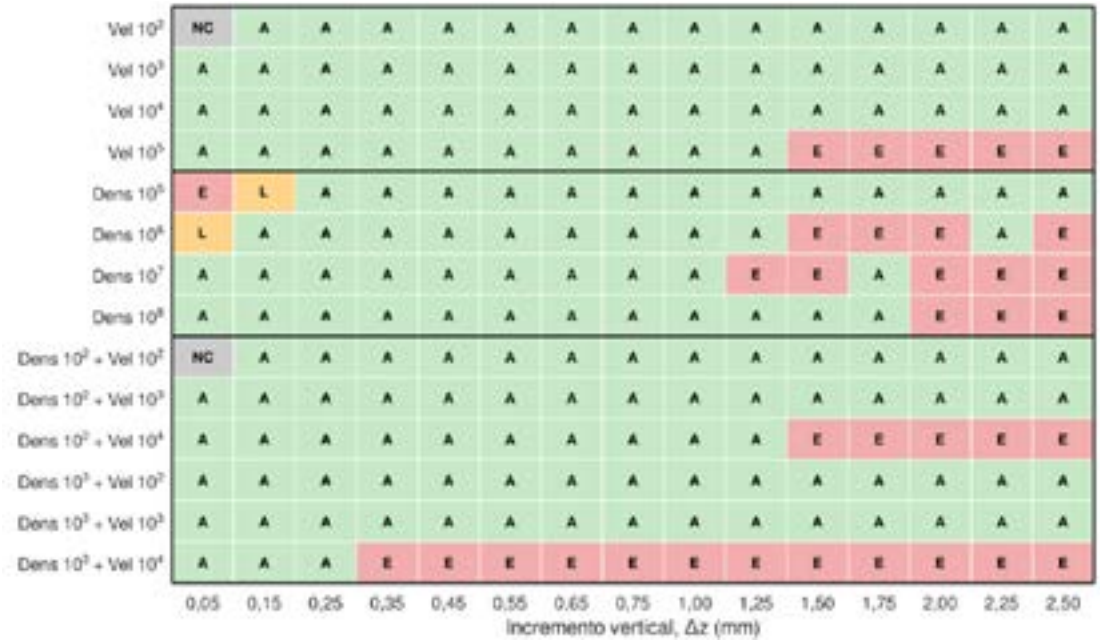



Figura 3. Matriz de classificação das 210 condições previstas. A: aprovada nos critérios energético e espacial; E: rejeitada pelo critério energético; L: rejeitada pelo critério espacial devido à localização da primeira remoção; NC: simulação não concluída.

### 3.2. Profundidade, cobertura e custo

A Tabela 1 apresenta, para cada estratégia, a velocidade translacional prescrita, a razão entre a massa do modelo e a massa de referência, o número de condições aprovadas em relação às concluídas, a profundidade da ferramenta no primeiro registro com remoção de elemento, o coeficiente de variação (CV) dessa profundidade e o fator médio de aceleração estimado.

Tabela 1. Síntese dos indicadores das estratégias, calculados para as condições aprovadas.

| Estratégia | $v$ (mm/min) | $M/M_0$ | Aprov./ concl. | $d_{rem}$ média [mín–máx] (mm) | CV (%) | Fator médio de aceleração estimado |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Vel $10^2$ | 12 500 | 1 | 14/14 | 8,781 [8,514–9,142] | 2,19 | 99 |
| Vel $10^3$ | 125 000 | 1 | 15/15 | 8,812 [8,495–9,332] | 2,99 | 984 |
| Vel $10^4$ | 1 250 000 | 1 | 15/15 | 8,955 [8,511–9,324] | 2,83 | 9 716 |
| Vel $10^5$ | 12 500 000 | 1 | 10/15 | 8,813 [8,460–9,275] | 3,05 | 97 436 |
| Dens $10^5$ | 125 | $10^5$ | 13/15 | 8,236 [7,995–8,743] | 2,21 | 340 |
| Dens $10^6$ | 125 | $10^6$ | 10/15 | 7,578 [6,897–7,904] | 3,67 | 1 096 |
| Dens $10^7$ | 125 | $10^7$ | 10/15 | 7,819 [6,836–8,264] | 5,27 | 3 206 |
| Dens $10^8$ | 125 | $10^8$ | 12/15 | 8,636 [7,750–9,357] | 4,89 | 9 000 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^2$ | 12 500 | $10^2$ | 14/14 | 8,749 [8,511–9,037] | 2,01 | 1 044 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^3$ | 125 000 | $10^2$ | 15/15 | 8,936 [8,440–9,416] | 3,26 | 10 231 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^4$ | 1 250 000 | $10^2$ | 10/15 | 8,896 [8,511–9,342] | 3,14 | 101 661 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^2$ | 12 500 | $10^3$ | 15/15 | 8,810 [8,515–9,269] | 2,34 | 3 150 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^3$* | 125 000 | $10^3$ | 15/15 | 8,640 [3,643–9,578] | 15,80 | 33 112 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^4$ | 1 250 000 | $10^3$ | 3/15 | 8,641 [8,290–9,017] | 3,44 | 315 688 |

**Nota:** os indicadores foram calculados apenas para as condições aprovadas; por isso, o número de casos considerados varia entre as estratégias. v representa a velocidade translacional prescrita da ferramenta. $M_0$ corresponde à massa do modelo com a densidade física do AA1100, e $M/M_0$ representa a razão entre a massa após o ajuste de densidade e essa massa de referência. O fator médio de aceleração estimado corresponde à razão entre o tempo projetado da condição sem ajuste e o tempo obtido para cada estratégia. As velocidades elevadas foram utilizadas exclusivamente para acelerar numericamente a análise, enquanto a rotação da ferramenta permaneceu fixa em 1750 rpm. *Na estratégia Dens $10^3$ + Vel $10^3$, o caso com profundidade de primeira remoção de 3,643 mm foi mantido nos cálculos. Quando esse caso é excluído, os 14 casos restantes apresentam média de 8,997 mm, coeficiente de variação de 3,28% e fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $3{,}12\times10^4$.*

Entre as sete estratégias com 14 ou 15 condições aprovadas, seis apresentaram coeficiente de variação da profundidade da primeira remoção entre 2,01% e 3,26%. A exceção foi Dens $10^3$ + Vel $10^3$, com coeficiente de variação de 15,80%, fortemente influenciado pelo caso em que a primeira remoção ocorreu a 3,643 mm. A análise das séries individuais não revelou tendência monotônica comum entre a profundidade da primeira remoção e o aumento de Δz. Para Dens $10^3$ + Vel $10^3$, esse valor ocorreu em Δz = 0,05 mm. No registro imediatamente anterior, a profundidade era de 3,406 mm, resultando em um intervalo de 0,237 mm entre os dois registros; portanto, o afastamento observado não pode ser atribuído apenas à discretização temporal da saída. Entre as estratégias com aprovação nos quinze incrementos, Vel $10^4$ preservou a massa original do modelo e apresentou fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $9{,}7\times10^3$, sendo utilizada como referência computacional sem pressupor maior fidelidade física. Dens $10^2$ + Vel $10^3$ também apresentou 15 condições aprovadas e fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $1{,}0\times10^4$, porém com aumento da massa do modelo por um fator de $10^2$.

### 3.3. Trajetórias no elemento de referência

As trajetórias de deformação ($\varepsilon_1$ × $\varepsilon_2$) obtidas no elemento de referência são comparadas nas Figuras 4–6 para os ajustes de velocidade, densidade e estratégias combinadas, respectivamente; $\varepsilon_1$ e $\varepsilon_2$ correspondem, respectivamente, às deformações principais maior e menor no plano da chapa. Em todas as Figuras 4–9, foi utilizada como referência a curva-limite de conformação do AA1100 apresentada por Folle [10]. A CLC indica a proximidade das trajetórias em relação ao início da estricção localizada, não sendo empregada isoladamente como critério de remoção ou fratura no modelo.

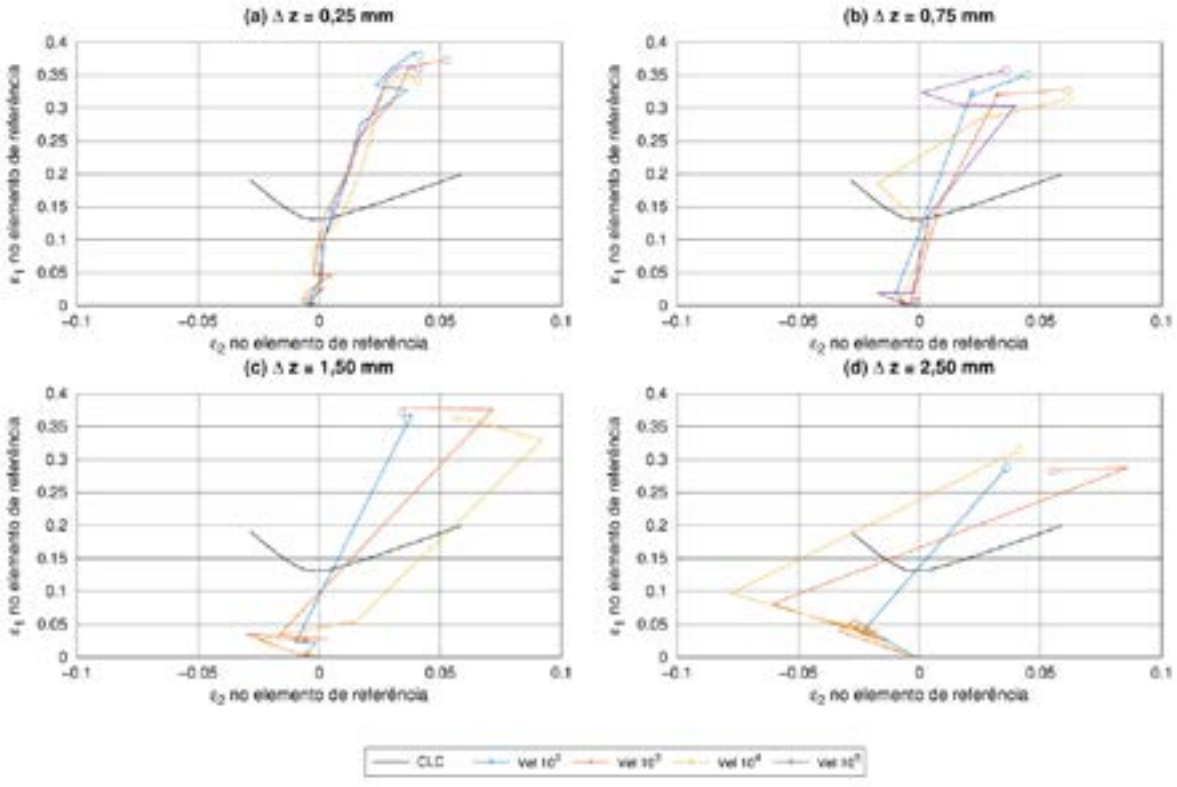



Figura 4. Trajetórias no elemento de referência: ajustes de velocidade.

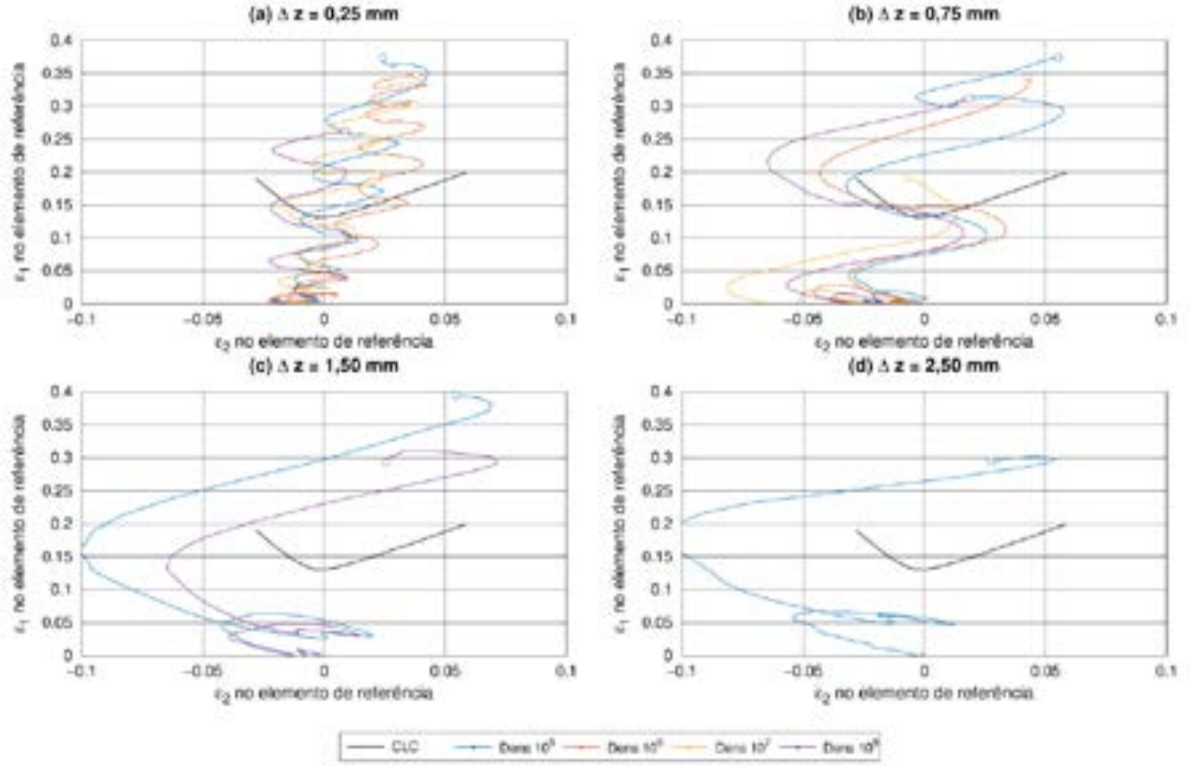



Figura 5. Trajetórias no elemento de referência: ajustes de densidade.

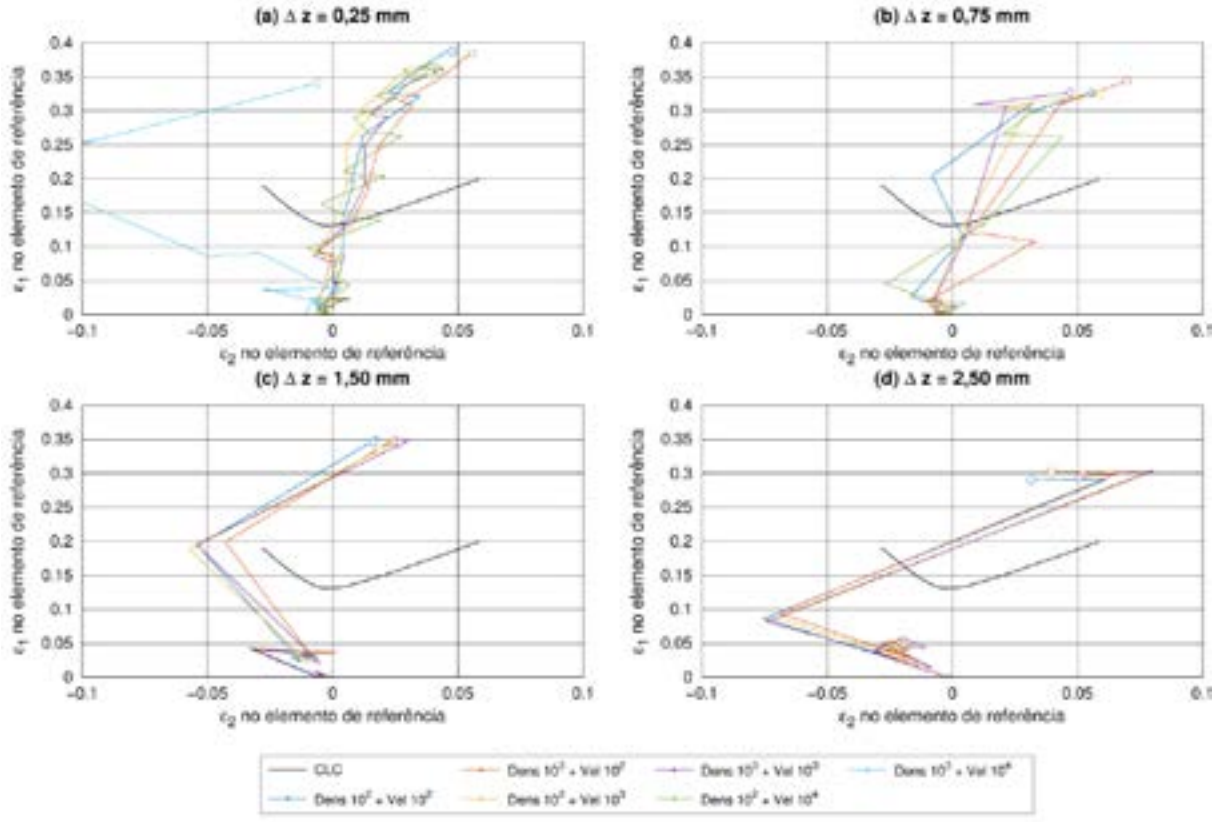



Figura 6. Trajetórias no elemento de referência: estratégias combinadas.

Nos incrementos em que as famílias de ajuste de velocidade e densidade puderam ser comparadas diretamente, os ajustes de densidade apresentaram maior dispersão da resposta local de deformação. A amplitude de $\varepsilon_1$, definida como a

diferença entre o maior e o menor valor obtido entre as estratégias aprovadas de uma mesma família para um mesmo Δz, foi de 0,1107 para densidade e 0,0384 para velocidade em Δz = 0,25 mm; 0,1816 e 0,0449 em 0,75 mm; e 0,1017 e 0,0099 em Δz = 1,50 mm, respectivamente. Esse comportamento indica maior sensibilidade das trajetórias locais ao fator de ajuste de densidade nas condições analisadas, ainda que as profundidades de primeira remoção possam permanecer próximas entre estratégias. Em Δz = 2,50 mm, a existência de apenas uma estratégia de densidade aprovada impede estender essa comparação para esse incremento. Entre as estratégias combinadas, destaca-se Dens $10^3$ + Vel $10^4$ em Δz = 0,25 mm, cuja trajetória apresenta afastamento acentuado em relação às demais, principalmente em direção a valores mais negativos de $\varepsilon_2$. A origem desse comportamento não foi determinada neste estudo, mas sua magnitude mostra que estratégias com profundidades de primeira remoção semelhantes podem produzir estados locais de deformação substancialmente diferentes. Para a validação experimental, esse resultado indica que a profundidade de remoção ou de falha, quando utilizada isoladamente, pode não ser suficiente para avaliar a equivalência entre estratégias de ajuste.

### 3.4. Trajetórias na região da primeira remoção

As Figuras 7–9 apresentam as trajetórias médias de deformação na região associada à primeira remoção para os ajustes de velocidade, densidade e estratégias combinadas, respectivamente.

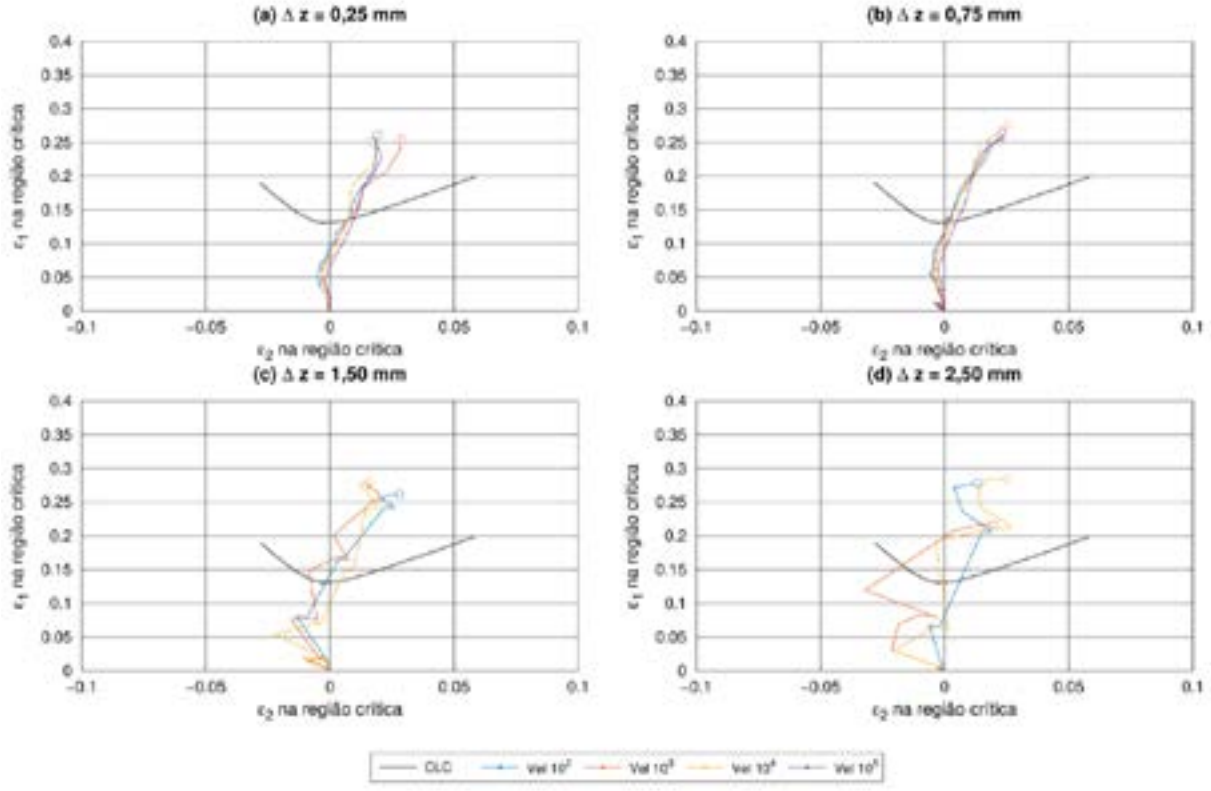



Figura 7. Trajetórias médias na região da primeira remoção: ajustes de velocidade.

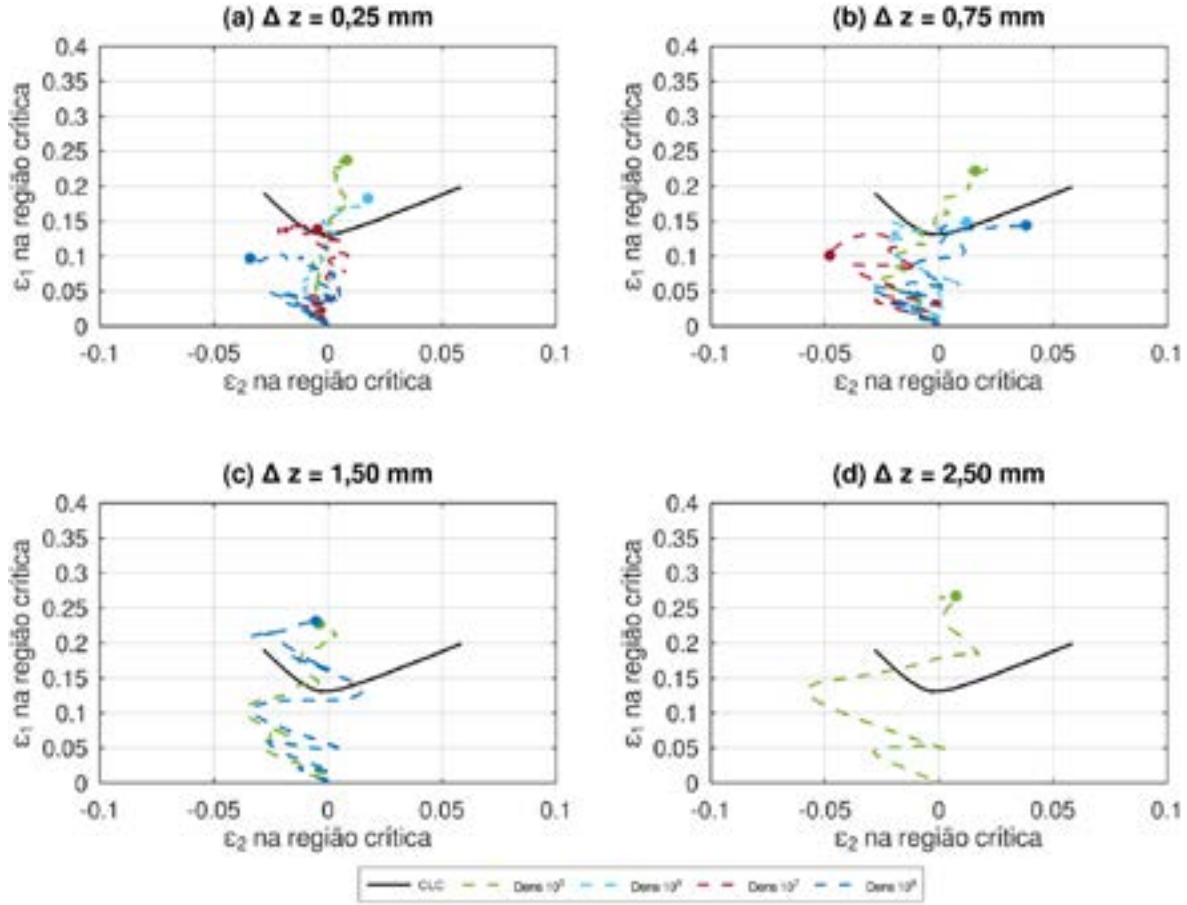



Figura 8. Trajetórias médias na região da primeira remoção: ajustes de densidade.

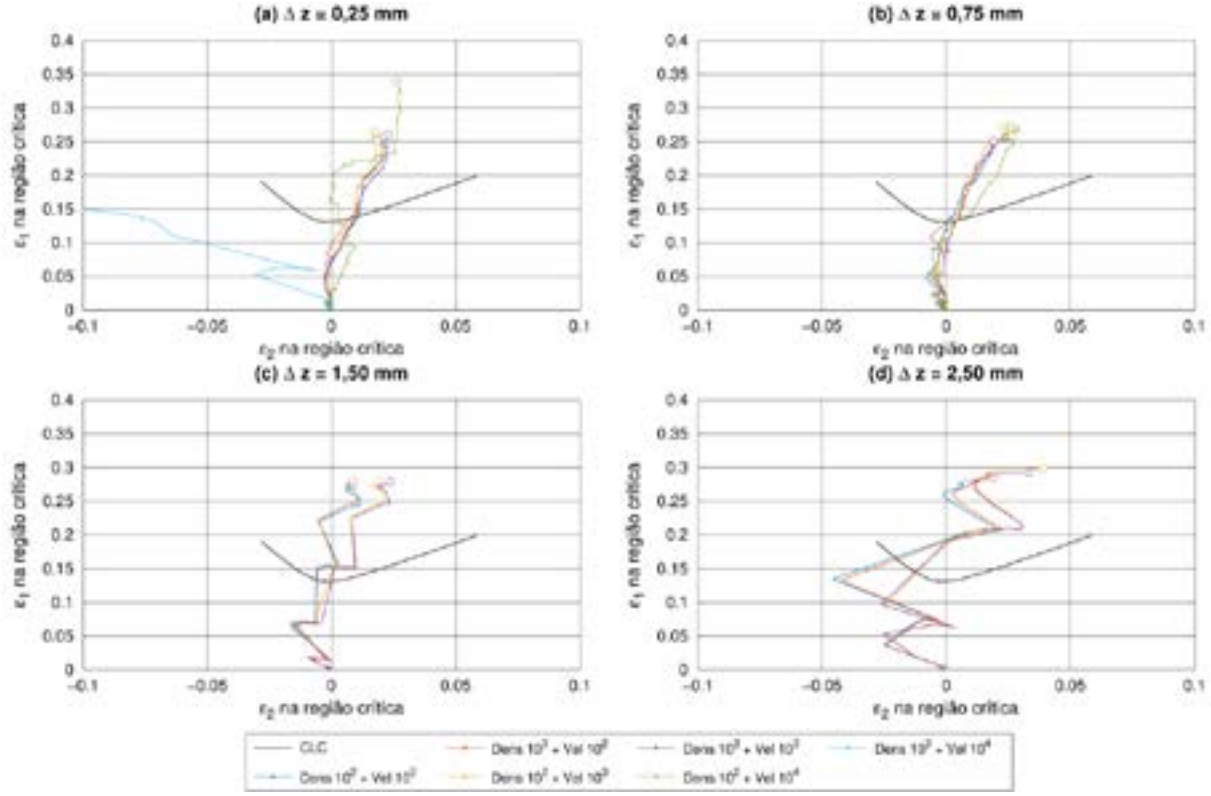



Figura 9. Trajetórias médias na região da primeira remoção: estratégias combinadas.

Na região crítica associada à primeira remoção de elemento, as trajetórias foram truncadas no último registro em que todos os elementos da região ainda permaneciam ativos. As amplitudes de $\varepsilon_1$ para os ajustes de velocidade foram

0,0099, 0,0236, 0,0188 e 0,0671 em Δz = 0,25 mm, 0,75, 1,50 e 2,50 mm, respectivamente. Para os ajustes de densidade, os valores correspondentes foram 0,1403, 0,1210, 0,0044 e não aplicável. Assim, nos incrementos de 0,25 e 0,75 mm, a família densidade apresentou maior dispersão da resposta local de deformação do que a família velocidade, enquanto em 1,50 mm essa diferença não se manteve. Em 2,50 mm, a existência de apenas uma estratégia de densidade aprovada impediu a comparação da amplitude nessa família. Entre as estratégias combinadas, Dens $10^3$ + Vel $10^4$ apresentou, em Δz = 0,25 mm, uma trajetória claramente afastada das demais, sobretudo em direção a valores mais negativos de $\varepsilon_2$. A recorrência desse afastamento no elemento de referência e na região crítica indica que ele não se restringiu a uma única leitura local.

### 3.5. Espessura no elemento de referência

A Tabela 2 apresenta a espessura normalizada no elemento de referência, extraída no registro disponível mais próximo da profundidade de 6 mm, para os sete incrementos selecionados e para cada estratégia.

Tabela 2. Síntese da espessura normalizada no elemento de referência, no registro mais próximo da profundidade de 6 mm, para os sete incrementos selecionados.

| Estratégia | Aprovados/ concluídos | Média de $t_{norm}$ | Faixa de $t_{norm}$ | CV (%) |
|---|---|---|---|---|
| Vel $10^2$ | 7/7 | 0,8102 | 0,7726–0,8405 | 3,26 |
| Vel $10^3$ | 7/7 | 0,8078 | 0,7660–0,8373 | 3,06 |
| Vel $10^4$ | 7/7 | 0,8171 | 0,7694–0,8404 | 2,93 |
| Vel $10^5$ | 4/7 | 0,8163 | 0,8008–0,8290 | 1,27 |
| Dens $10^5$ | 7/7 | 0,7971 | 0,7398–0,8388 | 4,19 |
| Dens $10^6$ | 4/7 | 0,7999 | 0,7685–0,8121 | 2,27 |
| Dens $10^7$ | 4/7 | 0,7980 | 0,7742–0,8381 | 3,03 |
| Dens $10^8$ | 5/7 | 0,8187 | 0,7903–0,8532 | 2,66 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^2$ | 7/7 | 0,8164 | 0,7732–0,8474 | 2,81 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^3$ | 7/7 | 0,8150 | 0,7726–0,8446 | 2,52 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^4$ | 4/7 | 0,8218 | 0,8044–0,8325 | 1,33 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^2$ | 7/7 | 0,8179 | 0,7755–0,8507 | 2,89 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^3$ | 7/7 | 0,8134 | 0,7688–0,8439 | 2,64 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^4$ | 1/7 | 0,8792 | 0,8792–0,8792 | — |

**Nota:** aprovados/concluídos refere-se ao subconjunto de sete incrementos selecionados entre os quinze valores de Δz do planejamento completo. Média, faixa e CV foram calculados apenas com os casos aprovados nesse recorte. $t_{norm}$ é adimensional e o CV descritivo utiliza desvio-padrão populacional. Cada valor corresponde ao registro disponível mais próximo da profundidade de 6 mm, sem interpolação. As simulações possuem valores distintos de Δz e não constituem replicações.

Entre as estratégias com aprovação nos sete incrementos selecionados, os valores médios de $t_{norm}$ permaneceram próximos, variando de 0,7971 a 0,8179, enquanto os coeficientes de variação ficaram entre 2,52% e 4,19%. Nesse conjunto de mesma cobertura, Dens $10^5$ apresentou a maior dispersão, com coeficiente de variação de 4,19% e faixa de 0,7398 a 0,8388. Os menores coeficientes observados em Vel $10^5$ e Dens $10^2$ + Vel $10^4$, de 1,27% e 1,33%, respectivamente, foram obtidos com apenas quatro dos sete casos aprovados e, portanto, não podem ser interpretados diretamente como evidência de menor dispersão. Dens $10^3$ + Vel $10^4$ teve apenas um caso aprovado, impossibilitando qualquer avaliação de dispersão. A espessura normalizada no elemento de referência não apresentou uma separação consistente entre as estratégias.

### 3.6. Espessura no elemento crítico representativo

A Tabela 3 apresenta a espessura normalizada no elemento crítico representativo, considerando, para cada caso aprovado, o último registro em que esse elemento permanecia ativo antes da remoção. O elemento crítico representativo corresponde ao elemento efetivamente removido, conforme definido em 2.3, adotando-se o elemento de menor identificador nos casos de remoção simultânea de dois elementos no mesmo registro.

Tabela 3. Síntese da espessura normalizada no elemento crítico representativo para os casos aprovados.

| Estratégia | Aprovados/ concluídos | Média de $t_{norm}$ | Faixa de $t_{norm}$ | CV (%) |
|---|---|---|---|---|
| Vel $10^2$ | 14/14 | 0,5842 | 0,5733–0,5998 | 1,28 |
| Vel $10^3$ | 15/15 | 0,5906 | 0,5636–0,7491 | 7,27 |
| Vel $10^4$ | 15/15 | 0,5780 | 0,5609–0,5861 | 1,18 |
| Vel $10^5$ | 10/15 | 0,5795 | 0,5683–0,5942 | 1,18 |
| Dens $10^5$ | 13/15 | 0,6172 | 0,5944–0,6366 | 1,74 |
| Dens $10^6$ | 10/15 | 0,6707 | 0,6422–0,6947 | 2,43 |
| Dens $10^7$ | 10/15 | 0,7041 | 0,6747–0,7546 | 4,03 |
| Dens $10^8$ | 12/15 | 0,6528 | 0,5980–0,7250 | 6,18 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^2$ | 14/14 | 0,5817 | 0,5728–0,5890 | 0,78 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^3$ | 15/15 | 0,5777 | 0,5590–0,5907 | 1,36 |
| Dens $10^2$ + Vel $10^4$ | 10/15 | 0,5797 | 0,5711–0,5967 | 1,19 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^2$ | 15/15 | 0,5771 | 0,5606–0,5868 | 1,16 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^3$ | 15/15 | 0,5962 | 0,5727–0,8004 | 9,24 |
| Dens $10^3$ + Vel $10^4$ | 3/15 | 0,6653 | 0,6301–0,7171 | 5,62 |

**Nota:** aprovados/concluídos corresponde ao número de casos aprovados em relação às simulações concluídas de cada estratégia. A média, a faixa e o coeficiente de variação foram calculados apenas para os casos aprovados. A espessura normalizada, $t_{norm}$, é adimensional, e o coeficiente de variação foi calculado com desvio-padrão populacional. Cada valor corresponde ao último registro em que o elemento crítico permanecia ativo antes da remoção; portanto, as extrações não correspondem necessariamente à mesma profundidade da ferramenta entre os casos. As simulações apresentam diferentes valores de Δz e não constituem replicações. Por essa razão, o coeficiente de variação deve ser interpretado em conjunto com o número de casos aprovados de cada estratégia.

No último registro anterior à remoção, os ajustes exclusivos de velocidade apresentaram valores médios de $t_{norm}$ entre 0,5780 e 0,5906, enquanto os ajustes exclusivos de densidade variaram de 0,6172 a 0,7041. As médias de $t_{norm}$ das estratégias exclusivas de densidade foram superiores às observadas nas estratégias exclusivas de velocidade. Como os conjuntos de incrementos aprovados e as profundidades de extração diferem entre estratégias, essa diferença deve ser interpretada como descritiva e não atribuída exclusivamente ao ajuste de densidade. Esse resultado indica que a remoção do elemento pode ocorrer sob estados locais de afinamento distintos, mesmo entre condições que atendem aos critérios de aprovação adotados. A dispersão, entretanto, não apresentou a mesma separação entre as famílias. Nos ajustes de velocidade, o coeficiente de variação ficou entre 1,18% e 7,27%, sendo o maior valor observado em Vel $10^3$, influenciado por $t_{norm}$ = 0,7491 em Δz = 2,50 mm. Nos ajustes de densidade, o coeficiente aumentou de 1,74% para 6,18% entre Dens $10^5$ e Dens $10^8$, embora a diferença de cobertura entre as estratégias impeça atribuir esse comportamento exclusivamente ao aumento do fator de densidade. Entre as estratégias combinadas, Dens $10^3$ + Vel $10^3$ apresentou a maior dispersão, com coeficiente de variação de 9,24% e faixa de 0,5727 a 0,8004. Dens $10^3$ + Vel $10^4$, por sua vez, reuniu apenas três casos aprovados, o que limita a interpretação de seu coeficiente de variação de 5,62%.

### 3.7. Síntese integrada

Nas estratégias com 14 ou 15 condições aprovadas, a profundidade da primeira remoção apresentou baixa dispersão relativa em seis das sete estratégias, com coeficiente de variação entre 2,01% e 3,26%. A exceção foi Dens $10^3$ + Vel $10^3$, para a qual o valor discrepante de 3,643 mm aumentou a dispersão da série. Não foi observada tendência monotônica comum dessa profundidade com o aumento de Δz. Entretanto, valores semelhantes da profundidade de primeira remoção não corresponderam necessariamente a trajetórias de deformação ou estados locais de espessura semelhantes.

Entre os ajustes aplicados isoladamente, as estratégias de velocidade apresentaram 54 aprovações em 59 simulações concluídas, enquanto as estratégias de densidade apresentaram 45 em 60. Foram observadas cinco e treze rejeições energéticas, respectivamente, além de duas rejeições espaciais apenas na família densidade. Nos incrementos em que as duas famílias puderam ser comparadas diretamente, a dispersão das trajetórias locais de deformação foi maior para os ajustes de densidade em Δz = 0,25 mm e 0,75 mm, embora esse comportamento não tenha se mantido em 1,50 mm. Os indicadores de espessura também não apresentaram uma separação uniforme entre as famílias. Assim, nas condições analisadas, os ajustes de densidade apresentaram maior frequência de rejeições e maior dispersão das trajetórias locais em parte dos incrementos comparáveis, sem que esse comportamento fosse uniforme entre todos os indicadores de espessura.

Os critérios energético e espacial exerceram funções complementares na seleção das condições. Essa complementaridade é coerente com a advertência de Moser et al. [6] de que indicadores energéticos globais não asseguram, isoladamente, a precisão das respostas locais em modelos acelerados. O atendimento ao limite da razão entre as energias cinética e interna não garantiu a ocorrência da primeira remoção na região periférica e, mesmo entre as condições aprovadas nos dois critérios, permaneceram diferenças nas respostas locais. Além disso, o coeficiente de variação das Tabelas 1–3 descreve a variação entre diferentes valores de $\Delta z$ dentro de uma mesma estratégia, enquanto as trajetórias das Figuras 4–9 permitem comparar estratégias submetidas ao mesmo incremento vertical; os dois tipos de análise, portanto, respondem a questões distintas.

Esses resultados estão vinculados à configuração numérica adotada. A resolução na determinação da profundidade da primeira remoção é limitada pela frequência de gravação dos resultados, pois o evento é identificado apenas entre registros sucessivos. Além disso, a remoção numérica de um elemento, definida pelo modelo de dano utilizado, não deve ser interpretada diretamente como equivalente à fratura macroscópica observada experimentalmente. Para a validação experimental, os resultados indicam que a profundidade de falha deve ser acompanhada, quando possível, por grandezas locais, como deformações principais e espessura, para verificar se condições com profundidades semelhantes também reproduzem estados mecânicos comparáveis.

## 4. CONCLUSÕES

Nas estratégias com 14 ou 15 condições aprovadas, a profundidade da primeira remoção apresentou coeficiente de variação entre 2,01% e 3,26% em seis das sete estratégias e não mostrou tendência monotônica comum com o aumento do incremento vertical. A exceção foi Dens $10^3$ + Vel $10^3$, cuja série incluiu uma primeira remoção a 3,643 mm.

Profundidades semelhantes de primeira remoção não implicaram respostas mecânicas locais equivalentes. As trajetórias e os indicadores de espessura mostraram diferenças entre estratégias mesmo quando a profundidade de remoção era próxima. Nos incrementos diretamente comparáveis, os ajustes de densidade apresentaram maior dispersão das trajetórias de deformação em 0,25 e 0,75 mm, mas essa diferença não se manteve em 1,50 mm.

Entre os ajustes aplicados isoladamente, a família velocidade apresentou 54 aprovações em 59 simulações concluídas e a família densidade, 45 em 60. A densidade também apresentou maior número de rejeições energéticas, treze contra cinco, e duas rejeições espaciais não observadas nos ajustes de velocidade. Esses resultados indicam menor robustez conjunta da família densidade segundo o protocolo adotado.

O critério energético e o critério espacial mostraram-se complementares: duas condições atenderam ao limite energético, mas foram rejeitadas pela localização da primeira remoção. Além disso, o atendimento a ambos os critérios não assegurou equivalência das respostas locais.

Entre as estratégias com aprovação nos quinze incrementos, o aumento exclusivo da velocidade translacional por um fator de $10^4$ preservou a massa original e apresentou fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $9{,}7\times10^3$. A estratégia combinada Dens $10^2$ + Vel $10^3$ também apresentou cobertura completa e fator médio de aceleração estimado de aproximadamente $1{,}0\times10^4$, porém com aumento da massa do modelo.

A escolha da estratégia de aceleração numérica deve, portanto, considerar conjuntamente a cobertura das condições, os critérios energético e espacial, as respostas mecânicas locais e o custo computacional.

REFERÊNCIAS

[1] JESWIET, J. et al. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal. CIRP Annals, v. 54, n. 2, p. 88–114, 2005.

[2] EMMENS, W.; SEBASTIANI, G.; VAN DEN BOOGAARD, A. The technology of incremental sheet forming—a brief review of the history. Journal of Materials Processing Technology, v. 210, n. 8, p. 981–997, 2010.

[3] TRZEPIECIŃSKI, T. et al. Emerging trends in single point incremental sheet forming of lightweight metals. Metals, v. 11, n. 8, art. 1188, 2021.

[4] MALHOTRA, R. et al. Mechanics of fracture in single point incremental forming. Journal of Materials Processing Technology, v. 212, n. 7, p. 1573–1590, 2012.

[5] CHENG, Z. et al. Incremental sheet forming towards biomedical implants: a review. Journal of Materials Research and Technology, v. 9, n. 4, p. 7225–7251, 2020.

[6] MOSER, N. et al. Advancing the accuracy of computational models for double-sided incremental forming. In: Forming the Future. Cham: Springer, 2021. p. 271–281.

[7] PEREIRA, L. S.; DONATO, G. H. B.; MATTAR NETO, M. The effect of mass scaling and speed increase in explicit dynamic simulations using tensile test. In: INAC 2021. Brazil: ABEN, 2021. p. 1–4.

[8] MAGALHÃES, D. C. C. et al. Investigation of single point incremental forming parameters and forming limit curves prediction for heterostructured aluminum sheets. Materials Characterization, v. 223, art. 114993, 2025.

[9] SANTOS, P. H. S. Estudo sobre a ocorrência de fraturas de chapas metálicas no processo de conformação incremental com o emprego de análises numéricas por elementos finitos. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2025.

[10] FOLLE, L. F. Estudo do coeficiente de atrito para processos de estampagem. Tese (Doutorado) — Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

[11] DASSAULT SYSTÈMES SIMULIA. Abaqus 6.14 Analysis User's Guide. Providence, RI, 2014.

[12] SABER, M.; EL SHEIKH, M.; DAWOUD, M. Finite element simulation of metal cutting of aluminum using Johnson-Cook damage model and shear failure model. Mansoura Engineering Journal, v. 42, n. 2, p. 34–40, 2020.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# APLICAÇÃO DE INTELIGÊNCIA ARTIFICIAL NA ESTAMPAGEM INCREMENTAL DE CHAPAS: Uma Revisão Sistemática da Literatura

Marcelo Marcos Amoroso[1]
Lirio Schaeffer[2]
Anderson Daleffe[3]
Roderval Marcelino[4]
Max Gabriel Steiner[5]
Gilson de March[6]
Henrique Cechinel Casagrande[7]

**RESUMO**

A Estampagem Incremental de Chapas (ISF) destaca-se pela alta flexibilidade na manufatura de pequenos lotes, dispensando matrizes. Porém, falhas geométricas como retorno elástico e efeito travesseiro restringem sua adoção industrial. Este artigo apresenta uma Revisão Sistemática da Literatura (RSL) sobre a integração de Inteligência Artificial (IA) e Aprendizado de Máquina (ML) no ISF. Sob o protocolo PRISMA, foram analisados 55 artigos englobando a predição de rugosidade, formabilidade e algoritmos de controle preditivo em tempo real. Os achados revelam a transição de modelos estáticos para redes profundas e métodos híbridos, habilitando a predição e compensação geométrica autônoma guiada por dados.

Key words – Estampagem Incremental, Inteligência Artificial, Aprendizado de Máquina, Precisão Geométrica, Otimização de Processos.

**APPLICATION OF ARTIFICIAL INTELLIGENCE IN INCREMENTAL SHEET FORMING: A Systematic Literature Review**

[1] Doutorando, UNISATC. E-mail: marcelo.amoroso@satc.edu.br
[2] Doutor, UFRGS. E-mail: schaefer@ufrgs.br
[3] Doutor, UNISATC. E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Doutor, UFSC. E-mail: roderval.marcelino@ufsc.br
[5] Doutorando, UNISATC. E-mail: max.steiner@satc.edu.br
[6] Doutorando, UNISATC. E-mail: gilson.march@satc.edu.br
[7] Doutorando, UFSC. E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com

**ABSTRACT**

*Incremental Sheet Forming (ISF) stands out for its high flexibility in small batch manufacturing without dedicated dies. However, geometric failures like springback and pillow effect restrict its industrial adoption. This paper presents a Systematic Literature Review (SLR) on the integration of Artificial Intelligence (AI) and Machine Learning (ML) in ISF. Following the PRISMA protocol, we analyzed 55 articles covering roughness and formability prediction, alongside real-time predictive control algorithms. The findings reveal a transition from static models to deep networks and hybrid methods, enabling accurate prediction and autonomous data-driven geometric compensation.*

*Key words — Incremental Sheet Forming, Artificial Intelligence, Machine Learning, Geometric Accuracy, Process Optimization.*

## 1. INTRODUÇÃO

A Estampagem Incremental de Chapas (ISF - *Incremental Sheet Forming*) consolidou-se nas últimas décadas como uma alternativa econômica e altamente flexível aos processos convencionais de conformação, como a estampagem profunda [1]. Ao empregar uma ferramenta de ponta arredondada, tipicamente controlada por um sistema CNC ou braço robótico, o ISF deforma a chapa metálica progressivamente, dispensando o desenvolvimento de matrizes dedicadas e custosas [2].

Essa característica torna o processo singularmente atrativo para cenários de manufatura ágil, englobando a produção de pequenos lotes, prototipagem rápida e o desenvolvimento de componentes customizados para setores de alto valor agregado, como automotivo, biomédico, entre outros [3]. Na Figura 1 temos um componente de um projeto aeroespacial desenvolvido por SPIF (*Single Point Incremental Forming*).




**Figura 1:** (a) Peça produzida; (b) Componente construído com sucesso; (c) Fratura modo 1; (d) Fratura modo 2; (e) seção transversal da peça produzida.
**Fonte:** [3]

Apesar de suas inerentes vantagens operacionais, o ISF esbarra em limitações físicas complexas que desafiam a sua adoção industrial em larga escala. A precisão dimensional dos componentes fabricados é frequentemente comprometida por fenômenos não-lineares,

destacando-se o retorno elástico (*springback*), o efeito travesseiro (*pillow effect*) na base da peça e o afinamento imprevisível da chapa [4].

Tradicionalmente, a mitigação desses defeitos dependia de iterativos métodos de tentativa e erro ou de simulações baseadas no Método dos Elementos Finitos (MEF). Contudo, tais abordagens exigem um tempo computacional e setup excessivos, falhando muitas vezes em prover correções dinâmicas durante o ciclo de fabricação. A Figura 2 apresenta os defeitos observados no processo.

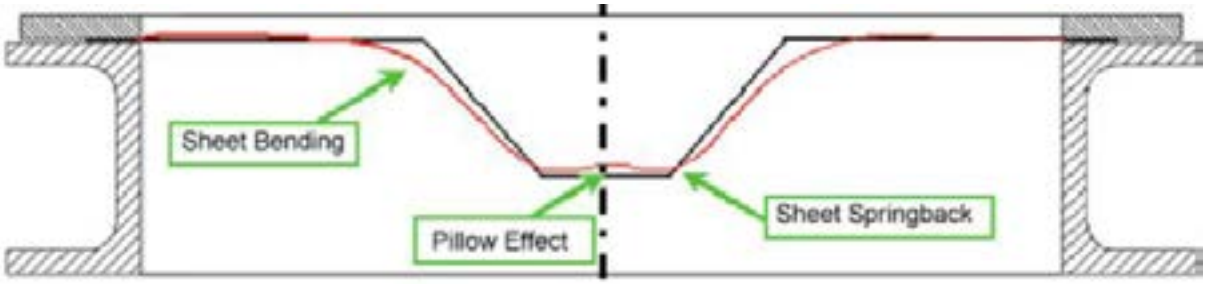



**Figura 2:** Erros geométricos comuns no processo do SPIF.
**Fonte:** [4]

Diante dessas problemáticas, a aplicação de algoritmos de Inteligência Artificial (IA) e Aprendizado de Máquina (ML) tem revolucionado a otimização e o controle do ISF [5], [6], [7], [8]. A capacidade destes sistemas de extrair padrões ocultos em conjuntos de dados experimentais e numéricos viabiliza a predição precisa de forças de conformação, a melhoria do acabamento superficial e a compensação autônoma de trajetórias em tempo real [9], [10], [11], [12], [13].

Neste contexto, o presente artigo conduz uma Revisão Sistemática da Literatura (RSL), englobando o estudo detalhado de 55 artigos científicos, com o objetivo de consolidar o estado da arte das arquiteturas de IA aplicadas ao ISF. O trabalho mapeia a transição de modelos preditivos estáticos para sistemas avançados de controle preditivo e Gêmeos Digitais, evidenciando o caminho tecnológico para a manufatura com zero-defeitos [14], [15], [16].

## 2. METODOLOGIA

A condução desta revisão sistemática de literatura (RSL) foi fundamentada nas diretrizes metodológicas estabelecidas por [17] e no protocolo PRISMA (*Preferred Reporting Items for Systematic Reviews and Meta-Analyses*), assegurando um processo de investigação rigoroso e reprodutível. A estrutura metodológica foi dividida em três etapas encadeadas: planejamento, execução e análise dos resultados.

### 2.1 Planejamento e Questões de Pesquisa

O objetivo central foi mapear o panorama científico atual sobre a integração de algoritmos de inteligência artificial (IA) e aprendizado de máquina (ML) ao processo de Estampagem Incremental de Chapas (ISF), identificando lacunas tecnológicas, principais arquiteturas aplicadas e métricas de desempenho. Para direcionar a busca, formularam-se três questões de pesquisa:

- Quais são as principais arquiteturas de inteligência artificial e aprendizado de máquina empregadas na otimização e controle do processo de estampagem incremental?

- Quais parâmetros de processo e variáveis de resposta do ISF são predominantemente modelados por meio de técnicas de IA?
- Quais são as limitações atuais e as oportunidades futuras de pesquisa para o avanço do uso de IA na conformação incremental?

A resposta para essas perguntas será levantada nos principais bancos de artigos científicos, com uma busca padronizada em ambos para equalizar os critérios de seleção e evitar deixar algum trabalho importante fora da revisão.

## 2.2 Estratégia de Busca e Fontes de Informação

As buscas foram realizadas no mês de setembro de 2026, abrangendo a literatura publicada até o momento da coleta. As bases de dados consultadas foram Periódico CAPES, IEEE Xplore e ScienceDirect, reconhecidas pela relevância e cobertura nas áreas de engenharia de fabricação e computação aplicada.

A sintaxe de busca foi construída combinando termos representativos do processo de conformação e das técnicas de computação inteligente através de operadores booleanos, adaptada para a sintaxe específica de cada plataforma:

- ("Incremental Sheet Forming" OR "ISF" OR "SPIF" OR "TPIF") AND ("Artificial Intelligence" OR "Machine Learning" OR "Neural Network" OR "Deep Learning" OR "Optimization")

Com a sintaxe inserida nos principais acervos, a busca totalizou 1384 artigos, conforme listado na Tabela 1.

**Tabela 1:** Quantidade de artigos encontrados nas principais bases de dados.

| Base de Dados | Artigos encontrados |
|---|---|
| Science Direct | 738 |
| IEEE Xplore | 576 |
| Periódicos CAPES | 70 |
| Total inicial | 1384 |

**Fonte:** Elaborado pelos autores (2026).

## 2.3. Critérios de Inclusão e Filtragem

Para garantir a qualidade e a pertinência do corpus bibliográfico final, foram estabelecidos critérios objetivos. Dentre os critérios de inclusão, listam-se os três definidos abaixo.

1. Artigos completos publicados em periódicos com revisão por pares ou anais de conferências de alto impacto.
2. Estudos que aplicam diretamente algoritmos de IA, ML ou aprendizado profundo para modelagem, otimização, previsão ou controle em processos de ISF (SPIF ou TPIF).
3. Trabalhos que apresentam validação experimental ou simulação numérica fundamentada.

Os critérios de exclusão buscam reduzir os trabalhos que não condizem com o tema proposto, alguns trabalhos também não puderam ter o seu texto integral acessado devido a limitação da instituição UFRGS aos acervos.

1. Publicações sem texto completo disponível.

2. Artigos de revisão, editoriais, notas técnicas ou resumos expandidos.
3. Trabalhos focados exclusivamente em estampagem convencional ou outros processos de conformação sem relação com ISF.
4. Estudos que mencionam IA apenas conceitualmente, sem implementação ou análise técnica.

2.4. Artigos selecionados

A estratégia de seleção foi dividida em cinco fases sistemáticas, a primeira é a busca, as três próximas demonstram as filtragens realizadas e a última de análise do texto integral dos artigos, conforme a Figura 3. Essas etapas permitiram sintetizar os documentos finais e chegar numa quantidade relevante de documento que possuem total sinergia com o tema analisado.

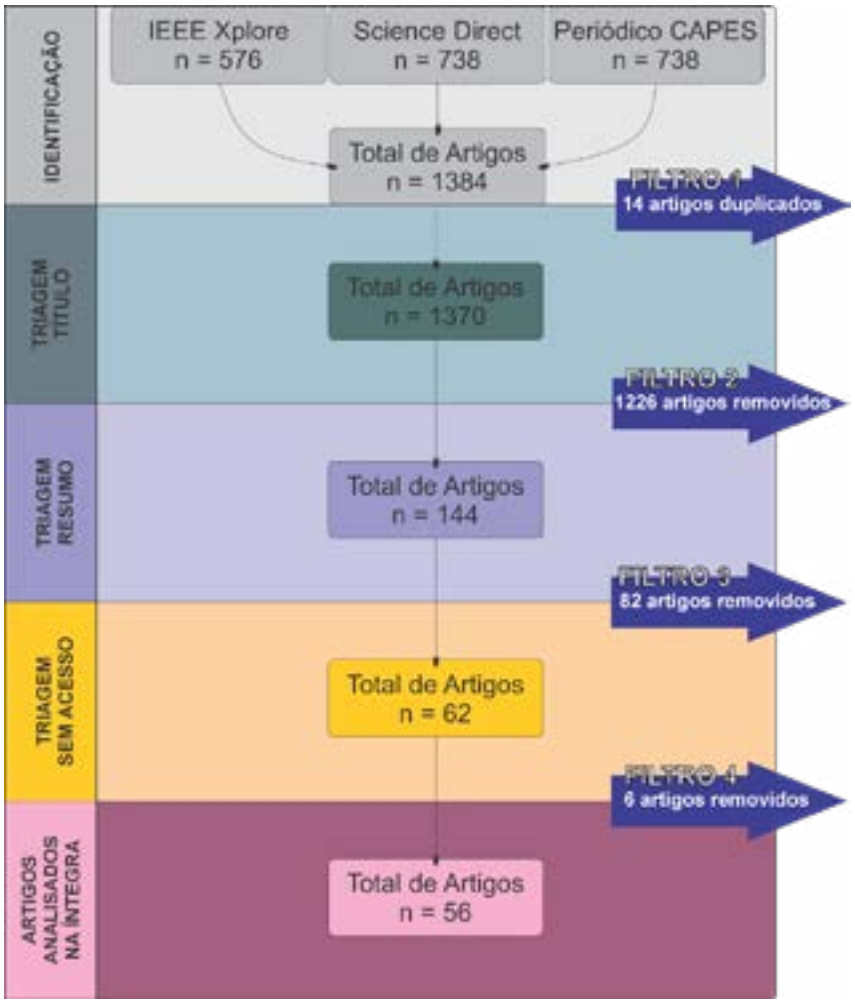



**Figura 3:** Estratégia de busca e filtros aplicados em cada etapa.
**Fonte:** Elaborado pelos autores (2026).

O filtro zero realizado, não consta na Figura 3, seria a palavra de busca que seleciona de maneira contemplativa os artigos relacionados as áreas desse documento, sendo que algumas variações foram testadas até chegar a um valor condizente de artigos para a primeira análise.

O primeiro filtro foi realizado por um *script* na linguagem Python, onde o programa percorre uma lista de títulos baixados nos diferentes acervos e avalia a duplicidade de

diferentes títulos. Para garantir que nenhum trabalho com título igual fosse desconsiderado em caso de o texto ser diferente, após avaliar se existia duplicidade em sequência eram avaliados os autores.

O filtro de número dois removeu 1226 artigos, após a leitura dos títulos dos trabalhos separados pelo programa, foram desconsiderados os trabalhos conforme os critérios apresentados anteriormente.

O terceiro filtro focou na leitura do resumo de 144 artigos, nessa etapa a maioria dos artigos removidos foi devido a tratarem de análises computacionais não baseadas em inteligência artificial e sim modelagem. Alguns trabalhos que não apresentavam no título a conformação utilizada também foram removidos, pois a informação do resumo explicou que os métodos utilizados não condiziam com a proposta desse artigo.

O filtro quatro, e último, é bem simples, ao total 6 artigos não puderam ser acessados pelas contas institucionais da UFRGS e da UniSATC, assim o texto completo não pôde ser obtido.

Após aplicado o método, ao todo serão analisados e discutidos 56 artigos, com foco nas propostas de modelo de IA aplicado, área de atuação do processo e informações relevantes para essa área.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A análise da literatura selecionada permitiu mapear as principais abordagens de inteligência artificial (IA) e aprendizado de máquina (ML) aplicadas ao processo de conformação de chapas, com foco em estampagem incremental (ISF) e processos correlatos. A Tabela 1 sintetiza as características dos 55 artigos analisados no corpus bibliográfico, trazendo a principal característica de cada trabalho.

**Tabela 2:** Lista dos 55 artigos com suas contribuições para a revisão sistemática.

| Autor/Ano | Abordagem Principal | Objeto de Estudo | Principal Resultado |
|---|---|---|---|
| J. Cao et al., 2019 | ANN, SVM, RL, PCA, EMD, WT | Ferramental inteligente e sensores em conformação metálica geral | Inferência contínua de processo e qualidade do produto |
| J. Cao et al., 2024 | Deep Learning, PINN, GNN, Random Forest, SVM | Conformação metálica geral, modelagem constitutiva e predição de falhas | Avanço no controle de processo e predição de falhas integrando física e IA |
| S. Darzi et al., 2026 | ANN | Estampagem Incremental Dupla Face (DSIF) em DP590, CP-Ti, DDQ, AA5052-H32 e SS316 | Mitigação do desvio geométrico e aumento da precisão dimensional |
| J. Gao et al., 2024 | Método analítico (velocidade de saída e teoria de casca rasa) | Conformação contínua por rolos em chapas metálicas | Predição do perfil de forma final da chapa conformada |
| J.A. López-Fernández et al., 2026 | FEA e critério numérico baseado em deformação | Flangeamento por encolhimento (SPIF vs. CPF) em liga AA2024-T3 | Análise preditiva da formação de enrugamento no processo |
| Y. Cai et al., 2026 | Denoising Diffusion Probabilistic Model (DispD) e Vision Transformer | Predição do campo de deslocamento de *springback* em placas de aço E40 de dupla curvatura | Alta precisão na estimativa de retorno elástico em geografias complexas |
| S. Song et al., 2026 | Physics-Informed Neural Network (PINN) e Optimal Compensation | Estampagem Incremental (ISF) de componentes multi-características em AA- | Controle por *feedback* e compensação geométrica eficiente |

| Autor/Ano | Abordagem Principal | Objeto de Estudo | Principal Resultado |
|---|---|---|---|
| | Algorithm (OCA) | 5754 | |
| M.A. da Silveira Dib et al., 2024 | Federated Learning (FL) e Artificial Neural Network (ANN) | Predição de defeitos em conformação sob variabilidade preservando privacidade | Predição segura e colaborativa de falhas sem compartilhamento direto de dados |
| X. Yan et al., 2024 | Polynomial Response Surface Model (PRSM) e Differential Evolution (DE) | Processo de repuxo sem matriz (*die-less spinning*) em liga de alumínio 1060 | Otimização dinâmica autônoma da lei de conformação temporal |
| M.R. Jamli, N.M. Farid, 2019 | Artificial Neural Network (ANN) integrada a FEA | Revisão de predição de *springback* em conformação de chapas metálicas | Redução do tempo computacional de simulações numéricas |
| Y.-P. Chen et al., 2026 | DT, POD, Koopman operator, MPC | Roda Inglesa, Aço 316L | Controle adaptativo e predição em tempo real via *Digital Twin*. |
| F. Wang et al., 2026 | PG-DT, PG-AFP | ISF, predição de fratura dúctil, AA6061-T6, Ti-6Al-4V | Avaliação de risco de fratura com 997x de redução de tempo. |
| H. Choi & C. Lee, 2018 | Modelo matemático (Lei dos Senos) | Conformação híbrida (ISF + Stretch), Al 5052 | Melhoria na distribuição de espessura. |
| Jvnwanpy et al., 2024 | DT, Temporal Fusion Transformer | Dobramento de tubos | Adaptação contínua a novas tarefas de manufatura. |
| D.T. Bowen et al., 2021 | Análise qualitativa e Mecatrônica | Processos flexíveis (Roda Inglesa, Spinning) | Captura de conhecimento tácito para automação. |
| Z. Jiang et al., 2022 | ANN | EA-DSIF, Ti-6Al-4V | Predição precisa da temperatura de conformação. |
| R. Rakshit et al., 2023 | FEA + VPSC | SPIF, Al-Li AA8090-T3 | Predição da evolução de microtextura. |
| H. Wang et al., 2026 | Graph Neural Network (GNN) | Predição de Springback, AHSS MART1470 | GNN captura interações espaciais tensão-deformação. |
| KMJ B. Xujw et al., 2026 | Rede Mamba Guiada pela Física | Predição de força no ISF | Predição em tempo real com baixo custo. |
| S. Choudhary et al., 2025 | ANN, RSM | SPIF, AA7075-T6 | Otimização de rugosidade e formabilidade. |
| X. Zhao et al., 2026 | SSPNet (Point Cloud + Deep Learning) | Estampagem, Predição de *Springback*, Aço DC03 | Compensação iterativa com redução do erro de ângulo para 0,38°. |
| B. Zhang et al., 2026 | 1D-CNN-MLP (Slope-sequence) | Conformação *Stretch* Multi-Ponto (MPSF) | Precisão elevada na predição geométrica ($R^2$=0,976). |
| X.D. To et al., 2025 | DNN + Controlador PID | ISF Robotizado, Controle de Trajetória, AA5754 | Aumento de até 97% na precisão de trajetória compensando força/torque. |
| N. Guo et al., 2025 | Transfer Learning + DNN | Predição de Força de Estampagem (DDF) | Alta precisão ($R^2$=0,9995) contornando a escassez de dados reais. |
| E. Stefanovska & T. Pepelnjak, 2025 | *Ensemble* (LightGBM + DNN) | Estampagem, Predição de Geometria Final, DC01 | Identificação proativa de desvios focada em Digital Twin ($R^2$=0,951). |
| C. Wang et al., 2020 | AMPC + *Thin Plate* Spline (TPS) | SPIF, Otimização de Trajetória, AA7075-O | Redução do erro geométrico máximo para menos de 0,75mm. |
| C. Wang et al., 2023 | MPC + Gaussian Process (GP) | Planejamento de Caminho, TPIF | Aumento de peças com erro aceitável de 42% para >92%. |
| S. Duan et al., 2024 | Graph Neural Network (GNN) + Transfer Learning | DSIF, Predição de Força | Predição independente de geometria capturando relações topológicas complexas. |
| A. Asghar et al., 2026 | DMDc + Quadratic Programming | SPIF Robotizado, Compensação de *Springback* | Redução não-iterativa do RMSE geométrico em 43,8%. |
| P.E. Romero et al., 2021 | Support Vector Machine (SVM) | SPIF, Moldes (Aço aluminizado DX51D) | Classificação de precisão geométrica com 90% de acerto. |
| A. Harfoush et al., 2021 | ANFIS, ANN, PSO-ANN, SVM, etc. | Revisão de IA em ISF (SPIF e TPIF) | Identificação de lacunas e tendências em IA para predição de força, rugosidade e precisão geométrica. |
| A. Alsamhan et al., 2019 | ANFIS, ANN, Regressão | SPIF, Predição de Força, AA1050-H14 | ANFIS apresentou maior precisão (erro de 5,85% em X) comparado |

| Autor/Ano | Abordagem Principal | Objeto de Estudo | Principal Resultado |
|---|---|---|---|
| | | | a ANN e Regressão. |
| S. Akrichi et al., 2019 | DBN, SAE, BPNN | SPIF, Predição de Exatidão Geométrica (*Roundness*, PE), AA1050 | DBN apresentou melhor performance ($R^2$ > 0,97) na predição de desvios. |
| R. Othmani et al., 2026 | DOE, ANOVA, ANN (4-8-1) | SPIF com chapa sacrificial (*Sandwich*), AA1050-O | Otimização simultânea de rugosidade, espessura e *springback* com $R^2$ = 99,75%. |
| S. P. Kumar et al., 2025 | Machine Vision, Reconstrução 3D, IA | ISF, Automação, Detecção de Defeitos | Potencial para automação completa com integração de IA e visão computacional. |
| T. Brzobohatý et al., 2026 | Transformer Cross-Attention U-Net (TCAU) | ISF, Predição de deformação (Aço DC04) | Aceleração drástica mantendo a precisão do MEF. |
| J. D. Fischer et al., 2021 | Iterative Learning Control (ILC) Data-Driven | SPIF, Precisão Geométrica (Alumínio 6061-O) | Redução do erro absoluto médio de 4,053 mm para 0,912 mm após 5 iterações. |
| J. Blumberg et al., 2021 | Gaussian Process Regression (GPR), ANN | *Hole flanging* via SPIF com robôs industriais | Compensação de rigidez reduziu o erro dimensional em aproximadamente 50%. |
| M. F. Gralha et al., 2025 | *Machine Learning* (Regressão Quadrática) | SPIF, Compensação Geométrica CAD, AA6082-O | Geração de CAD otimizado e predição de diâmetro de ferramenta. |
| Z. Liu & Y. Li, 2019 | BPNN, VDG (MTD + PSO) | SPIF, Predição de Força (AA7075-O) | A precisão da predição com pequeno conjunto de dados foi aprimorada em até 42% pela adição de dados virtuais. |
| K. Maji & G. Kumar, 2020 | ANFIS, RSM, NSGA-II | SPIF, Otimização Multi-objetivo (AA5083) | O modelo ANFIS-híbrido (h-ANFIS) superou redes *back-propagation* na otimização de força, espessura e rugosidade. |
| D. M. R. Cecil, 2021 | MANFIS, ESSA | SPIF, Precisão Geométrica (AA2024-O) | MANFIS atingiu 97,9% de precisão preditiva, superando ANN, CNN e SVR clássicos. |
| A. Nagargoje et al., 2023 | Revisão Sistemática (IA em ISF) | Estado da arte e tendências de IA no ISF | Identificou a predominância de modelos preditivos de rugosidade e lacunas no uso de IA para predição de vida útil de ferramentas. |
| S. M. Najm & I. Paniti, 2023 | CatBoost, MLP, SHAP (XAI) | SPIF, *Pillow Effect* e Perfil de Parede (AlMn1Mg1) | Uso pioneiro de SHAP para explicabilidade de modelo; Levenberg-Marquardt obteve a melhor performance de predição. |
| L. I. Besong et al., 2026 | NARX, CNN, LSTM | *Hole Flanging* (ISF), Predição de força online | O modelo de série temporal NARX superou LSTM e CNN para predição de força em tempo real ($R^2$ = 0,998). |
| P. Wankhede et al., 2024 | Fuzzy AHP, Fuzzy TOPSIS | SPIF, Otimização de parâmetros (AA1100) | O *step depth* provou ser o parâmetro de maior influência (70,31%) na otimização de múltiplas respostas. |
| A. Bouhamed et al., 2025 | RSM, Desirability Function, FEA | SPIF, Compósitos de Matriz de Aço (Fe-TiB2) | Otimização simultânea de força, tensão de Von Mises, deformação plástica e profundidade final em compósitos avançados. |
| S. M. Najm & I. Paniti, 2021 | ANN, SVR | SPIF, Rugosidade (Ra, Rz) | Provou que as propriedades da ferramenta (material e rugosidade) ditam a rugosidade da chapa; ANN superou SVR. |
| V. Ostasevicius et al., 2022 | ANN, GPR, SVM, KNN, DT | ISF Robotizado com Vibração Ultrassônica | Vibração reduziu fricção em 80%; ANN e GPR foram os métodos mais eficientes para prever a força. |
| B. Yang et al., 2024 | LSTM-MLP, SVM | Predição de *Springback* | Uso inovador de séries de pontos para captura de geometria local; LSTM obteve $R^2$ de 0,9181. |
| S. Jing et al., 2025 | CTGAN, DBN, NSGA-II | Precisão no SPS-SPIF | Aumento sintético de dados via |

| Autor/Ano | Abordagem Principal | Objeto de Estudo | Principal Resultado |
|---|---|---|---|
| | | | CTGAN elevou a precisão do modelo DBN ($R^2$ = 0,979). |
| A. He et al., 2020 | Model Predictive Control (MPC) | Otimização de trajetória (não-convexa) | Controlador MPC reduziu drasticamente o erro geométrico ao longo do processo ISF. |
| A. He et al., 2021 | Model Predictive Control (MPC) | Otimização online em múltiplos passes | Compensação autônoma de trajetórias reduziu erros nas zonas de parede (26%), conjunção (51%) e base (73%). |
| A. He et al., 2023 | Adaptive MPC (AMPC) | Otimização de trajetória complexa | AMPC com identificação de parâmetros melhorou em 56% a redução de erro máximo comparado ao MPC não-adaptativo. |
| S. M. Najm & I. Paniti, 2021 | Artificial Neural Network (ANN) | Precisão e Formabilidade (Alumínio) | Previu precisão baseada em material, formato (plano vs. esférico) e raio da ferramenta de conformação. |

**Fonte:** [4], [5], [6], [7], [8], [9], [10], [11], [12], [13], [14], [15], [16], [18], [19], [20], [21], [22], [23], [24], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31], [32], [33], [34], [35], [36], [37], [38], [39], [40], [41], [42], [43], [44], [45], [46], [47], [48], [49], [50], [51], [52], [53], [54], [55], [56], [57], [58], [59].

A partir da análise dos vinte estudos selecionados, observa-se que a aplicação de técnicas de inteligência artificial e aprendizado de máquina no campo da conformação de chapas metálicas evoluiu significativamente, abrangendo desde ferramentas inteligentes até arquiteturas modernas como redes informadas pela física (PINN) e modelos de difusão visando à compensação do retorno elástico (*springback*) [23]. No contexto específico da estampagem incremental (ISF/DSIF), destacam-se a aplicação de Redes Neurais Artificiais (ANN) para correção de desvios geométricos em diversos materiais, predição de temperatura e otimização de rugosidade e formabilidade, bem como a implementação de algoritmos de compensação otimizada integrados a PINN para componentes multi-características.

Além disso, observa-se uma ascensão marcante na implementação de Gêmeos Digitais (*Digital Twins* - DT) voltados ao monitoramento e controle de processos em tempo real. A integração de arquiteturas avançadas, como Redes Neurais em Grafos (GNN) e Redes Mamba, tem se mostrado altamente eficaz no tratamento de dependências espaço-temporais complexas, superando limitações computacionais de modelos tradicionais. Paralelamente, o uso de modelos guiados pela física (*physics-guided*) reforça a confiabilidade das predições de aprendizado de máquina ao incorporar restrições físicas diretamente nos algoritmos, permitindo avaliações de fratura dúctil e estimativas de força com ganho substancial de velocidade.

Uma análise aprofundada dos trabalhos mais recentes revela três grandes tendências emergentes na interseção entre inteligência artificial e conformação de chapas:

1) *Transfer Learning* e GNNs para Mitigação de Escassez de Dados e Generalização Topológica: O custo elevado de experimentos e simulações de alto desempenho na conformação de chapas impulsionou o uso de *Transfer Learning* e redes de grafos [39]. Guo et al. [36] demonstraram que a transferência de aprendizado combinada com redes profundas (DNN) permite prever forças em estampagem profunda (DDF) com precisão extraordinária ($R^2$ = 0,9995), mesmo na presença de poucos dados reais.

Na conformação incremental, Duan et al. [39] integraram *Graph Neural Networks* (GNN) com *Transfer Learning* para predição de forças em DSIF, conseguindo capturar as complexas relações topológicas da malha e garantir uma estimativa precisa e independente da geometria da peça.

Complementarmente, modelos baseados em nuvens de pontos como o SSPNet de

Zhao et al. [34] alcançaram uma compensação iterativa de *springback* no aço DC03 reduzindo o erro angular para 0,38°, enquanto Zhang et al. [35] aplicaram arquiteturas 1D-CNN-MLP para predição geométrica em conformação *stretch* multi-ponto (MPSF) obtendo $R^2$ = 0,976. Para além da predição topológica, a captura de dependências espaço-temporais evoluiu consideravelmente. Yang et al. [4] introduziram uma abordagem inovadora ao representar geometrias locais como séries de pontos de profundidade. Utilizando redes *Long Short-Term Memory* acopladas a *Perceptrons* Multicamadas (LSTM-MLP), o modelo conseguiu aprender com fluidez o histórico de deformação da chapa, obtendo um $R^2$ superior a 0,91 na predição contínua do springback.

A Figura 4 demonstra o processo de transferência de aprendizado, onde o sistema aproveita um aprendizado prévio para melhorar o modelo de IA implementado.

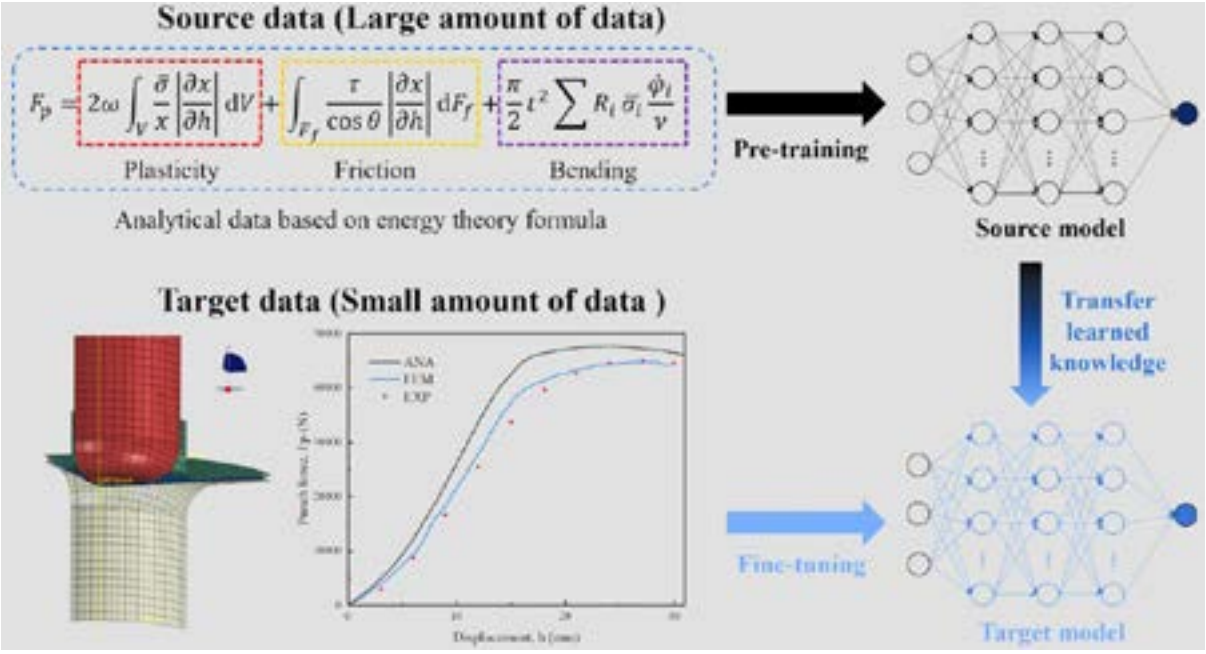



**Figura 4:** Processo de transferência de aprendizado.
**Fonte:** [36]

2) Modelos Ensemble para Maior Acurácia e Consolidação de *Digital Twins*: A construção de Gêmeos Digitais confiáveis exige modelos preditivos robustos contra ruídos e não-linearidades do processo [14], [15], [16]. Stefanovska e Pepelnjak [37] demonstraram o valor das abordagens de *Ensemble* combinando LightGBM e DNN para predição da geometria final em estampagem de aço DC01, atingindo $R^2$ = 0,951 e viabilizando a identificação proativa de desvios dimensionais dentro da infraestrutura de *Digital Twin*.

Similarmente, modelos clássicos de aprendizado como *Support Vector Machines* (SVM) continuam relevantes para diagnósticos ágeis, conforme demonstrado por Romero et al. [41], obtendo 90% de acerto na classificação da precisão geométrica em moldes de aço aluminizado DX51D no processo SPIF.

3) Controle Adaptativo e Preditivo Baseado em Modelos (AMPC/MPC) Combinado com ML: Para superação de desvios e *springback* em tempo real, o acoplamento de aprendizado de máquina com técnicas de controle avançado tem se destacado. Wang et al. [15] aplicaram Controle Preditivo Adaptativo Baseado em Modelo (AMPC) aliado a *Thin Plate Spline* (TPS) no processo SPIF em liga AA7075-O, reduzindo o erro geométrico máximo para menos de 0,75 mm. Posteriormente, Wang et al. integraram MPC a Processos Gaussianos (GP) no planejamento de caminho para TPIF, aumentando o rendimento de peças com erro aceitável de 42% para mais de 92%.

No âmbito do ISF robotizado, To et al. [60] combinaram DNN com controladores PID para compensação de força/torque, elevando a precisão da trajetória do robô em até 97% na liga AA5754.

Por fim, Asghar et al. [40] propuseram o uso de *Dynamic Mode Decomposition with Control* (DMDc) e Programação Quadrática para compensação não-iterativa de *springback* em SPIF robotizado, obtendo uma redução de 43,8% no RMSE geométrico. Neste contexto, o Controle Preditivo Baseado em Modelos (MPC) tem protagonizado saltos significativos na compensação em tempo real.

He et al. [55], [56] desenvolveram um algoritmo MPC capaz de lidar com formas não-convexas, superando as limitações geométricas de controladores anteriores. Posteriormente, expandiram essa tecnologia para processos de múltiplos passes (*multi-pass* ISF), alcançando reduções drásticas nos erros geométricos nas zonas de parede, conjunção e base. O ápice dessa vertente ocorreu com a formulação do MPC Adaptativo (AMPC), que identifica parâmetros do modelo online e adapta o sistema iterativamente, melhorando em 56% a redução do erro máximo em geometrias complexas quando comparado ao MPC estático.

4) Automação e Controle Compensatório Orientado a Dados: Recentemente, observa-se a evolução no sentido do processo ISF totalmente automatizado que integra visão computacional e reconstrução 3D com inteligência artificial. Além disso, destaca-se a predição não autorregressiva e ultrarrápida do campo de deformação empregando arquiteturas profundas avançadas como a *Transformer Cross-Attention* U-Net (TCAU), que reduz drasticamente o custo computacional quando comparada às simulações tradicionais por Elementos Finitos (MEF).

A Figura 5 apresenta o fluxograma de dados inseridos para a reconstrução 3D da peça de modo preciso, fazendo com que o digital reproduza o físico.

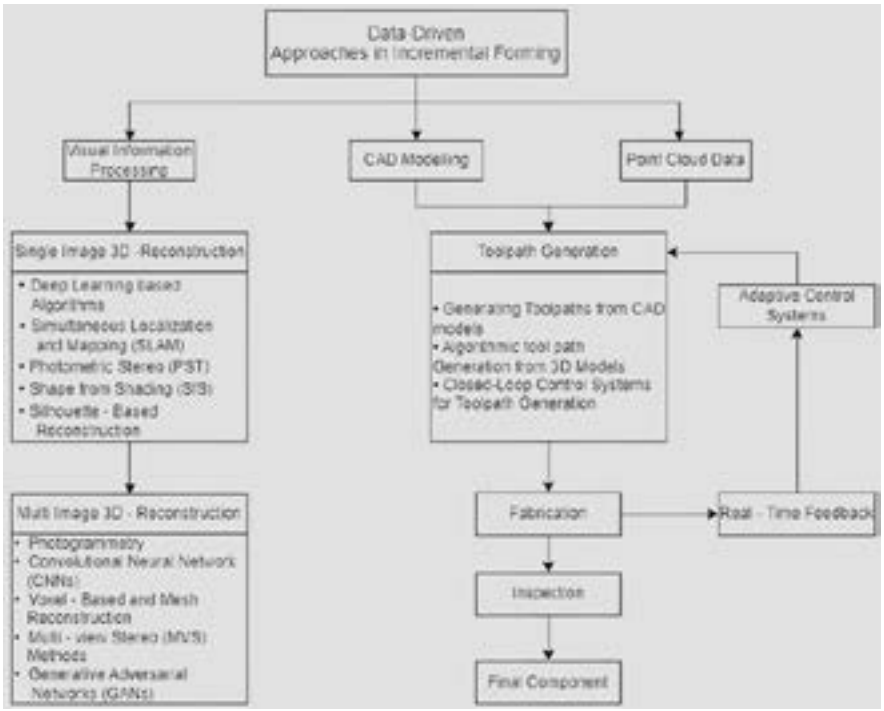



**Figura 5:** Processo de inserção de dados na predição do processo de estampagem incremental.
**Fonte:** [45]

A Figura 6 demonstra a estrutura do TCAU proposto por Brzobohatý et al. [46], onde ocorre um cruzamento de duas propostas para a predição de posicionamento da chapa durante o processo de estampagem incremental.

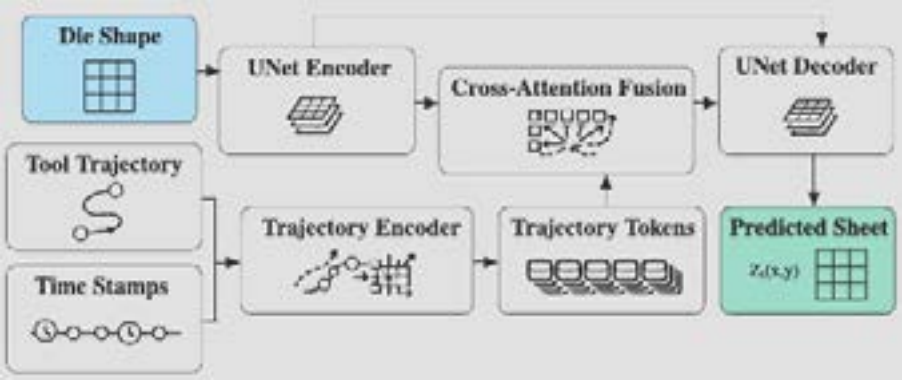



**Figura 6:** Proposta TCAU para estampagem incremental.
**Fonte:** [46]

Em paralelo, técnicas avançadas de controle compensatório ganharam grande impulso, tais como o Controle por Aprendizado Iterativo (ILC) orientado a dados [5], a compensação de deformação por rigidez em robôs industriais via *Gaussian Process Regression* (GPR) [6], e estratégias de compensação preditiva diretamente no CAD através de aprendizado de máquina [58].

Ademais, a influência intrínseca da ferramenta de conformação, outrora negligenciada em modelos estatísticos, foi definitivamente elucidada por Najm e Paniti [54]. Através de Redes Neurais Artificiais (ANN), eles demonstraram com clareza como o material, o formato da ponta (plana vs. hemisférica) e o raio da ferramenta determinam diretamente a formabilidade e a precisão das peças, atuando como variáveis cruciais no refinamento de qualquer modelo inteligente.

A Figura 7 apresenta a proposta de compensação da rigidez da chapa que está no processo de conformação.

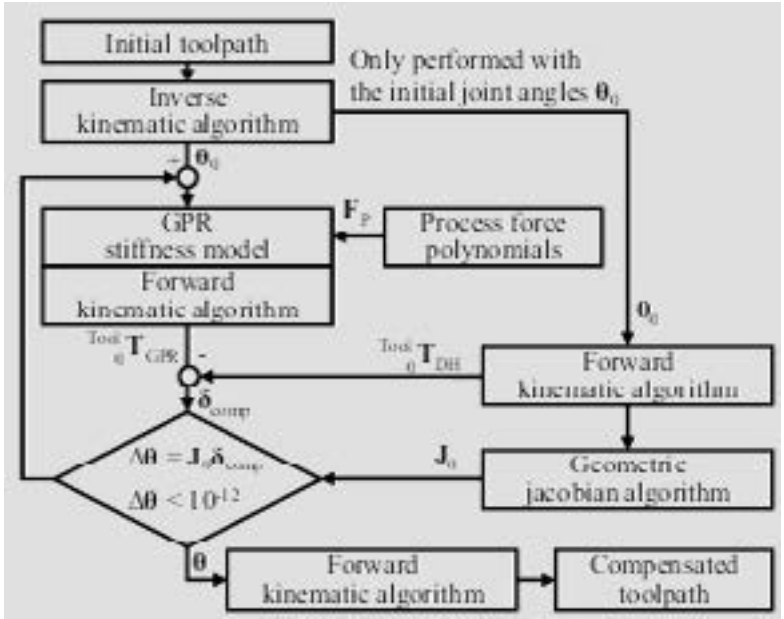



**Figura 7:** Método de compensação de rigidez.
**Fonte:** [6]

A Figura 8 representa o processo utilizado por Chen et al. [16] para digitalização do processo físico e como ele utiliza os modelos propostos para as etapas do processo.

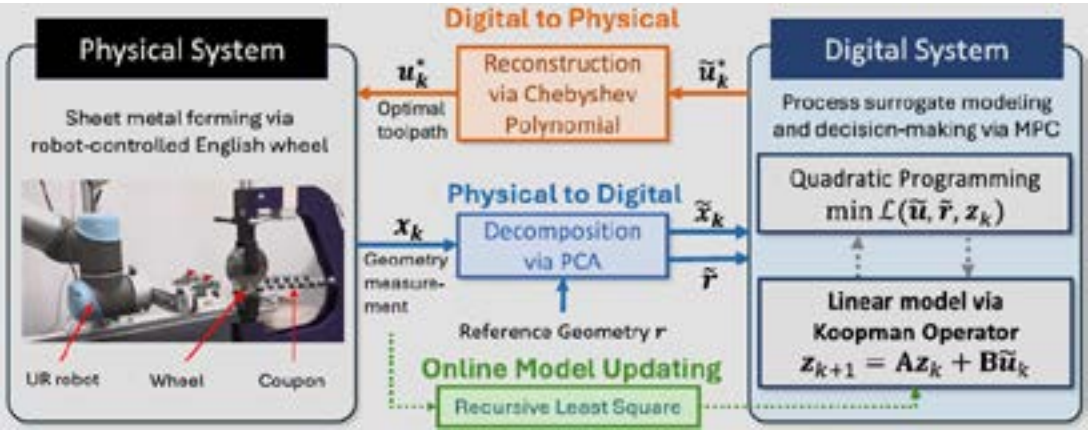



**Figura 8:** Representação do processo de construção e operação do Digital Twin.
**Fonte:** [16]

Ademais, a revisão sistemática desenvolvida por Harfoush et al. [42] reforça a necessidade imperativa de expandir a aplicação da inteligência artificial para novos materiais de difícil conformação e para processos híbridos. No que tange à modelagem preditiva de forças e desvios dimensionais, o emprego do sistema neuro-fuzzy adaptativo (ANFIS), de modelos profundos como *Deep Belief Networks* (DBN) e *Stacked Autoencoders* (SAE) por Akrichi et al [43]. demonstraram superioridade notável quando comparados às técnicas de regressão estatística clássicas.

Por fim, destaca-se a inovadora abordagem de Othmani et al. [44], que combinou o uso físico de chapas sacrificiais no arranjo sanduíche com uma estratégia de otimização híbrida via DOE e redes neurais (ANN), evidenciando que os modelos baseados em aprendizado de máquina superam as análises estatísticas tradicionais (ANOVA) na captura das fortes não-linearidades associadas ao *springback* e à rugosidade superficial.

5) Perspectivas Futuras e Integração em Gêmeos Digitais: A expansão recente da literatura reforça avanços cruciais na integração da inteligência artificial para superação de desafios práticos na estampagem incremental. Inicialmente, destaca-se o uso de Geração de Dados Virtuais (VDG) combinando MTD e PSO para aprimorar a precisão preditiva de redes BPNN em pequenos conjuntos de dados em até 42% [47].

Na otimização multi-objetivo, a aplicação de ANFIS combinado com NSGA-II demonstrou alta eficácia na otimização simultânea de força, espessura e rugosidade superficial [48], enquanto o uso de MANFIS atingiu uma precisão preditiva de 97,9% para exatidão geométrica, superando modelos tradicionais [49]. Sob uma perspectiva abrangente do estado da arte, mapearam-se as lacunas existentes no uso de IA para predição da vida útil de ferramentas [50]. Avançando nesta vertente de dados sintéticos, a escassez de dados industriais (*small data*) também tem sido combatida com técnicas generativas de ponta. Jing et al. [8] aplicaram Redes Adversárias Geradoras Tabulares Condicionais (CTGAN) para expandir dados de processos ISF com suporte de pressão estática (SPS-SPIF). Esse conjunto de dados de alta fidelidade alimentou uma Rede de Crença Profunda (DBN) que, otimizada pelo NSGA-II, alcançou uma precisão quase perfeita ($R^2$ = 0,979) na predição das precisões geométrica axial e radial.

No âmbito do monitoramento e da inteligência explicável, destaca-se o uso pioneiro de SHAP para explicabilidade de modelos preditivos do *pillow effect* e do perfil de parede [54], bem como a superioridade do modelo de série temporal NARX na predição de força online durante o hole flanging [52]. Na análise paramétrica e otimização multi-resposta, identificou-se a elevada influência (70,31%) do *step depth* por meio de Fuzzy AHP e Fuzzy TOPSIS [9], além da otimização simultânea de força, tensão, deformação e profundidade em compósitos

avançados de matriz metálica Fe-TiB2 [53].

Por fim, comprovou-se que as propriedades da ferramenta ditam a rugosidade da chapa, sob superioridade de ANN em relação a SVR [57], e observou-se uma redução de 80% no atrito mediante aplicação de vibração ultrassônica em ISF robotizado, sendo ANN e GPR os métodos mais eficientes para predição de força [11].

A Figura 9 apresenta toda a estrutura da proposta do trabalho Wang et al. [27], que demonstra um guia físico baseado em rede Mamba, sendo descrito todo o processo seguido pela solução.

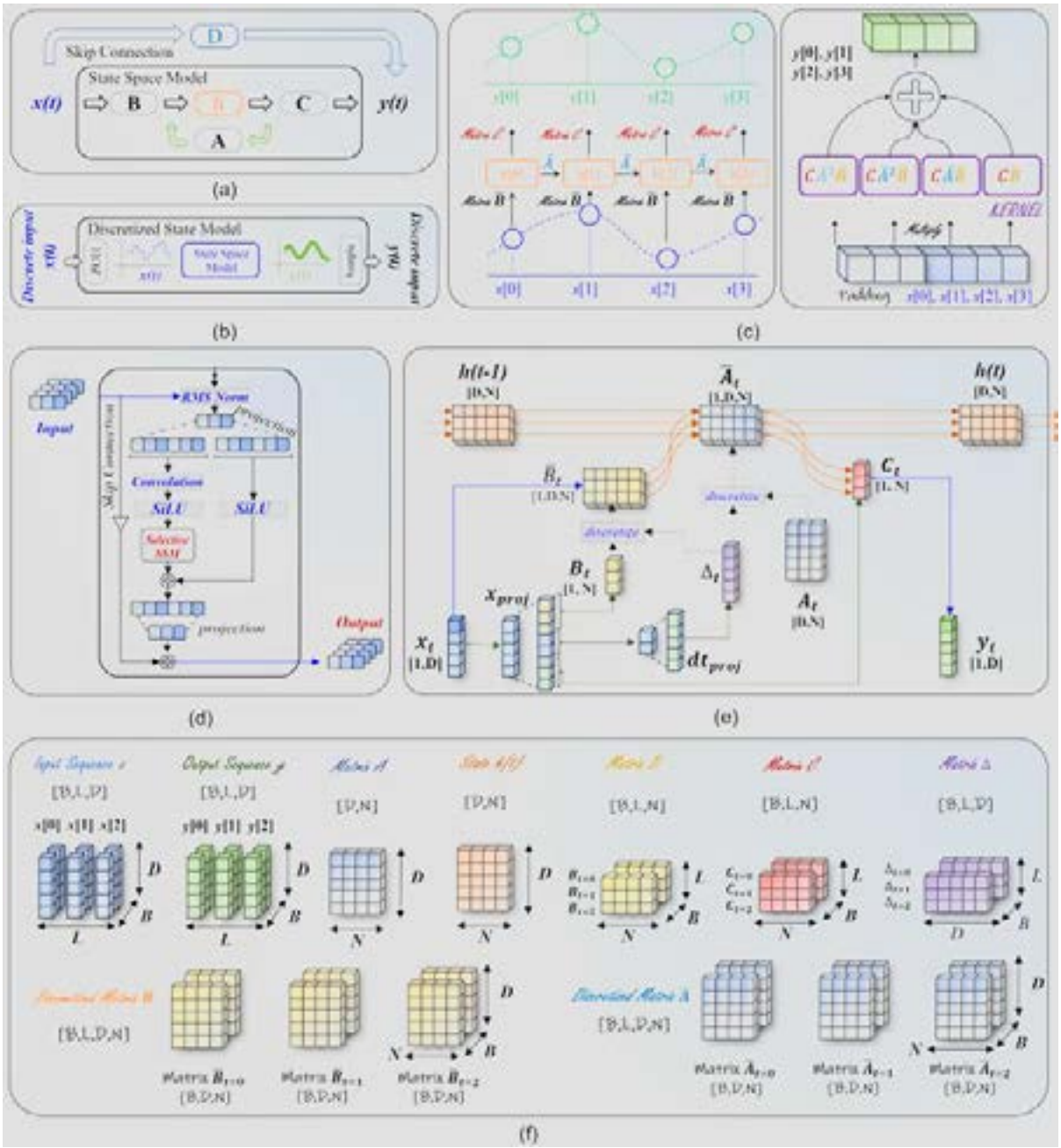



**Figura 9:** Arquitetura de espaço de estados seletivo Mamba para modelagem eficiente de sequências de forças. (a) Apresenta o SSM fundamental em tempo contínuo; (b) Resume a funcionalidade do SSM discreto; (c) Compara as perspectivas recorrente e convolucional da dinâmica discretizada; (d) Detalha os componentes estruturais do Mamba; (e) Apresenta o SSM seletivo com expansão paralela com suporte a hardware (hardware-aware); e (f) Visualiza as dimensões dos tensores de todas as matrizes de parâmetros que definem o processo de espaço de estados seletivo.
**Fonte:** [27]

## 4. CONCLUSÕES

A presente Revisão Sistemática da Literatura, que agora engloba a análise robusta de 55 artigos científicos, evidencia que a integração de técnicas de Inteligência Artificial e Aprendizado de Máquina promoveu uma verdadeira revolução na Estampagem Incremental de Chapas (ISF). A transição de abordagens puramente empíricas ou análises numéricas demoradas para sistemas orientados a dados mitigou significativamente fraquezas históricas do processo, como o *springback*, o *pillow effect* e a baixa precisão geométrica. No que tange à maturidade algorítmica, observa-se que as Redes Neurais Artificiais (ANN) e os sistemas neuro-fuzzy consolidaram-se como o padrão-ouro para predições estáticas. Contudo, a vanguarda tecnológica atual reside em arquiteturas de séries temporais (como NARX e LSTM) e aprendizados profundos que permitem a predição ultrarrápida do campo de deformação e das forças em tempo real, viabilizando o controle contínuo em ambientes robotizados complexos.

Além disso, o desafio clássico da escassez de dados em manufatura tem sido contornado de forma elegante por meio de técnicas de Geração de Dados Virtuais (VDG e CTGAN) e abordagens de *Transfer Learning*. Tais métodos provaram ser fundamentais para treinar modelos preditivos profundos sem a necessidade de ensaios exaustivos e onerosos. Outro avanço crucial diz respeito à transparência e ao controle dinâmico. A introdução de Inteligência Artificial Explicável (XAI), juntamente com métodos avançados de controle como o *Model Predictive Control Adaptativo* (AMPC), permitiu que os sistemas não apenas identificassem as causas-raiz dos defeitos de conformação, mas também gerassem compensações autônomas e iterativas nas trajetórias das ferramentas durante a própria usinagem.

Por fim, os horizontes da estampagem incremental se expandem com a aplicação dessas otimizações em compósitos de matriz metálica e materiais bi-metálicos, indicando que o ISF guiado por IA está preparado para atender às rigorosas exigências operacionais dos setores aeroespacial e de defesa. O futuro desta tecnologia consolida-se irreversivelmente no conceito de Gêmeos Digitais (*Digital Twins*), onde a visão computacional, o monitoramento por sensores avançados e as arquiteturas de aprendizado profundo atuarão em uníssono para garantir a excelência e o zero-defeito desde a primeira peça conformada.

## REFERÊNCIAS


[1] L. Schaeffer, *Conformação de Chapas Metálicas*, 1ª. Rio de Janeiro: Imprensa Livre, 2005.

[2] C. R. M. Marques, A. Daleffe, D. Fritzen, C. R. M. Marques, e G. de March, “Estudo do processo de estampagem incremental em chapas de titânio comercialmente puro ASTM F-67 grau 2 / Study of the incremental sheet forming in sheets of commercially pure titanium ASTM F-67 grade 2”, *Brazilian Journal of Development*, vol. 8, nº 4, p. 28454–28473, abr. 2022, doi: 10.34117/BJDV8N4-373.

[3] P. Gupta e J. Jeswiet, “Manufacture of an aerospace component by single point incremental forming”, *Procedia Manuf.*, vol. 29, nº 1, p. 112–119, jan. 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.02.113.

[4] Y. Bingqian *et al.*, “Springback prediction using point series and deep learning”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2024 132:9*, vol. 132, nº 9, p. 4723–4735, abr. 2024, doi: 10.1007/S00170-024-13632-6.

[5] J. D. Fischer, D. A. Bristow, e R. G. Landers, “Correction of Incremental Sheet Forming Using a Data-Driven Iterative Learning Controller”, *Proceedings of the American Control Conference*, vol. 2021-May, p. 2199–2204, maio 2021, doi: 10.23919/ACC50511.2021.9483113.

[6] J. Blumberg *et al.*, “Deformation error compensation of industrial robots in single point incremental forming by means of data-driven stiffness model”, *2021 26th International Conference on Automation and Computing: System Intelligence through Automation and Computing, ICAC 2021*, 2021, doi: 10.23919/ICAC50006.2021.9594138.

[7] A. Harfoush, K. R. Haapala, e A. Tabei, “Application of Artificial Intelligence in Incremental Sheet Metal Forming: A Review”, *Procedia Manuf.*, vol. 53, p. 606–617, jan. 2021, doi: 10.1016/J.PROMFG.2021.06.061.

[8] Z. S. Jing, J. Zheng, M. Yang, H. Zhang, H. Liu, e X. Chen, “Prediction of forming accuracy and process parameter optimization for SPS-SPIF”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2025 140:9*, vol. 140, nº 9, p. 5117–5137, set. 2025, doi: 10.1007/S00170-025-16588-3.

[9] P. Wankhede, M. V. K. Ram, K. Suresh, e A. Priyadarshini, “Integrated fuzzy AHP and fuzzy TOPSIS for multi response optimization in incremental forming process”, *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM) 2023 18:9*, vol. 18, nº 9, p. 6517–6529, mar. 2023, doi: 10.1007/S12008-023-01246-3.

[10] A. He, C. Wang, S. Liu, e P. A. Meehan, “Path planning algorithm based on adaptive model predictive control and learning-based parameter identification approach for incremental forming processes for product precision improvements”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2023 125:9*, vol. 125, nº 9, p. 4513–4528, fev. 2023, doi: 10.1007/S00170-023-10989-Y.

[11] V. Ostasevicius, I. Paleviciute, A. Paulauskaite-taraseviciene, V. Jurenas, D. Eidukynas, e L. Kizauskiene, “Comparative Analysis of Machine Learning Methods for Predicting Robotized Incremental Metal Sheet Forming Force”, *Sensors 2022, Vol. 22, Page 18*, vol. 22, nº 1, p. 18, dez. 2021, doi: 10.3390/S22010018.

[12] L. Cong e M. Otsu, “Development of Neural Network for Improving Forming Accuracy of Axisymmetric Shape in Incremental Forming”, *The Proceedings of Mechanical Engineering Congress, Japan*, vol. 2024, nº 0, p. J132-11, 2024, doi: 10.1299/JSMEMECJ.2024.J132-11.

[13] M. F. Gralha, J. P. G. Magrinho, J. M. C. Sousa, e M. B. Silva, “Development of a machine learning algorithm for geometric compensation of Single Point Incremental Forming (SPIF) process”, *MATEC Web of Conferences*, vol. 408, p. 02011, 2025, doi: 10.1051/MATECCONF/202540802011.

[14] J. Li, Z. Wang, S. Zhang, Y. Lin, L. Jiang, e J. Tan, “Task incremental learning-driven Digital-Twin predictive modeling for customized metal forming product manufacturing process”, *Robot. Comput. Integr. Manuf.*, vol. 85, p. 102647, fev. 2024, doi: 10.1016/J.RCIM.2023.102647.

[15] F. Wang *et al.*, “Mechanism-driven Digital Twin for proactive fracture prediction in incremental forming: A physics-guided analytical approach”, *J. Manuf. Syst.*, vol. 88, p. 1219–1249, out. 2026, doi: 10.1016/J.JMSY.2026.07.022.

[16] Y. P. Chen *et al.*, “Adaptive digital twin of sheet metal forming via proper orthogonal decomposition-based Koopman operator with model predictive control”, *J. Manuf. Syst.*, vol. 86, p. 762–773, jun. 2026, doi: 10.1016/J.JMSY.2026.04.004.

[17] B. Kitchenham e S. M. Charters, *Guidelines for performing Systematic Literature Reviews in Software Engineering*, 2º ed, vol. 3. Durham, 2006. Acessado: 29 de setembro de 2026. [Online]. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/302924724_Guidelines_for_performing_Systematic_Literature_Reviews_in_Software_Engineering

[18] J. Cao *et al.*, “Manufacturing of advanced smart tooling for metal forming”, *CIRP Annals*, vol. 68, nº 2, p. 605–628, jan. 2019, doi: 10.1016/J.CIRP.2019.05.001.

[19] J. Cao, M. Bambach, M. Merklein, M. Mozaffar, e T. Xue, “Artificial intelligence in metal forming”, *CIRP Annals*, vol. 73, nº 2, p. 561–587, jan. 2024, doi: 10.1016/J.CIRP.2024.04.102.

[20] S. Darzi, A. S. Ebrahim, B. L. Kinsey, e J. Ha, “Improving geometric accuracy of double-sided incremental forming using machine learning”, *CIRP Annals*, vol. 75, nº 1, p. 347–351, jan. 2026, doi: 10.1016/J.CIRP.2026.04.034.

[21] J. Gao, Z. Cai, X. Zhang, e Z. Zhang, “Shape prediction in continuous roll forming of sheet metal based on rigid rolls”, *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 279, p. 109513, out. 2024, doi: 10.1016/J.IJMECSCI.2024.109513.

[22] Y. Cai, W. Zhang, F. Shi, P. He, e W. Zhang, “A scale-decoupled and physics-consistent diffusion model for springback displacement field prediction of doubly-curved hull plates”, *Ocean Engineering*, vol. 363, nº P2, p. 126669, ago. 2026, doi: 10.1016/J.OCEANENG.2026.126669.

[23] S. Song *et al.*, “A geometric accuracy feed-back control approach for incremental forming multi-featured components based on neural network and physical model”, *Eng. Appl. Artif. Intell.*, vol. 176, p. 114685, jul. 2026, doi: 10.1016/J.ENGAPPAI.2026.114685.

[24] M. A. da Silveira Dib, P. Prates, e B. Ribeiro, “SecFL – Secure Federated Learning Framework for predicting defects in sheet metal forming under variability”, *Expert Syst. Appl.*, vol. 235, p. 121139, jan. 2024, doi: 10.1016/J.ESWA.2023.121139.

[25] X. Yan, P. Gao, M. Zhan, e X. Li, “Dynamic optimization of die-less spinning process through autonomous modeling of time-varying forming law”, *J. Manuf. Process.*, vol. 120, p. 1049–1062, jun. 2024, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2024.05.011.

[26] M. R. Jamli e N. M. Farid, “The sustainability of neural network applications within finite element analysis in sheet metal forming: A review”, *Measurement*, vol. 138, p. 446–460, maio 2019, doi: 10.1016/J.MEASUREMENT.2019.02.034.

[27] F. Wang *et al.*, “Physics-guided Mamba network for real-time force prediction in Incremental Sheet Forming: A hybrid data-physics approach”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 351, p. 119296, maio 2026, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2026.119296.

[28] H. Choi e C. Lee, “A mathematical model to predict thickness distribution and formability of incremental forming combined with stretch forming”, *Robot. Comput. Integr. Manuf.*, vol. 55, p. 164–172, fev. 2019, doi: 10.1016/J.RCIM.2018.07.014.

[29] D. T. Bowen, I. M. Russo, C. J. Cleaver, J. M. Allwood, e E. G. Loukaides, “From art to part: Learning from the traditional smith in developing flexible sheet metal forming processes”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 299, p. 117337, jan. 2022, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2021.117337.

[30] Z. Jiang, K. F. Ehmann, e J. Cao, “Prediction of forming temperature in electrically-assisted double-sided incremental forming using a neural network”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 302, p. 117486, abr. 2022, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2021.117486.

[31] R. Rakshit, B. S. Katiyar, C. N. Tomé, S. K. Panda, e S. Mandal, “A finite element coupled visco-plastic self-consistent simulation to predict micro-texture and anisotropy evolution during single point incremental

forming in Al-Li alloy", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 312, p. 117834, mar. 2023, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2022.117834.

[32] H. Wang, H. Lim, e J. W. Yoon, "Stress-aware graph neural network for springback prediction considering material variations", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 348, p. 119189, fev. 2026, doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2025.119189.

[33] S. Choudhary, N. Choudhary, S. Kumari, A. Kumari, e A. Mulay, "Application of artificial neural network in predicting the performance of SPIF for aerospace grade AA7075-T6", *J. Alloys Compd.*, vol. 1010, p. 177146, jan. 2025, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2024.177146.

[34] X. Zhao, M. Cai, P. Shi, Z. Li, D. Han, e X. Tong, "Intelligent method combining models and process data for springback prediction in sheet metal stamping", *Eng. Appl. Artif. Intell.*, vol. 173, p. 114327, jun. 2026, doi: 10.1016/J.ENGAPPAI.2026.114327.

[35] C. Zhang, X. Chen, D. Wang, R. Wang, C. Zhang, e Y. Zhou, "A slope-sequence-based deep learning framework for springback prediction and compensation in multi-point stretch forming", *Eng. Appl. Artif. Intell.*, vol. 181, p. 115306, out. 2026, doi: 10.1016/J.ENGAPPAI.2026.115306.

[36] Y. Guo, G. Kosec, L. Wang, e M. Abdel Wahab, "A Transfer Learning method for deep drawing force prediction of sheet metal", *European Journal of Mechanics - A/Solids*, vol. 114, p. 105780, nov. 2025, doi: 10.1016/J.EUROMECHSOL.2025.105780.

[37] E. Stefanovska e T. Pepelnjak, "Optimising predictive accuracy in sheet metal stamping with advanced machine learning: A LightGBM and neural network ensemble approach", *Advanced Engineering Informatics*, vol. 65, p. 103103, maio 2025, doi: 10.1016/J.AEI.2024.103103.

[38] C. Wang, A. He, S. Liu, e P. A. Meehan, "Learning-based model predictive control for two-point incremental sheet forming", *J. Manuf. Process.*, vol. 105, p. 187–198, nov. 2023, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2023.09.040.

[39] S. Duan, D. Kozjek, E. Mehr, M. Anders, e J. Cao, "Forming force prediction in double-sided incremental forming via GNN-based transfer learning", *J. Manuf. Process.*, vol. 120, p. 867–877, jun. 2024, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2024.04.093.

[40] A. Asghar, S. He, P. Hu, e M. Duan, "Dynamic mode decomposition-based modeling and toolpath optimization of a robotic single point incremental forming process", *J. Manuf. Process.*, vol. 167, p. 507–531, jun. 2026, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2026.03.017.

[41] P. E. Romero, O. Rodriguez-Alabanda, E. Molero, e G. Guerrero-Vaca, "Use of the support vector machine (SVM) algorithm to predict geometrical accuracy in the manufacture of molds via single point incremental forming (SPIF) using aluminized steel sheets", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, p. 1562–1571, nov. 2021, doi: 10.1016/J.JMRT.2021.08.155.

[42] A. Harfoush, K. R. Haapala, e A. Tabei, "Application of Artificial Intelligence in Incremental Sheet Metal Forming: A Review", *Procedia Manuf.*, vol. 53, p. 606–617, jan. 2021, doi: 10.1016/J.PROMFG.2021.06.061.

[43] S. Akrichi, A. Abbassi, S. Abid, e N. Ben yahia, "Roundness and positioning deviation prediction in single point incremental forming using deep learning approaches", *Advances in Mechanical Engineering*, vol. 11, nº 7, jul. 2019, doi: 10.1177/1687814019864465.

[44] R. Othmani, S. Akrichi, e N. Ben Yahia, "Enhanced single point incremental forming process through sacrificial sheet usage: A hybrid optimization using design of experiments and artificial intelligence", *Advances in Mechanical Engineering*, vol. 18, nº 3, mar. 2026, doi: 10.1177/16878132261432604;REQUESTEDJOURNAL:JOURNAL:ADEA;JOURNAL:JOURNAL:ADEA;ISSUE:ISSUE:DOI.

[45] S. Pratheesh Kumar, V. Joseph Stanley, e S. Nimesha, "Data-driven approaches in incremental forming: Unravelling the path to enhanced manufacturing efficiency using data acquisition", *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 8, nº 2, p. 165–181, mar. 2025, doi: 10.1016/J.IJLMM.2024.10.001.

[46] T. Brzobohatý, E. Viščorová, P. Scholz, M. Jarošová, e F. Zaoral, "AI-based surrogate modelling for incremental sheet metal forming using large-scale dataset", *Results in Engineering*, vol. 29, p. 109927, mar. 2026, doi: 10.1016/J.RINENG.2026.109927.

[47] Z. Liu e Y. Li, "Small data-driven modeling of forming force in single point incremental forming using neural networks", *Engineering with Computers 2019 36:4*, vol. 36, nº 4, p. 1589–1597, maio 2019, doi: 10.1007/S00366-019-00781-6.

[48] K. Maji e G. Kumar, "Inverse analysis and multi-objective optimization of single-point incremental forming of AA5083 aluminum alloy sheet", *Soft Computing 2019 24:6*, vol. 24, nº 6, p. 4505–4521, jul. 2019, doi: 10.1007/S00500-019-04211-Z.

[49] D. Moses Raja Cecil, "A MANFIS-based geometric deviation prediction and optimal parameter selection for SPIF geometric accuracy improvement", *Soft Computing 2021 25:23*, vol. 25, nº 23, p. 14829–14840, out. 2021, doi: 10.1007/S00500-021-06253-8.

[50] A. Nagargoje *et al.*, "Application of artificial intelligence techniques in incremental forming: a state-of-the-art review", *Journal of Intelligent Manufacturing 2021 34:3*, vol. 34, nº 3, p. 985–1002, nov. 2021, doi: 10.1007/S10845-021-01868-Y.

[51] S. M. Najm e I. Paniti, "Investigation and machine learning-based prediction of parametric effects of single point incremental forming on pillow effect and wall profile of AlMn1Mg1 aluminum alloy sheets", *Journal of Intelligent Manufacturing 2022 34:1*, vol. 34, nº 1, p. 331–367, out. 2022, doi: 10.1007/S10845-022-02026-8.

[52] L. I. Besong, J. Buhl, e M. Bambach, “Online force prediction by neural networks in single point incremental hole flanging operations”, *Journal of Intelligent Manufacturing 2024 37:1*, vol. 37, nº 1, p. 31–43, dez. 2024, doi: 10.1007/S10845-024-02512-1.

[53] A. Bouhamed, H. Ellouz, e H. Jrad, “Numerical optimization of SPIF for steel matrix composites using an elastoplastic damage model and desirability-based RSM”, *International Journal of Material Forming 2025 18:3*, vol. 18, nº 3, p. 59-, jun. 2025, doi: 10.1007/S12289-025-01920-9.

[54] S. M. Najm e I. Paniti, “Artificial neural network for modeling and investigating the effects of forming tool characteristics on the accuracy and formability of thin aluminum alloy blanks when using SPIF”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2021 114:9*, vol. 114, nº 9, p. 2591–2615, abr. 2021, doi: 10.1007/S00170-021-06712-4.

[55] A. He, C. Wang, S. Liu, e P. A. Meehan, “On-line autonomous path optimization for multi-pass incremental forming using model predictive control”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2021 116:9*, vol. 116, nº 9, p. 3339–3353, jul. 2021, doi: 10.1007/S00170-021-07616-Z.

[56] A. He, M. P. Kearney, K. J. Weegink, C. Wang, S. Liu, e P. A. Meehan, “A model predictive path control algorithm of single-point incremental forming for non-convex shapes”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2020 107:1*, vol. 107, nº 1, p. 123–143, fev. 2020, doi: 10.1007/S00170-020-04989-5.

[57] S. M. Najm e I. Paniti, “Predict the Effects of Forming Tool Characteristics on Surface Roughness of Aluminum Foil Components Formed by SPIF Using ANN and SVR”, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing 2020 22:1*, vol. 22, nº 1, p. 13–26, nov. 2020, doi: 10.1007/S12541-020-00434-5.

[58] C. Wang, A. He, K. J. Weegink, S. Liu, e P. A. Meehan, “3D surface representation and trajectory optimization with a learning-based adaptive model predictive controller in incremental forming”, *J. Manuf. Process.*, vol. 58, p. 796–810, out. 2020, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2020.08.062.

[59] X. Jiang, L. Zhou, e P. Li, “Maximum Thinning Rate Prediction of Friction Heat Single-Point Incremental Forming for AZ31B Magnesium Alloy Based on BP Neural Network”, *https://doi.org/10.1142/S0219686724500197*, vol. 23, nº 2, p. 461–477, mar. 2024, doi: 10.1142/S0219686724500197.

[60] X. D. To *et al.*, “Robotized Incremental Sheet Forming trajectory control using deep neural network for force/torque compensator and task-space error tracking controller”, *Mechatronics*, vol. 110, p. 103360, out. 2025, doi: 10.1016/J.MECHATRONICS.2025.103360.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ANÁLISE EXPERIMENTAL, NUMÉRICA E ANALÍTICA DA INFLUÊNCIA DO RAIO DO PUNÇÃO NO PROCESSO DE DOBRAMENTO LIVRE EM V DO AÇO USI-LN-900MC.

Eduardo José de Freitas Frare [1]
Matheus Riffel [2]
Rafael Pandolfo da Rocha [3]
Lirio Schaeffer [4]

## RESUMO

**O objetivo deste trabalho é correlacionar o resultado encontrado para Força de dobramento, Deformação Verdadeira na região da dobra e Retorno Elástico no processo de dobramento livre em V, utilizando o aço de alta resistência USI-LN-900MC (equivalente aos aços EN 10149-S900MC), por meio de ensaio experimental, simulação numérica e cálculo analítico, analisando o grau de conformidade entre os resultados. Os valores do ensaio de tração foram inseridos no software de simulação numérica e nos cálculos analíticos, já a operação de dobramento foi realizada sob condições diferentes, utilizando três raios de punções distintos ($r_p$ = 5, 8 e 12mm). Os resultados indicaram que o raio do punção influenciou na Força de dobramento, mostrando que, quando se tem um raio de punção maior, também será maior a força empregada no processo, visto que a superfície de contato "punção x chapa" aumenta. Quando analisados os quesitos de Deformação das fibras externas e o Retorno elástico, a condição é contrária, mostrando que, quanto maior o raio do punção, menor a deformação e o retorno elástico causado na peça, devido a dobra ser menos acentuada. Nos três parâmetros analisados, os resultados obtidos por meio da simulação numérica e do cálculo analítico apresentaram diferenças em relação aos resultados experimentais. Para os raios do punção de 5 e 8 mm, essas diferenças ficaram entre -30% e +30%, para o raio do punção de 12mm as diferenças ficaram entre -10% e +20%. Dessa forma, este trabalho contribui para melhorar a compreensão dos parâmetros envolvidos no processo de dobramento, como também entender melhor o comportamento dos aços de alta resistência.**

**Palavras-chave: Dobramento, chapa metálica, aço de alta resistência**.

# EXPERIMENTAL, NUMERICAL AND ANALYTICAL ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF PUNCH RADIUS ON THE FREE V-BENDING PROCESS OF USI-LN-900MC STEEL.


## ABSTRACT

**The objective of this study is to correlate the results obtained for Bending Force, True Strain in the bending region, and Springback in the free V-bending process, using the high-strength steel USI-LN-900MC (equivalent to EN 10149-S900MC steels), through experimental testing, numerical simulation, and analytical calculation, analyzing the degree of agreement among the results. The tensile test values were input into the numerical simulation software and used in the analytical calculations, while the bending operation was performed under different conditions, using three different punch radii (rp = 5, 8, and 12 mm). The results indicated that the punch radius influenced the Bending Force, showing that, when a larger punch radius is used, the force applied during the process is also greater, since the "punch × sheet" contact surface increases. When the Outer Fiber Strain and Springback were analyzed, the condition was the opposite, showing that the larger the punch radius, the lower the strain and springback caused in the part, due to the less pronounced bend. For the three parameters analyzed, the results obtained through numerical simulation and analytical calculation presented differences compared with the experimental results. For punch radii of 5 and 8 mm, these differences ranged from -30% to +30%, while for the 12 mm punch radius, the differences ranged from -10% to +20%. Therefore, this study contributes to improving the understanding of the parameters involved in the bending process, as well as to a better understanding of the behavior of high-strength steels.**


**Keywords: Bending, Sheet metal, High Strength Steel.**

## 1. INTRODUÇÃO

Todo processo pode ser aprimorado, principalmente quando se busca melhorar a eficiência. O aperfeiçoamento pode se dar por diferentes motivos: proporcionar maior segurança, melhorar desempenho, diminuir perdas, melhorar a relação "custo x benefício", etc. Esse trabalho tem aspecto cientifico e tecnológico, em razão de almejar um maior entendimento e se fazer melhor uso do processo de dobramento, tendo em vista a importância e responsabilidade atribuída a esse processo.

Nesse trabalho será utilizado o aço USI-LN-900MC que integra a categoria dos aços de alta resistência (HSS) fornecidos pela empresa Usiminas, apresentando boa capacidade de conformação a frio, bom desempenho em soldabilidade e tenacidade à baixas temperaturas, além de resistência a fadiga. O aço USI-LN-900MC é bastante utilizado no setor de implementos rodoviários, contribuindo para a fabricação de fueiros, semirreboque porta-container, reboque para transporte de máquinas, chassis, longarinas, bem como reforços estruturais. Atualmente existem poucos trabalhos disponíveis para pesquisa sobre essa classe de aços (900MPa).

O processo de dobramento é relativamente simples e a sua ampla utilização na indústria ocorre devido ao bom acabamento superficial, baixo custo de fabricação, além da redução de peso. No entanto, os esclarecimentos tecnológicos com seus fundamentos científicos são um pouco recentes, e a sua relevância abrange desde componentes de geometria simples até mesmo estruturas complexas voltadas a indústria na area de transportes. [3]

De acordo com o avanço tecnológico da indústria se faz importante o conhecimento das características e comportamento do material, afim de se ter uma aplicação mais precisa e segura nos projetos.

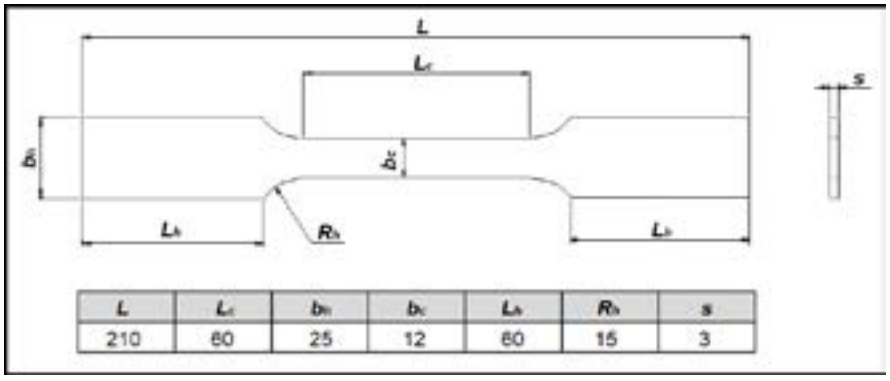
Esse estudo tem como objetivo examinar o efeito do uso de três raios de punções *($r_p$)* diferentes 5, 8 e 12mm em alguns dos parâmetros do processo de dobramento livre em V - Força de dobramento *($F_d$)*, Deformação verdadeira *($\varphi$)* e retorno elástico - utilizando-se chapas do aço de alta resistência USI-LN-900MC com 3mm de espessura. Considerando que peças dobradas vêm sendo cada vez mais utilizadas na indústria, como também os aços de alta resistência, optou-se por utilizar o material USI-LN-900MC em virtude da sua alta resistência mecânica, e bom desempenho na conformação a frio. Além disso, serão executadas simulações numéricas com esses diferentes raios de punções, utilizando o software SIMUFACT FORMING 15®, afim de comparar os resultados obtidos de forma analítica e experimentalmente.

## 2. METODOLOGIA

As chapas metálicas utilizadas nos ensaios de dobramento deste estudo são do aço de alta resistência LN900MC, produzido pela empresa Usiminas e identificado como USI-LN-900MC. O estudo é desenvolvido da seguinte forma: Caracterização Mecânica; Análise Experimental; Simulação Computacional; Cálculos Analíticos.

### 2.1 Caracterização Mecânica

Os procedimentos aplicados para a realização deste ensaio, bem como a geometria do tipo “gravata” e o dimensional dos corpos de prova utilizados estão de acordo com os requisitos da norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013, conforme ilustrado na Figura 1. Foram ensaiadas três amostras para cada direção de laminação do material (0°, 45° e 90°).




| L | Lc | b0 | bc | La | R | s |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 210 | 60 | 25 | 12 | 60 | 15 | 3 |

Figura 1 – Amostras utilizadas no ensaio de tração.

Os ensaios foram executados à temperatura ambiente, utilizando uma máquina de ensaio universal da marca SHIMADZU, modelo 23-600, com capacidade de carga de 300kN. Para o ensaio, os corpos de prova foram inseridos nas garras mecânicas do equipamento e tracionados a uma velocidade constante de 5mm/min até o rompimento. Durante o ensaio foram coletados os dados de “força e deslocamento”, utilizados para a construção da curva de engenharia e de escoamento do material.

#### 2.1.1 Curva de engenharia

Na curva tensão-deformação de engenharia *($\sigma$ x $\varepsilon$)* ilustrada na Figura 2 é possível identificar algumas das propriedades mecânicas mais importantes dos materiais metálicos. A construção da curva se dá através dos valores de tensão longitudinal *($\sigma$)* em função da

deformação relativa *(Ɛ)*. Na (região 1) o material encontra-se na zona elástica, onde o seu alongamento é proporcional a força aplicada, ou seja, quando a carga é retirada o corpo de prova retorna as suas dimensões inicias. Na (região 2) assim que a carga ultrapassa a região elástica o material sofre deformação permanente e, com o avanço progressivo da sua deformação, aumenta-se cada vez mais a tensão necessária para dar continuidade ao processo de deformação plástica, esse fenômeno é conhecido como encruamento ou trabalho a frio.

Com o aumento significativo da tensão tem-se, por outro lado, a redução da área da seção transversal do corpo de prova em consequência da sua elongação. Contudo, o corpo de prova atinge um ponto em que a redução expressiva da area da seção transversal ocasiona a concentração de tensões triaxiais num determinado ponto do material, fazendo com que ele se torne mais suscetível ao afinamento abrupto (início do empescoçamento). O surgimento do pescoço na amostra condiz com o momento em que foi aplicada a carga máxima *($\sigma_{máx}$)* durante o ensaio de tração, de modo que, posteriormente, a carga e a tensão necessária para deformar o corpo de prova diminuirão com a redução abrupta da seção transversal até se atingir a fratura (região 3). [6]

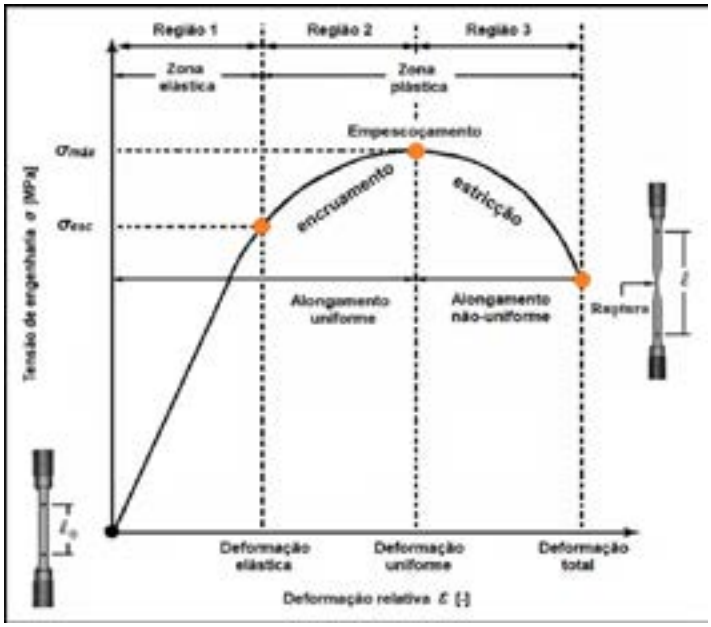



Figura 2 – Curva tensão-deformação de engenharia. [4]

A tensão convencional ou de engenharia *(σ)* se dá em função da carga instantânea aplicada *($F_i$)* e da área inicial da seção transversal do corpo de prova *($A_0$)*, enquanto a deformação relativa *(Ɛ)* é dada pela razão entre a variação do comprimento da amostra *($\Delta_l$)* e o seu comprimento inicial *($L_0$)*, conforme descrevem as Equações 1 e 2. [12]

$$\sigma = \frac{F_i}{A_0} \tag{1}$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta_l}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \tag{2}$$

2.1.2 Curva de escoamento

A curva tensão-deformação de engenharia *(σ x Ɛ)* não demonstra com eficácia o real comportamento das tensões e deformações plasticas de um material metálico, pois faz uso das dimensões originais do corpo de prova, conforme mencionam as Equações 1 e 2, enquanto no ensaio de tração essas dimensões são alteradas constantemente. No entanto, deve-se obter dados de tensão e deformação que estejam referenciados pelas dimensões instantâneas do corpo de prova, ilustrando seu comportamento plástico verdadeiro. Para essa finalidade, representa-se as características de escoamento dos metais através da curva "tensão verdadeira x deformação verdadeira", também chamada de curva de escoamento. A curva de escoamento é gerada utilizando os dados de tensão e deformação verdadeiras, relativas a zona de deformação plástica uniforme. A Figura 3 ilustra a relação entre a curva de engenharia e a de escoamento, onde é possível notar que na curva de escoamento mesmo após a redução abrupta da área da seção transversal da amostra - em consequência da formação do pescoço - o material continua encruando até a ruptura, não havendo redução da tensão longitudinal. Mesmo havendo a redução de carga aplicada no momento em que se forma o pescoço, a redução expressiva da área da seção transversal da amostra compensa essa redução da força, permitindo que a tensão verdadeira permaneça em ascensão até a ruptura do metal. [8]

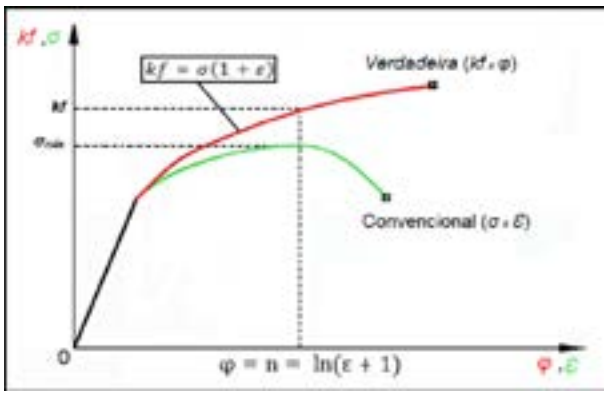



Figura 3 – Relação entre as curvas de engenharia e de escoamento[12]

A tensão verdadeira *(kf)* é a tensão aplicada a um corpo de prova - submetido a um carregamento uniaxial – que promove o escoamento do material, ou seja, no momento que a deformação plástica inicia. Essa tensão também pode ser denominada como "resistência ao escoamento" [7]. A tensão verdadeira *(kf)* faz relação entre a carga aplicada *($F_i$)* e a area instantânea da seção transversal da amostra *($A_i$)*, podendo ser reescrita em função da tensão de engenharia *(σ)* e da deformação relativa *(Ɛ)*, conforme descrevem as Equações 3 e 4. [8]

$$kf = \frac{F_i}{A_i} \tag{3}$$

$$kf = \sigma . (\varepsilon + 1) \tag{4}$$

A deformação verdadeira *(φ)* correlaciona o comprimento inicial *($L_0$)* e o comprimento instantâneo da amostra *($L_i$)*, como também pode ser apresentada por uma relação

estabelecida com a deformação relativa *(Ɛ)*, conforme descrevem as Equações 5 e 6. Essas equações se fazem úteis somente até a formação do pescoço, visto que admitem que o volume da amostra é constante e que a distribuição das deformações seja uniforme ao longo do seu comprimento útil. Posteriormente a região do pescoço, deve ser utilizada a Equação 7, onde é relacionada a area inicial *($A_0$)* com a área instantânea do pescoço *($A_i$)*. [6]

$$\varphi = ln\left(\frac{L_1}{L_0}\right) \tag{5}$$

$$\varphi = ln(1+\varepsilon) \tag{6}$$

$$\varphi = ln\left(\frac{A_0}{A_i}\right) \tag{7}$$

Em geral a curva de escoamento *(kf x φ)* dos metais pode ser expressa por uma relação potencial simples, conhecida como Lei de Ludwik-Hollomon (Equação 8), como também pode ser representada através de um gráfico duplo logarítmico da tensão verdadeira *(kf)* e da deformação verdadeira *(φ)*, conforme descreve a Equação 9. [11]

$$kf = C.\varphi^n \tag{8}$$

$$log\,kf = log\,C + n.log\,\varphi \tag{9}$$

## 2.2 Análise Experimental

Para a realização dos ensaios tomou-se como base as instruções da norma ABNT NBR 7438 (2022), no entanto alguns critérios foram repensados, visando otimizar o ensaio e abranger um número maior de parâmetros fixos, podendo assim entender melhor a influência do parâmetro variável "raio do punção *($r_p$)*" no comportamento do material.

Afim de se obter maior clareza dos parâmetros envolvidos no ensaio de dobramento foi desenvolvido um desenho esquemático, contemplando os parâmetros que foram considerados como fixos, conforme ilustra a Figura 4.

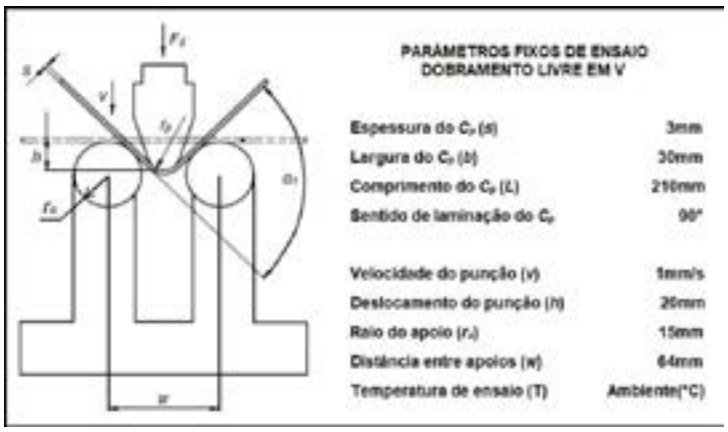



Figura 4 – Parâmetros fixos no ensaio de dobramento.

Inicialmente foi definido que todos os corpos de prova *($C_p$)* teriam o mesmo sentido de laminação, nesse caso 90°, com isso foi possível obter maior precisão nos resultados e eliminar possíveis variações que os demais ângulos de laminação pudessem apresentar. Esse critério foi estipulado com base nas recomendações encontradas nas literaturas, onde é aconselhável efetuar a dobra em um eixo perpendicular ao sentido de laminação com intuito de evitar trincas na superfície. Nos parâmetros relacionados ao punção foram feitas algumas ponderações, onde foi definido que o único parâmetro variável do ensaio seriam os raios dos punções *($r_p$)*, afim de analisar com maior atenção qual a sua influência no processo de dobramento. A velocidade do punção *(v)* de 1mm/s foi empregada conforme orientado pela norma ABNT NBR 7438 (2016). Já para o deslocamento do punção *(h)* a norma fornece um cálculo como referência para executar uma dobra considerando o deslocamento do punção (anexo A da norma), sendo assim, no presente estudo foi adotado como parâmetro fixo o deslocamento necessário para executar uma dobra de 90° no corpo de prova *($C_p$)*, utilizando o $r_p$ = 12mm. Em todos os ensaios a origem do punção - antes de iniciar o deslocamento - era referenciada faceando o corpo de prova ao centro de sua superfície superior. Para definir os raios dos punções de dobra *($r_p$)* foi utilizada como referência a norma EN-10149-S900MC, conforme ilustra a Tabela 1**.**

Tabela 1 - Valores para os raios dos punções ($r_p$) (EN-10149) [5].

| Material | Tensão de escoamento de engenharia $\sigma_{esc}$ mínima (MPa) | Tensão máxima $\sigma_{máx}$ (MPa) | Alongamento mínimo $\delta$ (%) | | Raio mínimo de dobramento $r_{min}$ (mm) |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | Para $s < 3$ $L0 = 80mm$ | Para $s \geq 3$ $L0 = 5{,}65\sqrt{s_0}$ | |
| S900MC | 900 | 930 - 1200 | 7 | 8 | $3{,}5*s$ |

Para definir a distância entre os apoios *(w)* foi utilizado o mesmo cálculo padrão que a norma fornece (citado acima) - distância necessária entre os apoios para a execução da dobra - considerando a espessura da chapa *(s)* e o raio do punção *($r_p$)*. No presente estudo foi adotado como parâmetro fixo a distância entre apoios *(w)* necessária quando utilizado o raio do punção ($r_p$ = 12mm).

### 2.2.1 Força de Dobramento

Para mensurar a força de dobramento *($F_d$)* foram analisados três (3) ensaios para cada raio de punção *($r_p$),* conforme ilustra a Figura 5. Através dos três ensaios foi gerada a curva "força de dobramento *($F_d$)* x deslocamento do punção *(h)*", considerando a média dos valores de acordo com cada raio de punção *($r_p$)* utilizado.

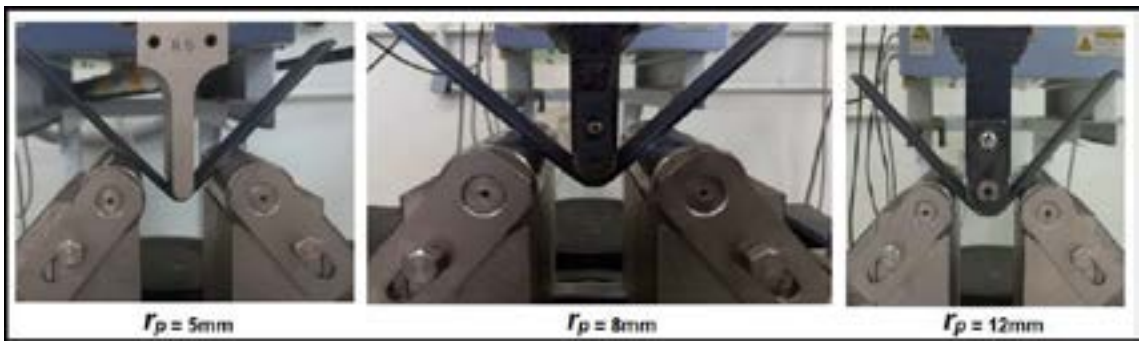



Figura 5 - Ensaios de dobramento com cada raio de punção ($r_p$).

2.2.2 Deformação Verdadeira

Para mensurar a deformação relativa *($\mathcal{E}_d$)* e verdadeira *($\varphi$)* na região dobrada foi feita a gravação a laser de uma malha circular na superfície do corpo de prova *($C_p$)*. Essa gravação contém círculos de mesmo diâmetro (2,5mm), conforme ilustra a Figura 6.



Figura 6 – Marcação a laser dos círculos no corpo de prova de dobramento.

Após o ensaio de dobramento os círculos tornaram-se elipses, podendo assim ser mensurada a deformação ocasionada na superfície do corpo de prova. Para efetuar a medição foi utilizada uma régua flexível e transparente que conta com duas escalas de medidas, onde no lado esquerdo é possível obter os valores equivalentes a deformação relativa *($\mathcal{E}_d$)* expressos em porcentagem (%) e no lado direito tem-se os valores equivalentes a deformação verdadeira *($\varphi$)*. Todas as medições foram efetuadas considerando as elipses centrais do corpo de prova *($C_p$)*, devido as bordas apresentarem “cantos vivos”, podendo conter acumulo de tensão. A Figura 7 ilustra a medição das deformações do corpo de prova após o ensaio de dobramento.

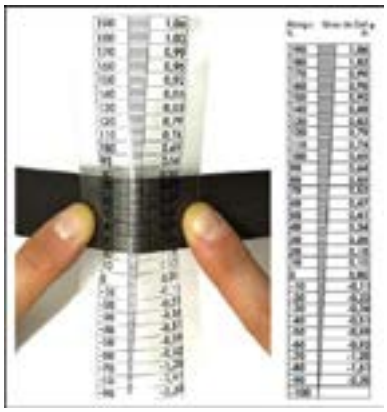


Figura 7 - Medição das deformações do corpo de prova após o ensaio de dobramento.

2.2.3 Retorno Elástico

Para mensurar o retorno elástico foram feitas duas medições de ângulo do corpo de prova *($C_p$)*, sendo a primeira durante o ensaio no momento em que o punção chegou em seu final de curso ainda com força aplicada e antes do retorno elástico *($\alpha_1$)*. Nessa medição, a máquina foi programada para parar no fim de curso por um tempo determinado e então, a carga era retirada. Foram acopladas duas chapas guias que serviram de base para o goniômetro (transferidor de ângulo), conforme ilustra a Figura 8



Figura 8 - Medição do ângulo durante o ensaio de dobramento.

Já a segunda medição foi efetuada em bancada após o ensaio, utilizando um goniômetro simples, nessa condição não havia força aplicada e o corpo de prova já havia efetuado o seu retorno elástico (α2), conforme ilustra a Figura 9.

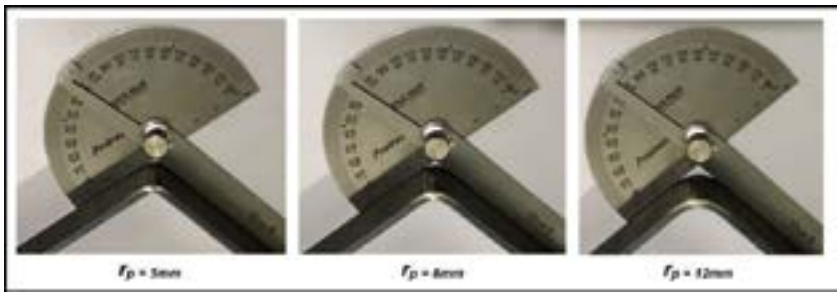


Figura 9 - Medição do ângulo após o ensaio de dobramento.

Após as medições, foi definido o ângulo de retorno elástico *($\alpha_s$)* e os resultados obtidos de *($\alpha_1$)* e *($\alpha_2$)* foram utilizados na Equação 10 [13] para determinar o valor do fator de retorno elástico *($K_r$)*.

$$Kr = \frac{\alpha_1}{\alpha_2} = \frac{r_{i1} + 0{,}5 * s}{r_{i2} + 0{,}5 * s} \quad (10)$$

2.3 Simulação Computacional

Para o presente estudo optou-se em utilizar o software SIMUFACT FORMING 15®, fornecido pela empresa MSC SOFTWARE COMPANY. As simulações numéricas do processo de dobramento foram efetuadas através do Método de Análise por Elementos Finitos (FEM). Os parâmetros considerados para comparação foram: força de dobramento *($F_d$)*, deformações verdadeiras *($\varphi$)* e o fator de retorno elástico *($K_r$)*. A Figura 10 ilustra o deslocamento do punção e também como foram dispostos os apoios durante a simulação.

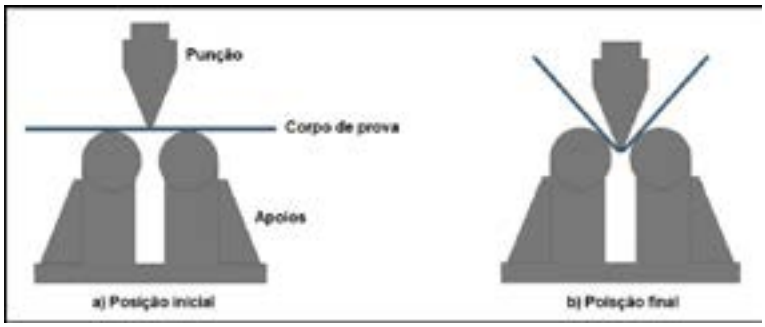



Figura 10 - Deslocamento do punção e disposição dos apoios na simulação.

O material utilizado nas simulações numéricas foi o aço USI-LN-900MC, com 3mm de espessura *(s)*. Foi necessário fazer o setup do software, fornecendo as propriedades mecânicas (tensão de escoamento *($\sigma_{esc}$)*, tensão máxima *($\sigma_{máx}$)*, módulo de elasticidade *(E)*, coeficiente de Poisson *(υ)*, etc). A Tabela 2 ilustra as propriedades mecânicas do material USI-LN-900MC utilizadas na simulação.

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do material USI-LN-900MC.

| | PROPRIEDADES MECÂNICAS | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Sentido de laminação [°] | Tensão de escoamento ($\sigma_{esc}$) [Mpa] | Tensão máxima ($\sigma_{max}$) [Mpa] | Coef. de resistência (C) [Mpa] | Índice de encruamento (n) [-] | Índice de anisotropia (R) [-] | Mód. de elasticidade (E) [Gpa] | Coef. de Poisson ($\upsilon$) [-] | Densidade ($\rho$) [g/cm3] |
| 0° | 1014 | 1174 | 1669 | 0,098 | 0,89 | 200 | 0,27 | 7,85 |
| 45° | 926 | 1087 | 1549 | 0,098 | 0,83 | | | |
| 90° | 985 | 1139 | 1640 | 0,101 | 0,90 | | | |

Também foram fornecidos os parâmetros de processo (raio dos punções *($r_p$)*, velocidade *(v)* e deslocamento do punção *(h)*, distância entre apoios *(w)*, temperatura *(T)*, etc), conforme ilustra a Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros do processo de dobramento utilizados na simulação.

| PARÂMETROS DE PROCESSO | |
|---|---|
| Material do corpo de prova ($C_p$) | USI-LN-900MC |
| Raio do punção ($r_p$) | 5, 8 e 12mm |
| Velocidade do punção (v) | 1mm/s |
| Deslocamento do punção (h) | 20mm |
| Raio do apoio ($r_a$) | 15mm |
| Distância entre os apoios (w) | 64mm |
| Temperatura (T) | Ambiente (°C) |
| Coeficiente de atrito ($\mu$) | 0,1 |
| Gerador de malha | Sheetmesh |
| Formato do elemento de malha | Hexaédrico |
| Tamanho geral do elemento de malha | 1mm |
| Quantidade de elementos | 18.900 |
| Quantidade de elementos na espessura do corpo de prova | 3 |

### 2.3.1 Força de Dobramento

Foram geradas as curvas "força de dobramento *($F_d$)* x deslocamento do punção *(h)*", para cada raio utilizado: 5, 8 e 12mm. Ao comparar as curvas geradas com os 3 raios de punção *($r_p$)* utilizados é possível observar que o comportamento do material é similar até o punção atingir um deslocamento *(h)* de ±10mm. Após esse momento, o material apresenta um comportamento distinto, quando utilizado o punção $r_p$ = 12mm, evidenciando maior força no processo de acordo com o aumento do raio do punção *($r_p$)* utilizado.

### 2.3.2 Deformação Verdadeira

Os pontos em que as deformações *($\varphi$)* foram avaliadas na simulação numérica correspondem aos mesmos avaliados no ensaio experimental, conforme ilustra a Figura 11.

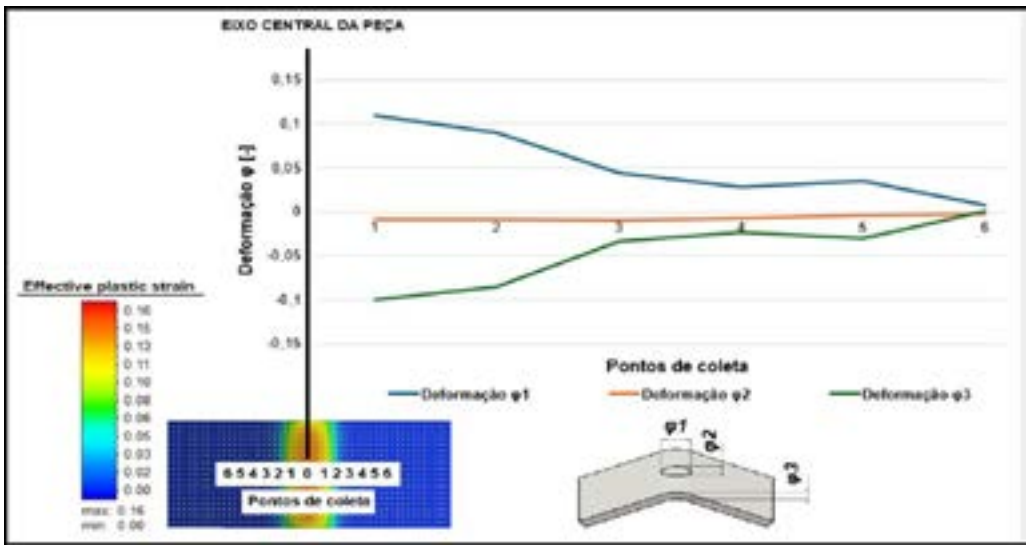



Figura 11 - Pontos de avaliação das deformações do material.

Para mensurar as deformações verdadeiras (φ) na região dobrada foram feitas as gravações dos pontos de coleta, sendo considerado o “ponto zero” exatamente no eixo central do corpo de prova - onde ocorre o contato do punção com a chapa – e os demais pontos distribuídos ao longo do eixo longitudinal. A partir dos pontos de coleta foram estabelecidas as deformações verdadeiras $\varphi_1$, $\varphi_2$ e $\varphi_3$.

### 2.3.3 Retorno Elástico

Para mensurar o retorno elástico foram feitas duas medições de ângulo do corpo de prova $(C_p)$, sendo a primeira no momento em que o punção chegou em seu final de curso ainda com força aplicada e antes do retorno elástico $(\alpha_1)$. Já a segunda medição foi efetuada após o punção retirar a carga aplicada e ocorrer o retorno elástico $(\alpha_2)$. As Figuras 12, 13 e 14 ilustram o retorno elastico de acordo com cada raio de punção utilizado.

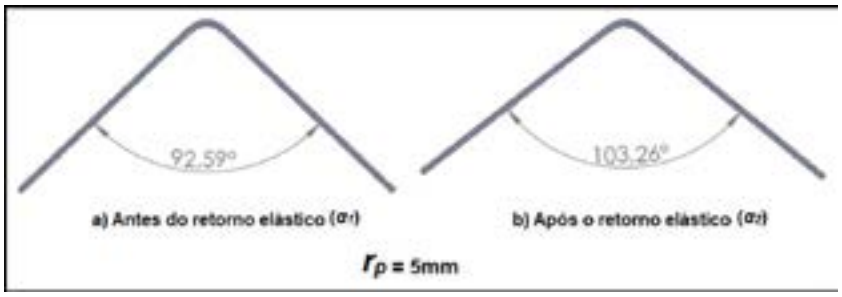



Figura 12 – Retorno elástico - $r_p$ = 5mm.

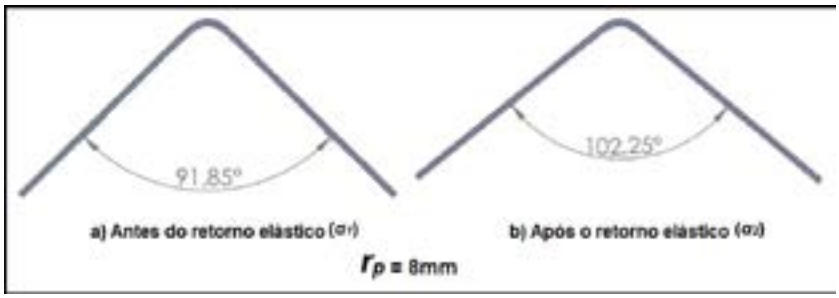



Figura 13 – Retorno elástico - $r_p$ = 8mm.

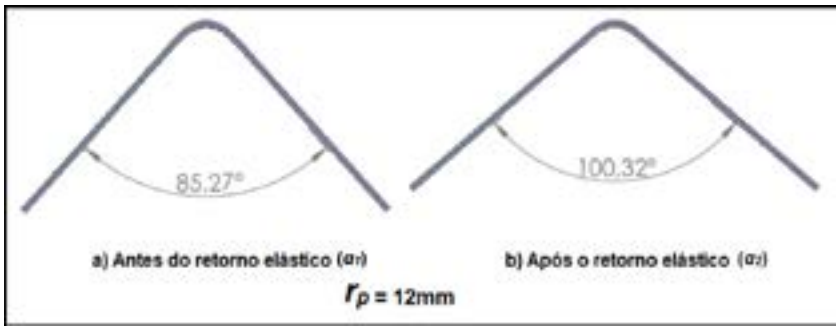



Figura 14 – Retorno elástico - $r_p$ = 12mm.

## 2.4 Cálculos Analíticos

Nessa seção é explanada a metodologia de cálculos analíticos utilizada para encontrar a Força de dobramento *($F_d$)*, Deformação verdadeira *($\varphi$)* e o Fator de retorno elástico *($K_r$)*, de acordo com os conteúdos disponíveis na literatura.

### 2.4.1 Força de dobramento

Para calcular a Força de Dobramento *($F_d$)* foram utilizadas as Equações 10 [15], 11 [9] e 12 [16]. Vale ressaltar que as equações 11 e 12 não utilizam o raio do punção "$r_p$" como termo de sua formulação, tendo assim um resultado geral do processo, considerando somente os demais termos da equação. Afim de se chegar o mais próximo possível dos testes experimentais, o valor utilizado para a tensão máxima *($\sigma_{máx}$)* corresponde ao valor da média encontrada no ensaio de tração. O valor atribuído a "$b_0$" e "$s_0$" corresponde a medida de largura e espessura do corpo de prova utilizado no ensaio de dobramento. Para "$w$" e "$r_a$" os valores utilizados foram os mesmos dos parâmetros fixos do ensaio de dobramento. Já para "$r_p$" foram considerados os 3 raios utilizados no estudo.

Conforme a Eq.10 [15], tem-se:

$$Fd = \frac{b_0 * s_0^2 * \sigma_{máx}}{(w - r_a - r_p)} \tag{10}$$

Conforme a Eq.11 [9], tem-se:

$$Fd = \frac{b_0 * s_0^2 * \sigma_{máx}}{w} \tag{11}$$

Conforme a Eq.12 [16], tem-se:

$$Fd = \frac{1{,}2 * b_0 * s_0^2 * \sigma_{máx}}{w} \tag{12}$$

### 2.4.2 Deformação Verdadeira

Para calcular a Deformação verdadeira *($\varphi_1$)* na superfície externa da dobra foram utilizadas as Equações 13 [10] e 14 [14]. O valor atribuído a "$s_0$" corresponde a espessura inicial da chapa, o valor de "$r_p$" refere-se aos raios de punções utilizados no dobramento, já para os termos "*n*" e "*C*" foram considerados os valores médios do índice de encruamento e do coeficiente de resistência utilizados na simulação.

Conforme a Eq.13 [10], tem-se:

$$\varphi_1 = ln\sqrt{1+\frac{s_0}{r_p}} \tag{13}$$

Conforme a Eq.14 [14], tem-se:

$$\varphi_1 = -0{,}0009 + 1{,}2192\, ln\left(1+\frac{s_0}{2r_p}\right) - 1{,}3307\, n\left(\frac{s_0}{r_p}\right)^2 - 0{,}1586\, ln\left(\frac{C}{1000}\right)\left(\frac{s_0}{r_p}\right)^n \tag{14}$$

### 2.4.3 Retorno Elástico

Para calcular o fator de retorno elástico *($K_r$)* foram utilizadas as Equações 15 e 16 [6], visto que os ângulos *($\alpha_1$)* e *($\alpha_2$)* são desconhecidos. Primeiramente foi calculado o momento *(M)*, utilizando a média das Forças de dobramento *($F_d$)* encontradas na simulação. O valor atribuído a *(w)* corresponde a distância entre os apoios utilizada nos ensaios experimentais.

$$M = \frac{F_d * w}{4} \tag{15}$$

Após encontrar o momento de dobramento *(M)* foi utilizada a Equação 16 [6] para calcular o fator de retorno elástico *($K_r$)*. O valor utilizado para *($r_p$)* corresponde ao raio do punção, logo, foi feito o cálculo considerando os 3 punções utilizados: 5, 8 e 12mm. Já os valores atribuídos a *(E)*, *(b)* e *(s)* referem-se ao módulo de elasticidade do material, largura e espessura da chapa.

$$Kr = 1 - \frac{12 * M\left(r_p + 0{,}5 * s\right)}{E * b * s^3} \tag{16}$$

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 Caracterização Mecânica

Por meio do ensaio de tração foram geradas as curvas de engenharia do material USI-LN-900MC em função do sentido de laminação, conforme ilustra a Figura 15. Posteriormente, foram utilizadas as Equações 3 à 8 para obtenção das curvas de escoamento, ilustrada na Figura 16.

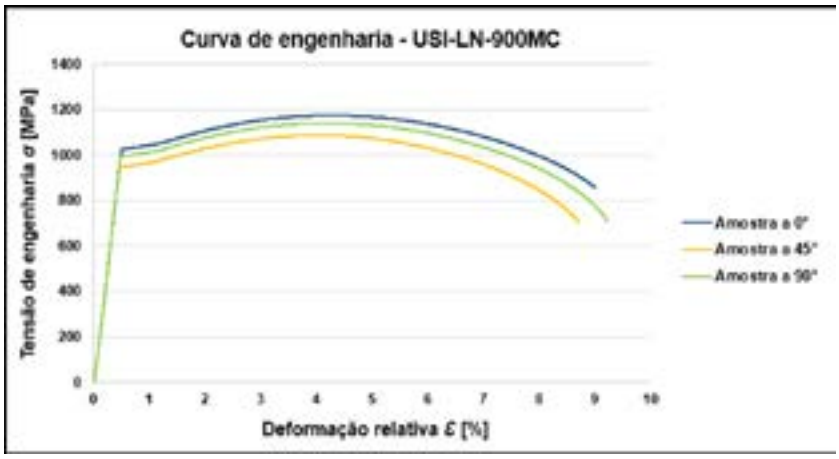



Figura 15 - Curvas de engenharia do aço USI-LN-900MC de acordo com o sentido de laminação.

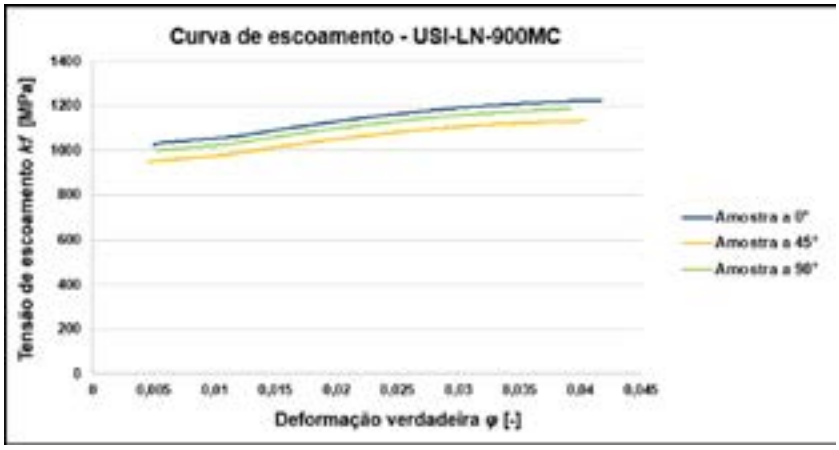



Figura 16 - Curvas de escoamento do aço USI-LN-900MC em função do sentido de laminação.

A Tabela 4 ilustra as propriedades mecânicas encontradas para o material USI-LN-900MC por meio do ensaio de tração.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço USI-LN-900MC para cada direção de laminação.

| | PROPRIEDADES | | | |
|---|---|---|---|---|
| Sentido de laminação [°] | Módulo de elasticidade (*E*) [Gpa] | Tensão de escoamento ($\sigma_{esc}$) [Mpa] | Tensão máxima ($\sigma_{máx}$) [Mpa] | Alongamento total (*δ*) [%] |
| 0° | 200 | 1014 | 1174 | 9,0 |
| 45° | | 926 | 1087 | 8,7 |
| 90° | | 985 | 1139 | 9,2 |
| **Média** | **200** | **975** | **1134** | **9** |

## 3.2 Força de dobramento

Os valores encontrados para a Força de dobramento *($F_d$)* em cada etapa do estudo e para cada raio de punção *($r_p$)* utilizado são descritos na Tabela 5.

Tabela 5 - Valores da força de dobramento em cada etapa do trabalho.

| Etapa | Raio do punção *(rp)* [mm] | Força de dobramento *(Fd)* [N] |
|---|---|---|
| Experimental | 5 | 6350 |
| | 8 | 7041 |
| | 12 | 8848 |
| Simulação computacional | 5 | 7176 |
| | 8 | 7376 |
| | 12 | 8347 |
| Analítico | 5 | 6959 |
| | 8 | 7468 |
| | 12 | 8275 |

A comparação esquemática entre "força de dobramento $(F_d)$ x raio de punção $(r_p)$" para cada etapa do estudo está ilustrada na Figura 17. Foram adotados como referência os valores experimentais, visto que refletem o comportamento real do material.

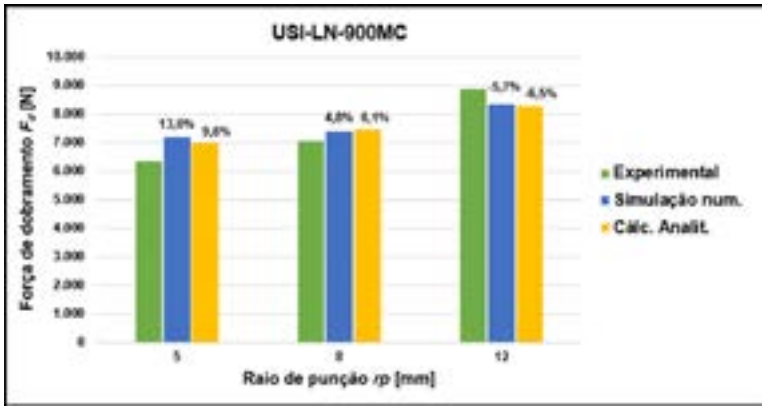



Figura 17 - Força de dobramento ($F_d$) x raio de punção ($r_p$) – discussão dos resultados.

## 3.3 Deformação Verdadeira

Os valores encontrados para as Deformações verdadeiras $(\varphi_1)$ em cada etapa do estudo são descritos na Tabela 6. Vale ressaltar que os valores considerados do cálculo analítico foram a média entre as duas fórmulas utilizadas, visto que os resultados deram semelhantes.

Tabela 6- Valores da deformação verdadeira em cada etapa do trabalho.

| Etapa | Raio do punção *(rp)* [mm] | Deformação verdadeira *(φ)* [-] |
|---|---|---|
| Experimental | 5 | 0,20 |
| | 8 | 0,13 |
| | 12 | 0,10 |
| Simulação computacional | 5 | 0,14 |
| | 8 | 0,12 |
| | 12 | 0,09 |
| Analítico | 5 | 0,24 |
| | 8 | 0,17 |
| | 12 | 0,12 |

A comparação esquemática entre "deformação verdadeira *($\varphi_1$)* x raio de punção *($r_p$)*" para cada etapa do estudo está ilustrada na Figura 18. Foram adotados como referência os valores experimentais, visto que refletem o comportamento real do material.

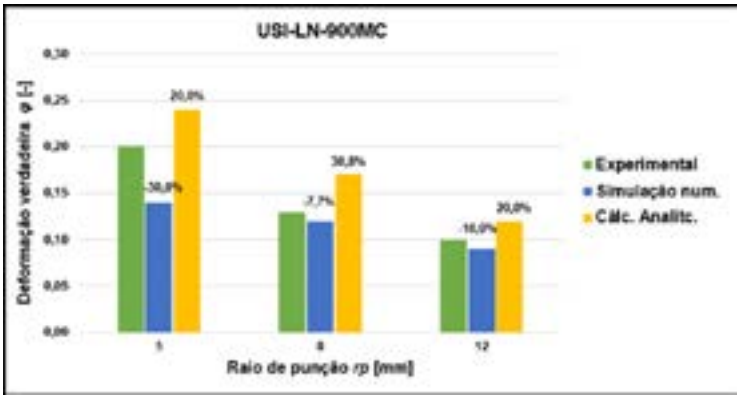



Figura 18 - Deformação verdadeira (φ) x raio do punção ($r_p$) – discussão dos resultados.

3.4 Retorno Elástico

Os valores encontrados para o Fator de retorno elástico *($K_r$)* em cada etapa do estudo são descritos na Tabela 7.

Tabela 7 - Valores do fator de retorno elástico em cada etapa do trabalho.

| Etapa | Raio do punção *($r_p$)* [mm] | Fator de retorno elástico *($K_r$)* [-] |
|---|---|---|
| Experimental | 5 | 0,85 |
| | 8 | 0,87 |
| | 12 | 0,89 |
| Simulação computacional | 5 | 0,90 |
| | 8 | 0,90 |
| | 12 | 0,85 |
| Analítico | 5 | 0,94 |
| | 8 | 0,91 |
| | 12 | 0,88 |

A comparação esquemática entre "fator de retorno elástico *($K_r$)* x raio de punção *($r_p$)*" para cada etapa do estudo está ilustrada na Figura 19. Foram adotados como referência os valores experimentais, visto que refletem o comportamento real do material.

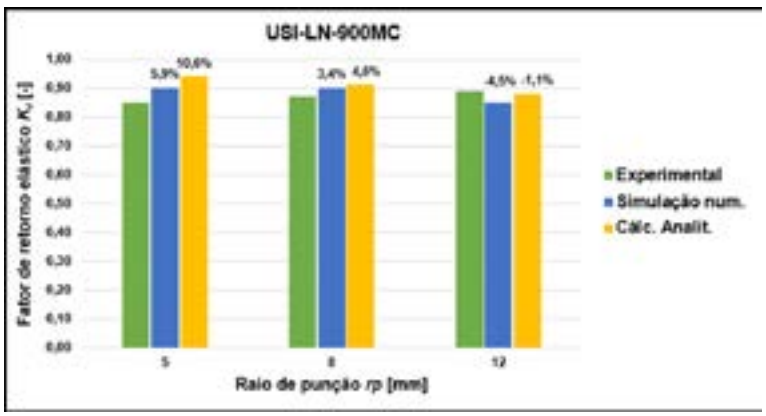



Figura 19 – Fator de retorno elástico ($K_r$) x raio de punção ($r_p$) – discussão dos resultados.

## 4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados da força de dobramento para cada punção utilizado, constatou-se que quanto maior for o raio da punção, maior será a força exercida no processo, visto que a superfície de contato "punção x chapa" aumenta. De forma geral, a Equação 10 [15] apresentou resultados satisfatórios, podendo servir de guia para mensurar a força e também ter uma noção da capacidade do equipamento que deverá ser utilizado no processo.

Para os resultados da deformação verdadeira constatou-se que quanto maior for o raio do punção, menores serão as deformações na superfície externa da chapa dobrada, devido a dobra ser menos acentuada. Podendo assim, afirmar que as deformações na região tracionada da peça estão relacionadas com o raio da dobra.

Em relação aos resultados do fator de retorno elástico constatou-se que quanto maior for o raio do punção, menor tende a ser o efeito mola causado na chapa, devido a dobra ser menos acentuada. A Equação 16 [6] apresentou resultados satisfatórios, podendo servir de guia para maior previsibilidade do retorno elástico no processo.

Em linhas gerais, foi possível notar que nos três parâmetros analisados os resultados obtidos por meio da simulação numérica e do cálculo analítico apresentaram diferenças em relação aos resultados experimentais. Para os dois punções utilizados fora da faixa recomendada pela norma e pelo fabricante ($r_p$ = 5 e 8mm) essas diferenças ficaram entre -30% e +30%, para o raio do punção de 12mm essas diferenças ficaram entre -10% e +20%.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

[1] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6892:** Materiais metálicos - Ensaio de tração. Rio de Janeiro, 2013.

[2] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 7438**: Materiais metálicos – Ensaio de dobramento. Rio de Janeiro, 2016.

[3] CETLIN, Paulo R; PERTENCE, Antônio E. M.; CAMPOS, Haroldo B.; RODRIGUES, Paulo C. M.; MAGALHÃES, Frederico, C.; GIAROLA, Alexandre M. **Influência do passe de encruamento no dobramento de chapas**. 6° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Caxias do sul, Brasil. Abril, 2011.

[4] CHOUNG, J. M.; CHO, S. R. **Study on True Stress Correction From Tensile Tests.** Journal of Mechanical Science and Technology. v.22, pp. 1032 – 1051. 2008.

[5] COMITÉ EUROPÉEN DE NORMALISATION (CEN). **EN 10149-2**: Hot-rolled flat products made of high yield strength steels for cold forming. CEN, 2013.

[6] DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª ed. Editora Guanabara, Rio de Janeiro. 1981.

[7] FREES, Monique Valentim da Silva. **Avaliações sobre o processo de dobramento do aço NBR 6656 LNE 380.** Dissertação de mestrado em Engenharia de Minas, Metalurgia e Matérias –PPGE3M - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

[8] GARCIA, A,; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. dos. **Ensaio dos Materiais**. 2ª Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

[9] KALPAKJIAN, S., SCHMID, S. R., MUSA, H. **Manufacturing Engineering and Technology**. 6th ed. Pearson Publications, Singapore. 2009.

[10] LANGE, K.; LIEWALD, M. **Umformtechnik**: Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Bearb. 2. Springer-Verlag: Berlin, p. 629. 1990.

[11] MARCINIAK, Z; DUNCAN, J.L; HU, S.J. **The mecanics of sheet metal forming.** 1st ed. London: Elsevier Science, 1992.

[12] SCHAEFFER, Lirio; ROCHA, Alexandre. **Conformação Mecânica: Cálculos aplicados em processos de fabricação.** Porto Alegre: Imprensa Livre, 2007.

[12] SCHAEFFER, Lirio. **Manufatura por Conformação Mecânica.** Porto Alegre: Imprensa Livre, 2016.

[13] SCHULER. **Metal forming handbook.** Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998.

[14] ROSIAK, ANDRE; RIFFEL, MATHEUS; NUNES, ROBSON S. Artigo com publicação prevista em outubro, 2026.

[15] **SSAB**. Manual de dobra do Strenx. Disponível em: https://surl.li/avpywr. Acessado em: 22/01/2026.

[16] TSCHÄTSCH, H. **Praxiswissen Umformtechnik. Capter: 16 - Biegen**. p. 164 – 181 Springer Book. 1997.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# PREDIÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO EM AÇOS DUAL PHASE POR MÉTODOS BASEADOS EM INTELIGÊNCIA ARTIFICIAL

André Rosiak [1]
Peterson Diehl [2]
Diego Pacheco Wermuth [3]
Lirio Schaeffer [4]

**RESUMO**

A previsão precisa da Curva Limite de Conformação (CLC) é fundamental para o projeto de processos de estampagem de chapas metálicas, porém sua determinação experimental é custosa e limitada pela disponibilidade de dados. Este trabalho investiga o uso de técnicas de Inteligência Artificial (IA) para a predição da CLC de aços *Dual Phase* (DP) a partir de propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração uniaxial. Para superar a escassez de dados experimentais, desenvolveu-se um banco de dados sintético físico-guiado, utilizando estimativa de densidade via *Kernel Density Estimation,* projeções em PCA e interpolação probabilística controlada, com posterior aplicação de restrições físico-metalúrgicas. Os resultados mostram que todos os modelos foram capazes de reproduzir a geometria característica da CLC, com erros na ordem de $10^{-3}$–$10^{-2}$. Entre as técnicas investigadas, o *Random Forest* apresentou o melhor desempenho (MAE = 0,0052; MSE = 0,00011; $R^2$ = 0,943), seguido pelo XGBoost, enquanto a Rede Neural demonstrou maior variabilidade e tendência ao sobreajuste. Os resultados evidenciam que a integração entre descritores físico-guiados, expansão sintética estatisticamente validada e métodos de ensemble constitui uma estratégia robusta e eficiente para a modelagem de CLCs de aços DP. A abordagem proposta reduz significativamente o esforço experimental e pode ser incorporada ao fluxo de desenvolvimento de processos de estampagem automotiva, ampliando a capacidade de avaliação rápida e confiável de novos materiais.

Palavras-chave: *Dual-phase*; Curva Limite de Conformação; Inteligência Artificial.

# Prediction of the forming limit curve in dual-phase steels using artificial intelligence-based methods


## ABSTRACT

*Accurate prediction of the Forming Limit Curve (FLC) is essential for the design of sheet metal forming processes; however, its experimental determination is costly and constrained by limited data availability. This study investigates the use of Artificial Intelligence (AI) techniques to predict the FLC of Dual-Phase (DP) steels based on mechanical properties obtained from uniaxial tensile tests. To overcome the scarcity of experimental data, a physics-guided synthetic database was developed using density estimation through Kernel Density Estimation (KDE), Principal Component Analysis (PCA) projections, and controlled probabilistic interpolation, followed by the application of physical and metallurgical constraints. The results show that all models were capable of reproducing the characteristic geometry of the FLC, with errors on the order of $10^{-3}$–$10^{-2}$. Among the investigated techniques, Random Forest achieved the best performance (MAE = 0.0052; MSE = 0.00011; $R^2$ = 0.943), followed by XGBoost, whereas the Neural Network exhibited greater variability and a tendency toward overfitting. The results demonstrate that integrating physics-guided descriptors, statistically validated synthetic data augmentation, and ensemble methods provides a robust and efficient strategy for modeling the FLCs of DP steels. The proposed approach significantly reduces experimental effort and can be incorporated into automotive sheet metal forming process development workflows, enhancing the capability for rapid and reliable evaluation of new materials.*


*Keywords: Dual-Phase; Forming Limit Curve; Artificial Intelligence.*

## 1 INTRODUÇÃO

As crescentes demandas por maior segurança veicular e eficiência energética têm impulsionado a indústria automotiva a evoluções tecnológicas significativas nas últimas décadas. Entre essas inovações, destacam-se os Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels, AHSS*), cuja aplicação permite a redução de massa dos veículos, aprimorando o desempenho estrutural em eventos de colisão [1]. Os aços bifásicos *Dual Phase* (DP) representam a classe mais utilizada de AHSS devido à sua microestrutura característica, constituída por martensita dispersa em matriz ferrítica, que fornece uma combinação favorável de resistência mecânica e ductilidade [2].

O comportamento mecânico dos aços DP é altamente dependente de suas características microestruturais. Além da fração volumétrica das fases, parâmetros como o tamanho, a morfologia e a distribuição espacial dos constituintes martensíticos influenciam diretamente a evolução da deformação plástica, a capacidade de endurecimento por deformação e a resistência à iniciação e propagação de danos [3-6].Variações nessas características, decorrentes das condições específicas de processamento termomecânico, podem resultar em diferenças significativas de conformabilidade entre materiais pertencentes à mesma classe de resistência, seja entre diferentes fornecedores, entre lotes de produção ou até mesmo ao longo de uma única bobina. Tais aspectos reforçam a necessidade de controle rigoroso e avaliação precisa da conformabilidade desses materiais, visando garantir desempenho reprodutível em processos de estampagem automotiva.

A determinação dos limites de conformação geralmente é realizada por meio do Diagrama Limite de Conformação (DLC), que estabelece os limites de conformação em função das deformações principais maior ($\varphi_1$) e menor ($\varphi_2$). A partir de uma série de ensaios mecânicos sob diferentes modos de carregamento, são identificados os pontos limite de deformação imediatamente anteriores à falha, cuja interpolação origina a Curva Limite de Conformação (CLC), específica para cada material [7-9]. Combinações de $\varphi_1$ e $\varphi_2$ localizadas abaixo da CLC indicam conformação segura, enquanto estados acima

desse contorno revelam tendência à instabilidade plástica, estricção localizada e eventual fratura. Embora amplamente difundida e essencial para o projeto de processos de estampagem, a obtenção experimental da CLC demanda tempo, equipamentos especializados e elevado volume de ensaios. Nesse cenário, alternativas que reduzam o esforço experimental mantendo elevada confiabilidade são de grande interesse industrial e científico.

A Inteligência Artificial (IA) tem se consolidado como uma ferramenta poderosa na previsão de estados físicos e operacionais em sistemas complexos, especialmente em processos industriais e científicos caracterizados por múltiplas variáveis interdependentes e comportamentos não lineares. Essa capacidade de capturar relações complexas tem impulsionado pesquisas voltadas à aplicação de técnicas de IA na predição de Curvas Limite de Conformação (CLCs) [10-17]. Redes Neurais Artificiais (RNAs) foram empregadas por [15] para prever as CLCs de chapas de ligas metálicas de titânio Ti6Al4V e alumínio Al6061-T6, utilizando dados experimentais provenientes de testes de embutimento por hidroformação. Os resultados obtidos apresentaram elevada concordância entre as curvas previstas pela IA e aquelas determinadas experimentalmente, demonstrando o potencial dessa abordagem para a modelagem do comportamento limite de deformação. Em [16], foi proposta uma ferramenta baseada em algoritmos de aprendizado de máquina (*Machine Learning* – ML) para estimar as CLCs de diversas ligas de alumínio das séries 5XXX e 6XXX, considerando como variáveis de entrada a composição química, as propriedades mecânicas e a rota de processamento termomecânico. De modo semelhante, [17] investigou o uso de algoritmos de aprendizado de máquina para a construção de CLCs a partir de propriedades de tração de diferentes aços. O método proposto apresentou elevada correlação entre os valores previstos e experimentais, com baixos erros médios, confirmando a robustez das técnicas de IA na caracterização do comportamento limite de conformação de metais.

Essas pesquisas demonstram que a Inteligência Artificial (IA) constitui uma alternativa viável e eficiente para a predição de Curvas Limite de Conformação (CLCs), reduzindo significativamente a necessidade de campanhas experimentais extensas. Contudo, diversos aspectos ainda permanecem em aberto. Um dos principais desafios na modelagem de CLCs está relacionado à limitação de dados disponíveis — uma dificuldade recorrente em modelagens aplicadas a processos metalúrgicos. A restrição do banco de dados experimental limita a capacidade de generalização dos modelos, comprometendo o desempenho preditivo dos modelos. Além disso, observa-se que os desenvolvimentos recentes têm se concentrado predominantemente no uso de Redes Neurais Artificiais (RNAs), enquanto outras técnicas de aprendizado de máquina permanecem pouco exploradas nesse contexto.

Neste trabalho, são investigadas diferentes técnicas de Inteligência Artificial (IA) para a previsão da Curva Limite de Conformação (CLC) de aços bifásicos (*Dual Phase*), utilizando como variáveis de entrada propriedades mecânicas obtidas em ensaios de tração uniaxial. Para contornar a limitação imposta pela reduzida disponibilidade de dados experimentais, foi desenvolvido um banco de dados sintético baseado em princípios físicos e consistência estatística, assegurando a manutenção da representatividade dos dados reais e evitando a introdução de vieses ou distorções que pudessem comprometer a integridade do modelo. O objetivo central consiste em ampliar o espectro de técnicas de aprendizado aplicadas à predição de CLCs e estabelecer uma metodologia reprodutível, escalável e fisicamente coerente para a modelagem dos limites de conformação em aços avançados de alta resistência.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 1 apresenta, de forma esquemática, a metodologia adotada para o desenvolvimento de modelos de Inteligência Artificial voltados à previsão da Curva

Limite de Conformação (CLC) de aços *Dual Phase*. Inicialmente, foi construída uma base de dados robusta, através da geração de dados sintéticos a partir de CLCs reais. Essa estratégia foi utilizada para ampliar a representatividade e diversidade dos exemplos disponíveis. Essa base de dados sintéticos foi empregada nas etapas de treinamento, teste e calibração de diferentes modelos, incluindo Floresta Aleatória (*Random Forest*), XGBoost e Redes Neurais Artificiais (RNAs). Por fim, a capacidade preditiva dos modelos foi avaliada por meio de testes de inferência, nos quais foram utilizados os dados reais, permitindo verificar a eficácia e generalização das abordagens propostas.

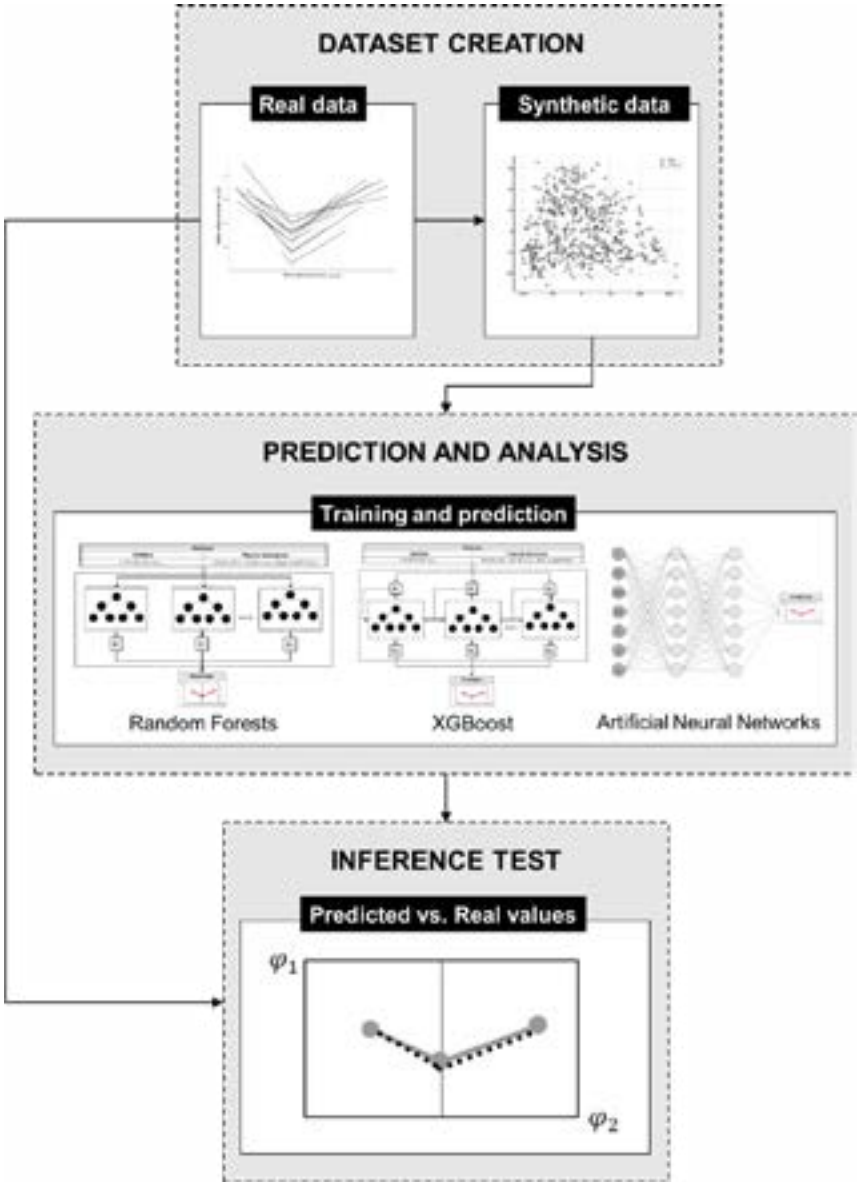



**Figura 1** Metodologia empregada na previsão de CLCs de aços *Dual Phase*.

## 2.1 Criação do Banco de Dados

A primeira etapa para o desenvolvimento de um modelo de Inteligência Artificial destinado à previsão da Curva Limite de Conformação (CLC) de aços *Dual Phase* consiste na construção de um banco de dados abrangente e tecnicamente representativo, contendo os parâmetros de entrada necessários para o treinamento e

calibração do modelo. Para isso, foram compiladas informações experimentais provenientes de estudos publicados na literatura, considerando pesquisas que exploram a conformabilidade de aços DP580.
A partir das referências [18-24], foram coletadas tanto as CLCs reportadas quanto variáveis com reconhecida influência na conformabilidade. Os atributos selecionados incluíram espessura da chapa ($t$), limite de escoamento ($YS$), limite de resistência ($UTS$), alongamento ($UE$), coeficiente de encruamento (n) e índice de anisotropia médio ($r$).
As Curvas Limite de Conformação foram descritas por meio de três pares de deformações principais maior ($\varphi_1$) e menor ($\varphi_2$), selecionados como pontos representativos da CLC:

- $\varphi_{1(1)}; \varphi_{2(1)}$: localizado na extrema esquerda da curva;
- $\varphi_{1(2)}; \varphi_{2(2)}$: representa a deformação plana ($\varphi_2 = 0$);
- $\varphi_{1(3)}; \varphi_{2(3)}$: estiramento biaxial localizado no extremo direito da CLC.

Dessa forma, é possível sintetizar o comportamento limite do material em conformação, reduzindo a dimensionalidade dos dados sem perder as características essenciais da curva.

**Tabela 1.** Descritores fundamentados em princípios físicos utilizados.

| Descritor | Significado físico | Motivação para a utilização |
|---|---|---|
| $UTS/YS$ | Relação entre a limite de resistência e o limite de escoamento | Quantifica o encruamento e a capacidade de redistribuição de tensões antes da instabilidade |
| $UTS - YS$ | Diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento | Mede a intensidade do encruamento após o início do escoamento |
| $UE.n$ | Produto do alongamento uniforme e coeficiente de encruamento | Representa a capacidade integrada de deformação homogênea |
| $n.r$ | Interação entre anisotropia e encruamento | Captura a estabilidade da deformação em espessura e resistência à estricção localizada |
| $UE/t$ | Relação entre o alongamento e a espessura | Indicador de estabilidade geométrica sob deformações biaxiais |
| $n.\ln(UTS/YS)$ | Índice derivado de Ghosh | Sintetiza efeitos simultâneos de endurecimento e resistência disponível após o início do escoamento. |

## 2.2 Descritores Físico-guiados

Visando aprimorar a capacidade do modelo em generalizar a partir de conjuntos reduzidos de dados foram incluídos no banco de dados descritores adicionais fundamentados em princípios físicos. Esses descritores incorporam ao aprendizado explícitos mecanismos metalúrgicos já conhecidos que governam a instabilidade plástica na conformação de chapas metálicas. Quando se utiliza apenas as variáveis diretamente medidas, o algoritmo precisa descobrir autonomamente relações não lineares e interações complexas entre propriedades mecânicas e de conformação. Ao se formular descritores físico-guiados, essas relações são expostas de forma explícita, reduzindo o esforço estatístico do modelo, aumentando a estabilidade em validação cruzada e preservando coerência física nas previsões. No caso específico da previsão

da Curva Limite de Conformação, diferentes descritores capturam efeitos distintos. A Tabela 1 lista os descritores utilizados.
Todos os dados foram normalizados com o objetivo de garantir estabilidade numérica e comparabilidade entre variáveis de naturezas e escalas distintas. Após a construção do vetor completo de entradas, composto pelas propriedades originais e pelos descritores físico-guiados, aplicou-se o método *StandardScaler*, que transforma cada atributo para uma distribuição com média zero e desvio-padrão unitário.

## 2.3 Dados Sintéticos

O número reduzido de amostras da base de dados experimental original limita a capacidade de aprendizado de modelos de regressão não linear. Essa condição tende a causar sobreajuste em modelos de aprendizado de máquina e comprometer sua capacidade de generalização. Portanto, optou-se pela geração de um banco de dados sintético sem perda de validade física nem distorção estatística em relação ao conjunto experimental original.
A metodologia adotada para geração dos dados buscou equilibrar três requisitos fundamentais:

i. Preservação do domínio físico-metalúrgico dos materiais estudados;
ii. Manutenção das relações multivariadas entre as propriedades das chapas e a conformabilidade;
iii. Comprovação estatística de que os dados sintéticos são indistinguíveis dos dados reais.

Inicialmente, foi realizada a modelagem da distribuição conjunta das variáveis de entrada $x = [t,\ YS,\ UTS,\ UE,\ n,\ r]$ utilizando o método não paramétrico de estimação por densidade com núcleo *Kernel Density Estimation* (KDE) [25,26]. Essa técnica aproxima a densidade real p(x) por

$$\hat{p}(x) = \frac{1}{N\ h^d} \sum_{i=1}^{N} K\left(\frac{x - x_i}{h}\right)$$

onde $K$ é o núcleo gaussiano, $h$ é a largura de banda e $d$ o número de dimensões. Amostras sintéticas foram obtidas a partir de:

$$x_{KDE} \sim \hat{p}(x)$$

Isso garante que a expansão amostral ocorre apenas em regiões fisicamente observadas.
Com o propósito de aumentar a diversidade de combinações no espaço multivariado, preservando estrutura correlacional, as amostras KDE foram projetadas no espaço de Componentes Principais:

$$z = W^T(x - \mu)$$

e interpoladas em pares selecionados dessa representação latente:

$$z_{new} = \alpha z_i + (1 - \alpha) z_j + \varepsilon$$

onde $\alpha \sim U(0,1)$ e $\varepsilon$ é o ruído gaussiano de variância reduzida. A reconstrução no espaço físico é obtida por:

$$x_{syn} = \mu + Wz_{new}$$

configurando uma versão contínua do conceito SMOTE adaptada a propriedades dos aços DP [27].
Essa abordagem permite amostrar novos pontos exclusivamente dentro do espaço de alta probabilidade observado nos dados reais, evitando extrapolações para regiões não representadas experimentalmente. Em seguida, com o objetivo de ampliar a diversidade de combinações possíveis sem romper as correlações estruturais entre as variáveis, os dados foram projetados em um espaço de componentes principais (PCA) e interpolados de forma probabilística entre vizinhos (estratégia similar ao SMOTE direcionada ao contínuo multivariado), com adição de ruído suave controlado. Essa etapa confere maior capacidade de generalização ao conjunto sintético, sobretudo em regiões da distribuição com baixo número de amostras.
Após a síntese das variáveis de entrada, cada conjunto gerado teve suas saídas $y = [\varphi_{1(1)}, \varphi_{1(2)}, \varphi_{1(3)}, \varphi_{2(1)}, \varphi_{2(2)}, \varphi_{2(3)}]$ previstas por um modelo de regressão baseado em Florestas Aleatórias [28], definido como:

$$\hat{y} = f_{RF}(x_{syn})$$

em que $f_{RF}$ representa o ensemble de árvores decisórias treinado exclusivamente com dados reais.
No entanto, por se tratar de uma predição empírica da resposta mecânica, tornou-se imprescindível aplicar correções físicas posteriores, assegurando que todas as CLCs sintéticas obedecessem às relações inerentes ao problema.
Foi definido o domínio dos aços *Dual Phase*, expresso pela razão admissível entre propriedades:

$$0{,}45 \leq \frac{YS}{UTS} \leq 0{,}95 \text{ e } UTS > 580\ MPa$$

Para garantir o formato convexo em torno da condição de deformação plana, foi estabelecida a condição:

$$\varphi_{1(2)} < \varphi_{1(1)}, \varphi_{1(2)} < \varphi_{1(3)}$$

e que uma distância mínima entre os ramos fosse mantida:

$$\varphi_{1(j)} - \varphi_{1(2)} \geq \Delta_{min},\ j \in \{1,3\}$$

A restrição associada ao fluxo plástico foi assegurada por meio de uma condição aproximada de incompressibilidade:

$$\varphi_{1(i)} - \varphi_{2(i)} \geq 0, \qquad j \in \{1,3\}$$

evitando respostas mecanicamente inviáveis.
A qualidade do banco sintético foi avaliada por meio do teste não paramétrico de Kolmogorov–Smirnov (KS) aplicado individualmente a cada variável [29]:

$$D = sup_x \left| \hat{F}_{syn}(x) - \hat{F}_{real}(x) \right|$$

O p-valor associado a $D$ foi utilizado para testar a hipótese nula:

$$H_0: \hat{F}_{syn}(x) = \hat{F}_{real}(x)$$

Para assegurar rigor estatístico, adotou-se correção de Bonferroni [30] para múltiplos testes. Considerando 12 variáveis analisadas simultaneamente, exigiu-se que todos os p-valores fossem superiores ao limiar global de significância de 0,0042, assegurando que não exista evidência estatística para rejeitar a hipótese nula de igualdade de distribuições entre os conjuntos:

$$\alpha^* = \frac{0{,}05}{12} = 0{,}0042$$

e conjunto sintético final somente foi aprovado quando todas as variáveis apresentaram:

$$p_{KS} \geq \alpha^*$$

indicando indistinguibilidade estatística forte entre as distribuições avaliadas.
Adicionalmente, foram analisadas matrizes de correlação e projeções em PCA, verificando-se sobreposição visual e manutenção das dependências estruturais entre propriedades e resposta mecânica. A combinação desses critérios resultou em um conjunto sintético robusto, indistinguível do original em termos estatísticos e plenamente consistente com as relações físicas inerentes ao problema estudado.
Essa metodologia garante que os dados sintéticos não apenas aumentem o número de observações disponíveis ao modelo preditivo, mas também transmitam de forma confiável os mecanismos físicos que governam a conformação de aços de alta resistência, constituindo uma base sólida para qualquer aplicação de inteligência artificial ou inferência científica subsequente.

## 2.4 Modelo de Inteligência Artificial

A seleção da técnica de Inteligência Artificial utilizada deve considerar as especificidades do banco de dados. A previsão de curvas limite de conformação é um problema de regressão multissaída com alta não linearidade e forte acoplamento entre variáveis. A base de dados disponível é pequena, heterogênea e sujeita a ruído experimental. A partir destas características, foram investigadas três técnicas de *machine learning*: *Ranfom Forest*, XGBoost e Redes Neurais Artificiais.
O *Random Forest* (RF) é uma técnica de aprendizado de máquina baseada em um conjunto de várias árvores de decisão. Cada árvore é treinada com uma amostra aleatória dos dados e de suas variáveis, e o resultado final é obtido por votação (para classificação) ou pela média das previsões (para regressão). Essa abordagem reduz o risco de *overfitting*, comum em árvores individuais, tornando o modelo mais robusto e preciso [31]. O RF tende a ter bom desempenho mesmo com bases pequenas e heterogêneas, pois o método de amostragem aleatória (*bagging*) garante diversidade entre as árvores e reduz o risco de sobreajuste [32].
O XGBoost utiliza um conjunto de árvores de decisão treinadas de forma sequencial, onde cada nova árvore é construída para corrigir os erros das anteriores. Esse princípio de *boosting* por gradiente permite ao modelo aprender relações complexas e sutis entre as variáveis de entrada e as múltiplas saídas do problema [34].
Diferente do *Random Forest*, que combina árvores independentes, o XGBoost ajusta progressivamente o modelo para minimizar uma função de erro global, alcançando alta precisão preditiva mesmo em sistemas com interações não triviais, como o investigado. Além disso, o XGBoost inclui mecanismos internos de regularização que evitam o sobreajuste e permitem boa generalização em bases pequenas e heterogêneas. Sua eficiência computacional e capacidade de ponderar automaticamente a importância das variáveis tornam-no especialmente poderoso para modelar fenômenos metalúrgicos complexos com ruído experimental e múltiplas dependências físicas [34].

O potencial de Redes Neurais Artificiais (RNAs) para prever curvas limite de conformação (CLC) reside na capacidade desses modelos de lidar com problemas que envolvem relações altamente não lineares e forte acoplamento entre múltiplas variáveis. Inspiradas no funcionamento do cérebro humano, as RNAs são compostas por camadas de neurônios interconectados que transformam as variáveis de entrada em saídas por meio de funções matemáticas ajustáveis (os pesos sinápticos). Durante o treinamento, a rede aprende a ajustar esses pesos para minimizar o erro entre as previsões e os valores experimentais, tornando-se capaz de capturar padrões complexos e sutis mesmo em sistemas metalúrgicos com comportamento não linear [35].
Em cenários com pequenas bases de dados e ruído experimental, como é comum em ensaios de conformação, as RNAs exigem técnicas complementares — como regularização, validação cruzada e aumento sintético de dados — para evitar o sobreajuste. Quando bem configuradas, porém, oferecem alta capacidade de generalização e podem prever simultaneamente múltiplas saídas, modelando de forma integrada o comportamento plástico e a influência de parâmetros materiais [36]. Assim, as RNAs se destacam como uma abordagem flexível e poderosa para representar o comportamento complexo das curvas limite de conformação.
A arquitetura de cada modelo foi definida a partir de um processo de otimização dos hiperparâmetros, baseado em uma busca inteligente, empregando a minimização do erro absoluto médio (MAE) como função objetivo. Para evitar viés e sobreajuste, utilizou-se validação cruzada repetida, o que aumenta a robustez estatística das estimativas, especialmente sob limitação de amostras reais. A cada rodada da busca, os hiperparâmetros foram ajustados dinamicamente, garantindo que o modelo atingisse o máximo desempenho sem perda de generalização. O critério de parada antecipada foi adotado como salvaguarda adicional, interrompendo o treinamento quando não havia mais ganhos significativos no desempenho em validação.

## 2.5 Pré-processamento dos dados

O conjunto de dados bruto foi submetido a uma etapa de pré-processamento com o objetivo de transformá-lo em um formato estruturado e consistente, adequado ao treinamento dos modelos de aprendizado de máquina. O vetor de entrada foi elaborado a partir de uma abordagem de engenharia de atributos informada pelo domínio, combinando conhecimento metalúrgico e estatístico. Foram definidos dois grupos principais de variáveis independentes:

(i) propriedades mecânicas básicas do material: $t,\ YS,\ UTS,\ UE,\ n,\ r$; e

(ii) descritores físicos, obtidos a partir de combinações ou relações entre as variáveis originais: $UTS/YS$, $UTS - YS$, $UE.n$, $n.r$, $UE/t$, $n.\ln(UTS/YS)$

A concatenação desses dois conjuntos originou o vetor final de atributos (***feature_cols***), que integra propriedades brutas e descritores de ordem superior potencialmente mais correlacionados ao fenômeno modelado.
O problema foi formulado como uma regressão multissaída (*multi-output regression*), em que as variáveis-alvo (matriz y) correspondem aos seis pontos característicos da Curva Limite de Conformação (CLC) — designados de $\varphi_{1(1)}$ a $\varphi_{2(3)}$ —, implicando que os modelos deveriam prever simultaneamente todos os valores de deformação limite.
O conjunto de dados foi particionado em subconjuntos de treinamento (80%) e teste (20%), utilizando a função *train_test_split* da biblioteca *Scikit-learn*. Por fim, foi aplicada a normalização Z-score por meio do *StandardScaler*, garantindo que todos os atributos possuíssem média zero e desvio padrão unitário, condição essencial para a estabilidade e eficiência dos algoritmos de aprendizado supervisionado empregados.

## 2.6 Avaliação da Capacidade Preditiva

A avaliação quantitativa e imparcial do desempenho dos modelos treinados foi realizada utilizando o conjunto de teste (*X_test_scaled, y_test*), mantido completamente isolado durante o processo de ajuste de parâmetros e treinamento. Cada modelo foi empregado para gerar predições independentes sobre os dados de teste, permitindo uma análise comparativa sob condições idênticas de inferência.
O desempenho preditivo foi quantificado por meio de três métricas de regressão padrão, amplamente adotadas em problemas de modelagem contínua:

(i) Erro Médio Absoluto (MAE, *Mean Absolute Error*), que mede a média das diferenças absolutas entre os valores previstos e os observados, sendo expresso na mesma unidade das variáveis-alvo e apresentando robustez frente a outliers;

(ii) Erro Quadrático Médio (MSE, *Mean Squared Error*), que calcula a média dos quadrados dos erros e penaliza de forma mais severa as discrepâncias maiores; e

(iii) Coeficiente de Determinação ($R^2$), indicador da proporção da variância explicada pelas variáveis de entrada.

## 2.7 Testes de Inferência

Os testes de inferência constituíram a etapa final de validação dos modelos, sendo realizados com dados distintos daqueles empregados no treinamento. Nessa fase, foram utilizados exclusivamente os dados experimentais reais, de modo a avaliar a capacidade de generalização e o desempenho preditivo em condições práticas. Essa etapa é essencial para verificar se os modelos — previamente ajustados com base no conjunto sintético — são capazes de reproduzir adequadamente o comportamento observado em medições reais, assegurando sua aplicabilidade e confiabilidade na previsão das Curvas Limite de Conformação de aços *Dual Phase.*

# 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

## 3.1 Análise do Banco de Dados

A Figura 2 mostra os coeficientes de correlação entre as propriedades dos aços *Dual Phase* avaliados e os pontos característicos da Curva Limite de Conformação. Observa-se que o alongamento uniforme apresenta as correlações positivas de maior magnitude com os pontos $\varphi_1$, especialmente $\varphi_{1(2)}$ e $\varphi_{1(3)}$, indicando que a ductilidade global atua como o principal fator de estabilização contra a formação de estricção localizada nos regimes de deformação plana e estiramento biaxial.
O coeficiente de encruamento $n$ também apresentou correlação positiva destacada com $\varphi_{1(3)}$, refletindo a contribuição do endurecimento por deformação para a redistribuição de tensões e postergação da estricção, concordando com previsões clássicas do modelo de instabilidade de Marciniak–Kuczinski [37,38].
Enquanto propriedades associadas à ductilidade tendem a aumentar a conformabilidade, a resistência mecânica apresenta impacto inverso. Correlações negativas, ainda que de magnitude moderada, foram observadas entre o limite de escoamento e o limite de resistência com $\varphi_{2(1)}$, evidenciando que o aumento da resistência compromete a conformabilidade do material.




**Figura 2** Coeficientes de correlação entre as propriedades dos aços Dual Phase e os pontos característicos da Curva Limite de Conformação.

A espessura, por sua vez, mostrou correlação positiva significativa com pontos de $\varphi_1$, confirmando o aumento esperado da conformabilidade com a espessura do material [39]. O coeficiente de anisotropia $r_m$ apresentou correlações positivas de magnitude moderada com os valores de $\varphi_{1(1)}$ e $\varphi_{1(2)}$. Os caminhos de deformação tendem a ser deslocados para a esquerda com o aumento do valor de $r_m$. Valores mais altos de $r_m$ também permitem que deformações $\varphi_1$ maiores sejam alcançadas na faixa negativa de deformação principal menor ($\varphi_2 < 0$) [40].

O conjunto de relações observadas revela que a conformabilidade dos aços DP depende predominantemente da combinação entre ductilidade homogênea e capacidade de encruamento, enquanto elevada resistência tende a reduzir o limite de conformação, especialmente em caminhos de deformação mais críticos. Além disso, a espessura exerce papel complementar no controle da instabilidade. A coerência física das correlações obtidas fortalece a adequação do conjunto de variáveis selecionado como descritores de entrada para o desenvolvimento de modelos preditivos da CLC baseados em aprendizado de máquina.

A utilização de dados sintéticos torna fundamental a avaliação da aderência estatística aos dados reais. A Figura 3 mostra os histogramas das variáveis de entrada do banco de dados. As distribuições das variáveis de entrada foram bem preservadas e até ampliadas no conjunto sintético. Isso é essencial para modelos de IA, pois garante que o modelo não aprenderá apenas os "padrões" presentes nas amostras reais, mas também terá variedade suficiente para generalizar a partir de dados novos.

A distribuição sintética de espessura segue bem a distribuição real, com a adição de algumas combinações intermediárias, sem causar extrapolação indevida. Essa variabilidade favorece o treinamento de modelos de *machine learning*, mas ainda dentro dos limites de espessuras típicas para o material.

Os valores de YS e UTS apresentam uma distribuição mais dispersa no banco sintético. Isso ajuda a melhorar a generalização, permitindo que o modelo de IA compreenda as relações não-lineares entre o limite de escoamento e o limite de resistência, algo comum em ligas metálicas de alta resistência. Para IA, essa dispersão nas variáveis ajuda a evitar *overfitting*, um problema comum em bancos de dados pequenos.

Na Figura 4 estão plotadas todas as CLCs dos bancos de dados sintéticos e reais. A distribuição das curvas sintéticas segue o comportamento das curvas reais com uma ampliação controlada da variabilidade dos dados para garantir que o modelo de aprendizado de máquina tenha diversidade suficiente para generalizar de forma eficaz. A dispersão é limitada a regiões plausíveis e não extrapola para comportamentos fisicamente irreais.

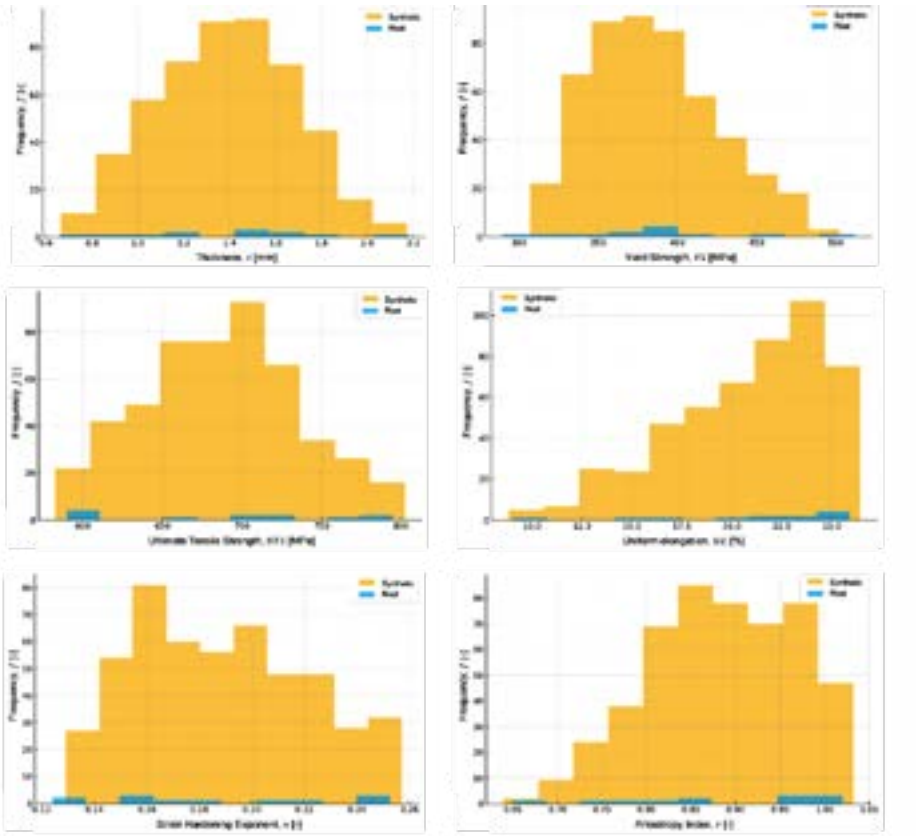


**Figura 3** Histogramas das variáveis de entrada do banco de dados.

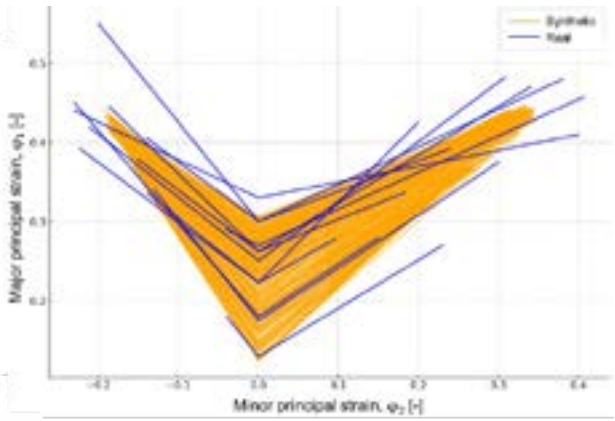



**Figura 4** Curvas Limite de Conformação sintéticas e reais.

A Tabela 1 mostra os resultados do Teste de Kolmogorov-Smirnov (KS) para cada variável do banco de dados sintético. As variáveis, tanto de entrada quanto de saída, apresentam p-valores superiores a 0,0042 após a correção de Bonferroni. Isso indica que não há evidência estatística para rejeitar a hipótese nula, ou seja, as distribuições real e sintética são consideradas indistinguíveis ao nível de significância de 5%, levando em consideração a correção para múltiplos testes.

A variável $\varphi_{2(1)}$ apresenta um p-valor de 0,0192 e um valor de Bonferroni ajustado de 0,2304. Apesar de ser o único p-valor abaixo de 0,05, ainda está bem acima do limite crítico de 0,0042, portanto, não há evidência para rejeitar a similaridade. Essa variável apresentou maior sensibilidade às projeções físicas iniciais. Portanto, uma etapa complementar de equalização probabilística da foi realizada por mapeamento quantílico condicional, considerando o efeito conjunto de UE, n e r sobre a localização estatística

desse ponto específico da CLC. A estratégia suavizou o acúmulo de probabilidade próximo às fronteiras numéricas impostas pelos reparos físicos e manteve a ligação física entre ductilidade global sem impor topos rígidos que reduziram artificialmente a variância da distribuição original. Assim, atingiu-se um equilíbrio entre conformidade física e variabilidade estatística.

**Tabela 2** Resultados do Teste de Kolmogorov-Smirnov (KS) para cada variável do banco de dados sintético.

| Variável | KS | Valor-p | Bonferroni (p*12) |
|---|---|---|---|
| Espessura, $t$ [mm] | 0,1407 | 0,9496 | 1,0000 |
| Limite de escoamento, $YS$ [MPa] | 0,1547 | 0,9018 | 1,0000 |
| Limite de resistência, $UTS$ [MPa] | 0,2673 | 0,3138 | 1,0000 |
| Alongamento uniforme, $UE$[%] | 0,2660 | 0,3196 | 1,0000 |
| Coeficiente de encruamento, $n$ [-] | 0,1980 | 0,6786 | 1,0000 |
| Coeficiente de anisotropia, $r$ [-] | 0,2700 | 0,3031 | 1,0000 |
| $\varphi_{1(1)}$ | 0,3313 | 0,1201 | 1,0000 |
| $\varphi_{1(2)}$ | 0,2220 | 0,5387 | 1,0000 |
| $\varphi_{1(3)}$ | 0,3333 | 0,1161 | 1,0000 |
| $\varphi_{2(1)}$ | 0,4260 | 0,0192 | 0,2304 |
| $\varphi_{2(2)}$ | 0,0000 | 1,0000 | 1,0000 |
| $\varphi_{2(3)}$ | 0,3113 | 0,1659 | 1,0000 |

A análise dos gráficos de Função de Distribuição Acumulada Empírica (Figura 5) para as variáveis do banco de dados sintético, permite uma avaliação detalhada da qualidade dos dados gerados. Os gráficos de ECDF revelam que as distribuições acumuladas dos dados sintéticos seguem de perto as dos dados reais. Isso sugere que o banco de dados sintético foi gerado de forma a preservar as propriedades estatísticas fundamentais das variáveis observadas no banco de dados real.

As curvas real e sintética se sobrepõem amplamente, o que indica que as amostras sintéticas estão distribuídas de maneira muito similar aos reais, sem distorções significativas ou extrapolações para regiões não observadas nos dados originais. Este comportamento é especialmente importante, pois mostra que o banco sintético é capaz de capturar adequadamente as variabilidades naturais presentes nos dados reais, sem introduzir viés ou artefatos de modelagem.

É relevante observar que a similaridade nas distribuições acumuladas sugere que a ampliação da variabilidade nas amostras sintéticas, realizada durante a geração dos dados, não comprometeu a representatividade física dos dados. Essa preservação estatística é crucial para garantir que o banco de dados sintético seja válido para a modelagem de propriedades mecânicas de materiais, como o comportamento de deformação de aços de alta resistência.

Como o segundo par de deformações críticos da CLC corresponde a deformação plana, $\varphi_{2(2)} = 0$ em todas as condições. Portanto, essa saída foi considerada como uma constante durante o processo de geração do banco de dados sintético. Por essa razão, o gráfico ECDF é representado por duas linhas sobrepostas e o p-valor de $\varphi_{2(2)}$ é 1, o que indica identidade total entre as distribuições real e sintética.

O gráfico de Análise de Componentes Principais (Figura 6) fornece uma visão da distribuição multivariada dos dados no espaço reduzido de duas componentes principais. Este gráfico tem o objetivo de avaliar a preservação da estrutura multivariada e a semelhança entre os dados reais e sintéticos. A dispersão dos pontos no gráfico revela que as amostras sintéticas não se afastam significativamente das amostras reais, o que sugere que a geração do banco de dados sintético foi bem-sucedida em manter a variabilidade global observada nas variáveis reais. Isso é crucial para garantir que o banco de dados sintético forneça uma base robusta para treinamento de modelos de IA, sem introduzir viés ou distorções nos dados.

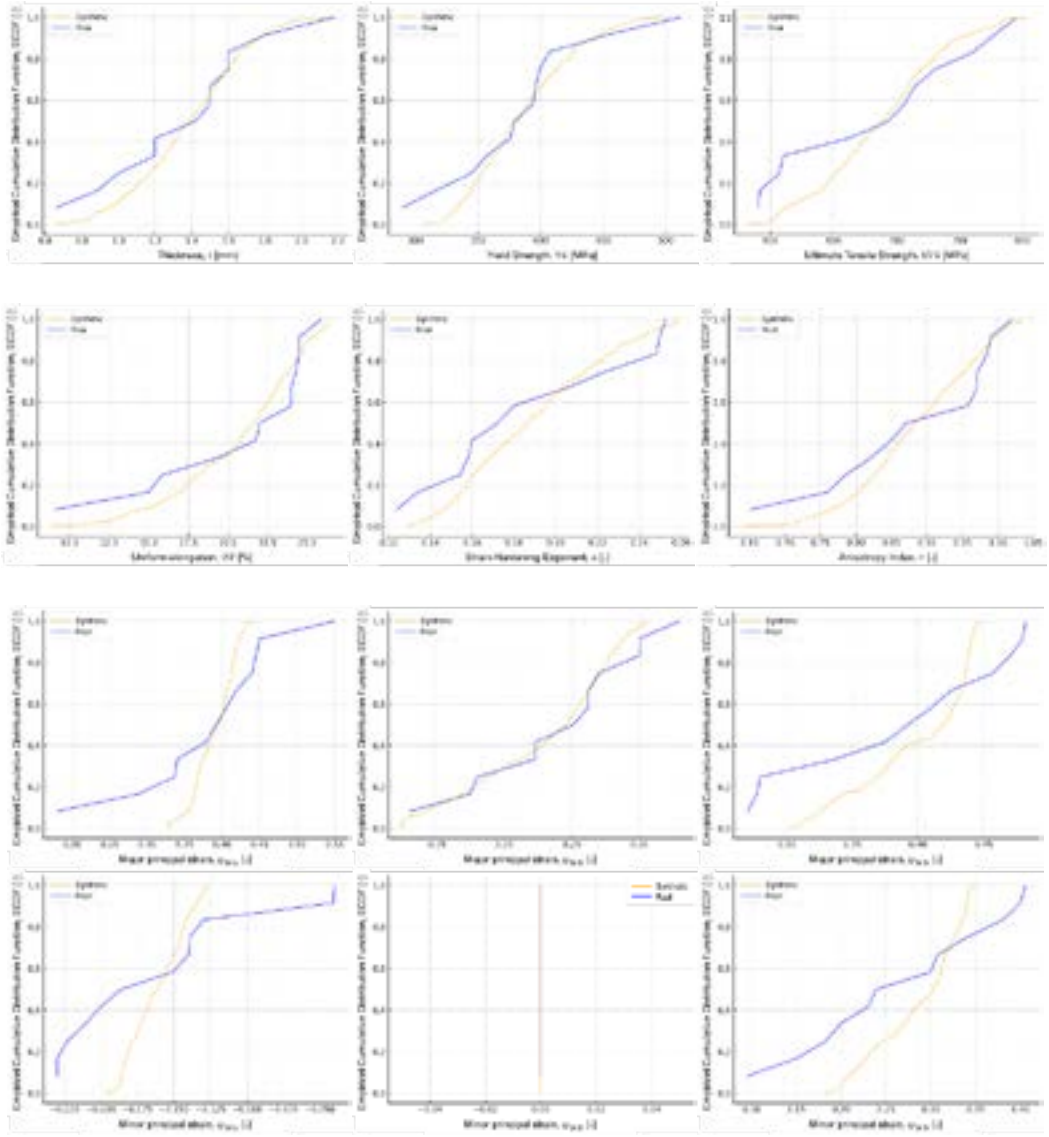


**Figura 5** Função de Distribuição Acumulada Empírica para as variáveis de entrada e saída.

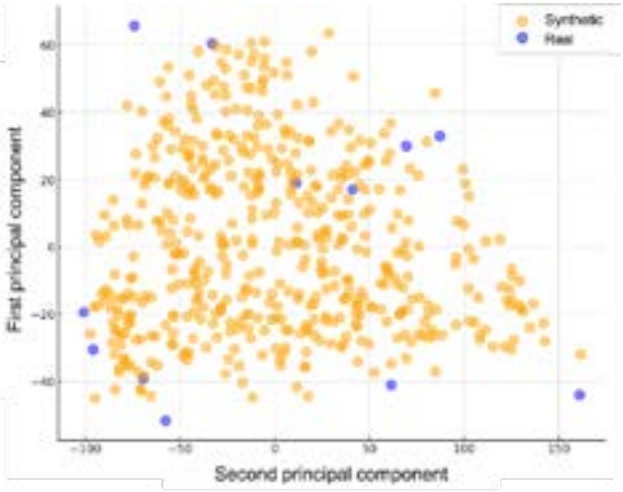



**Figura 6** Análise de Componentes Principais

### 3.2 Modelo de *Random Forest* (RF)

O modelo de *Random Forest* (RF) foi desenvolvido com o objetivo de servir como uma abordagem de referência (*baseline*) para a previsão simultânea dos seis pontos da Curva Limite de Conformação. Como o algoritmo de floresta aleatória não possui suporte nativo para a previsão simultânea de múltiplas variáveis de saída, optou-se por uma estratégia de encapsulamento que permite a regressão multissaída. Nessa configuração, foi treinado um modelo independente para cada variável-alvo, totalizando seis florestas distintas, todas com a mesma arquitetura de base, mas ajustadas individualmente de acordo com os respectivos vetores de saída. Essa abordagem possibilita que o método trate cada ponto da Curva Limite de Conformação (CLC) de forma autônoma, evitando o acoplamento entre as respostas e preservando a estabilidade e a simplicidade computacional do modelo.
Cada floresta foi composta por 100 árvores de decisão, cujas previsões foram combinadas por meio de média aritmética. Essa configuração garante alta capacidade de modelagem de não linearidades e, simultaneamente, reduz a variância das estimativas obtidas. Foram adotados procedimentos para assegurar a reprodutibilidade dos resultados e explorar processamento paralelo, otimizando o tempo de treinamento mesmo em um cenário de múltiplas saídas.

### 3.3 Modelo XGBoost

A arquitetura final do modelo XGBoost de predição da Curva Limite de Conformação adotou uma configuração multialvo, que demonstrou desempenho superior após o ajuste sistemático dos hiperparâmetros. O modelo é composto por seis regressões independentes, cada uma responsável por estimar um ponto característico da CLC, treinadas simultaneamente.
A arquitetura final do modelo multialvo de predição da Curva Limite de Conformação foi configurada com profundidade máxima das árvores igual a 3, o que contribuiu para limitar a complexidade dos particionamentos internos e, consequentemente, reduzir o risco de sobreajuste em um conjunto de dados originalmente pequeno. O número de estimadores adotado foi de 3000 árvores de decisão em sequência, favorecendo a construção incremental do conhecimento e permitindo que padrões não lineares sutis entre as propriedades do aço e os pontos característicos da CLC fossem capturados progressivamente. A taxa de aprendizado utilizada foi moderadamente baixa (0,03), garantindo que cada novo estimador realizasse correções finas sobre os resíduos do modelo anterior, com impacto significativo na estabilidade do treinamento. Com relação aos termos de regularização, os pesos L2 =10 e L1 =0,2 atuaram conjuntamente para restringir amplitudes excessivas dos coeficientes nas folhas das árvores, controlando a complexidade do modelo e evitando que valores ruidosos ou atípicos nos dados sintéticos gerassem extrapolações artificiais. Além disso, foram empregadas técnicas de subamostragem estocástica, com uso de 92% dos registros em cada árvore e 79% dos atributos disponíveis por divisão, o que aumenta significativamente a diversidade estrutural entre as árvores e reforça a robustez estatística do *ensemble* de *boosting.*

### 3.4 Modelo de Redes Neurais Artificiais

A arquitetura final da RNA é composta por camadas totalmente conectadas, utilizando a função de ativação ReLU (*Rectified Linear Unit*) nas camadas ocultas e ativação linear na camada de saída, adequada à natureza contínua das variáveis-alvo. O modelo possui três camadas ocultas com 256, 128 e 64 neurônios, configuradas para capturar padrões altamente não lineares e interações complexas entre as variáveis de entrada.
O modelo foi otimizado com o algoritmo Adam e treinados utilizando a função de perda MAE (*Mean Absolute Error*), escolhida por sua robustez frente a outliers e pela interpretação direta em unidades físicas. O treinamento foi limitado a 200 épocas, com

adoção da técnica de parada antecipada (*Early Stopping*) para evitar sobreajuste. A métrica de validação (erro médio absoluto no conjunto de validação) foi monitorada a cada época, e o treinamento era interrompido automaticamente caso não houvesse melhora por 20 iterações consecutivas. Nesse caso, os pesos correspondentes ao melhor desempenho (menor erro de validação) eram restaurados. Essa estratégia de regularização garantiu maior estabilidade e capacidade de generalização do modelo frente à variabilidade e ao ruído experimental presentes nos dados.

### 3.5 Desempenho Preditivo dos Modelos de IA

A Figura 7 apresenta a distribuição dos erros absolutos para os três modelos avaliados nos principais pontos característicos da Curva Limite de Conformação. De modo geral, observa-se que todos os modelos mantêm erros baixos o que evidencia uma boa capacidade de generalização para a predição da CLC. No entanto, algumas diferenças importantes emergem quando se analisam as regiões da curva e o comportamento específico de cada modelo.

Nos pontos associados à região $\varphi_{1(2)}$ e $\varphi_{2(3)}$ ocorre maior dispersão dos erros e presença de outliers, refletindo a complexidade intrínseca dessas zonas de transição do comportamento limite do material, onde pequenas incertezas experimentais geram maior variabilidade na posição dos pontos da curva. Em contraste, os pontos $\varphi_{1(1)}$ exibe erros substancialmente menores e distribuições mais compactas, indicando maior estabilidade física e preditiva nessas regiões.

A Figura 8 apresenta a comparação direta do erro quadrático médio (MSE) entre os três modelos. Os valores extremamente baixos de MSE, todos na ordem de $10^{-4}$, reforçam que os três modelos capturam adequadamente a relação entre as variáveis de entrada e os pontos característicos da Curva Limite de Conformação.

A análise comparativa dos modelos evidencia diferenças marcantes de desempenho. O *Random Forest* apresenta o comportamento mais consistente entre as técnicas avaliadas, com MAE = 0.0052, medianas mais baixas e menor amplitude interquartílica para praticamente todos os pontos analisados. Além disso, exibe o menor MSE (0.00011) entre os modelos, o que reforça sua combinação favorável de baixa variância e robustez frente ao ruído experimental. Esse aspecto é particularmente relevante em estudos de conformação metálica, nos quais pequenas flutuações nas condições de ensaio tendem a introduzir incertezas sistemáticas.

O XGBoost apresenta desempenho intermediário, com MAE (0.0062) e medianas próximas às do *Random Forest*, porém com maior propensão à ocorrência de valores extremos em regiões críticas, como $\varphi_{1(2)}$. Tal comportamento é coerente com a natureza iterativa do *boosting*, que tende a enfatizar erros residuais e, por isso, pode ser mais sensível a flutuações locais dos dados. Seu MSE (0.00012) é ligeiramente superior ao do *Random Forest*, embora ainda muito próximo, indicando que o modelo consegue capturar relações complexas nos dados, porém com menor estabilidade estatística.

A Rede Neural, por sua vez, apesar de produzir medianas comparáveis às das abordagens baseadas em árvores, apresenta MAE=0.0092 e um número mais elevado de outliers, especialmente nos pontos $\varphi_{1(2)}$, $\varphi_{2(1)}$ e $\varphi_{2(3)}$. Essa maior dispersão sugere uma tendência ao sobreajuste, mesmo após a otimização dos hiperparâmetros, possivelmente devido ao volume limitado de dados disponível para treinar uma arquitetura relativamente profunda. Consequentemente, o MSE (0.00024) da rede é aproximadamente o dobro dos modelos de ensemble, revelando maior dificuldade em generalizar a partir dos dados experimentais. Tal comportamento é típico quando a complexidade da rede excede a quantidade de informação disponível, levando o modelo a memorizar padrões específicos do conjunto de treinamento em detrimento da capacidade preditiva global.

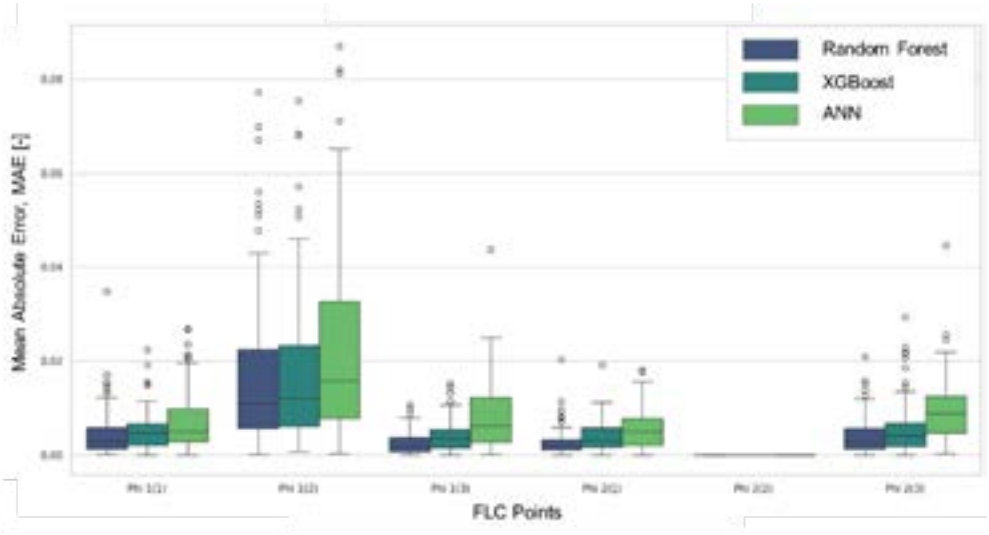



**Figura 7** Distribuição dos erros absolutos para os três modelos avaliados.

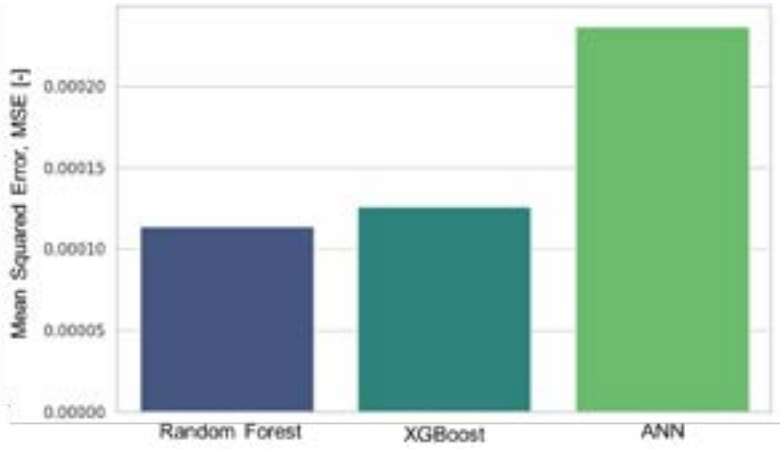



**Figura 8** Valores dos erros quadráticos para os três modelos avaliados.

Os valores de $R^2$ apresentados na Figura 9 evidenciam diferenças claras na capacidade de generalização dos modelos avaliados. O *Random Forest* apresenta o melhor desempenho global, com $R^2$=0,943, indicando que o modelo explica mais de 94% da variabilidade total associada aos pontos característicos da Curva Limite de Conformação. Esse resultado confirma a robustez observada nas demais métricas, especialmente nos baixos erros absolutos e no menor MSE, reforçando que o Random Forest consegue capturar de maneira eficiente tanto as não linearidades quanto as interações entre as variáveis de entrada.

O XGBoost apresenta um $R_2$=0,9336, muito próximo ao do *Random Forest*, o que demonstra desempenho igualmente elevado. A ligeira diferença entre os dois modelos é coerente com a tendência observada nas distribuições de erro. O XGBoost apresenta um pouco mais de sensibilidade ao ruído experimental, o que se reflete nessa pequena redução de capacidade explicativa. Ainda assim, trata-se de um modelo altamente eficaz, capaz de reproduzir com precisão a geometria global da CLC.

A rede neural, por sua vez, apresenta um $R_2$=0,717, substancialmente inferior aos modelos de ensemble. Esse valor indica que aproximadamente 28% da variabilidade total permanece não explicada pelo modelo, o que está em consonância com o maior MSE e com a maior dispersão dos erros observada nos *boxplots*. Esse desempenho reduzido reflete limitações típicas de cenários em que o volume de dados é relativamente pequeno para arquiteturas profundas, favorecendo o sobreajuste e reduzindo a capacidade de generalização.

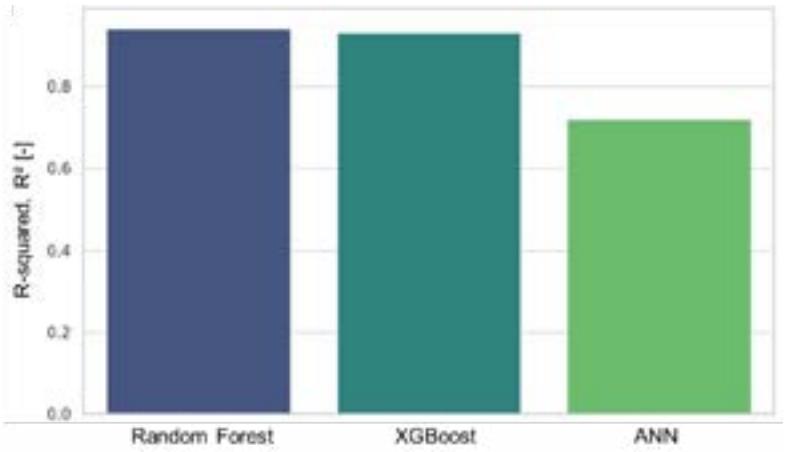



**Figura 9** Valores de coeficiente de determinação para os três modelos avaliados.

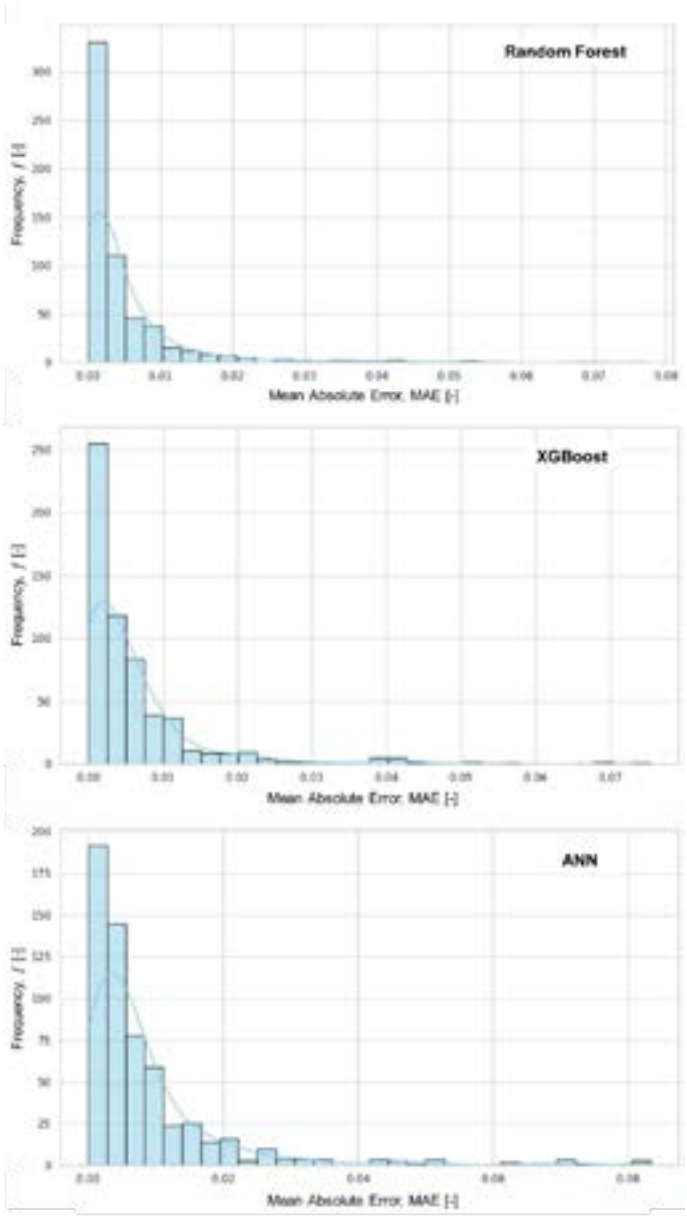



**Figura 10** Distribuições dos erros absolutos dos modelos nos testes de inferência.

Os testes de inferência reforçaram as conclusões alcançadas pelas métricas analisadas anteriormente. A Figura 10 mostra as distribuições dos erros absolutos para os três modelos e revelam padrões estatísticos distintos. Em todos os casos, a distribuição apresenta assimetria positiva, com forte concentração de erros próximos de zero e uma cauda longa associada a predições mais discrepantes. Esse comportamento é típico de modelos regressivos nos quais a maior parte das observações é bem representada.

No caso do *Random Forest*, a distribuição dos erros é a mais concentrada entre os modelos avaliados. Observa-se um pico claramente definido em valores abaixo de 0,005, seguido por uma queda rápida na frequência conforme o erro aumenta. A cauda é menos pronunciada e praticamente inexistente acima de 0,03. Esse comportamento indica que o *Random Forest* não apenas apresenta baixo erro médio, mas também alta consistência estatística, com pequena variabilidade e poucos desvios extremos. A densidade estimada reforça a existência de uma única moda bem definida, sugerindo estabilidade elevada do modelo em todo o domínio da CLC.

O XGBoost exibe uma distribuição semelhante, porém com dispersão ligeiramente maior e presença mais frequente de erros entre 0,01 e 0,03. A curva de densidade apresenta um comportamento mais suave, com uma moda também localizada em valores muito baixos, mas com cauda mais longa que a do *Random Forest*. Esse comportamento confirma que o XGBoost mantém boa capacidade preditiva, mas é mais sensível a irregularidades e ruídos locais nos dados.

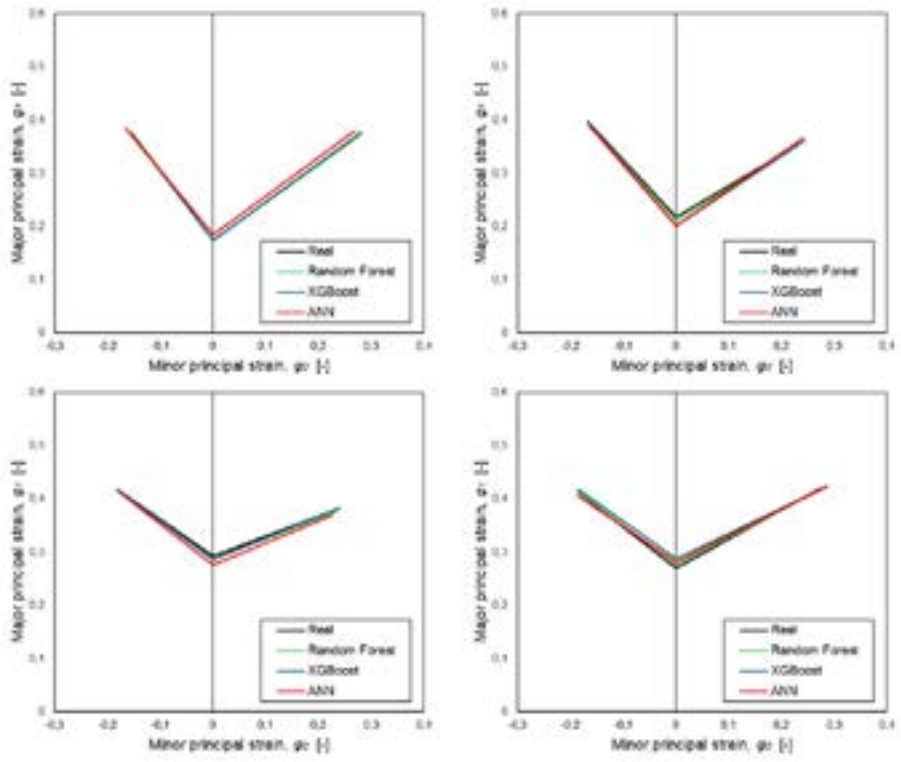



**Figura 11** Exemplos de CLCs do conjunto de teste de inferência.

A distribuição de erros da Rede Neural é a mais dispersa entre os modelos. Embora também apresente uma moda próxima de zero, a frequência de erros acima de 0,01 é significativamente maior, e a cauda se estende até valores superiores a 0,08. A densidade apresenta uma forma mais achatada, indicando menor concentração dos erros em torno da média e maior variabilidade. Esse padrão é típico de modelos que sofrem com sobreajuste ou que operam com volume de dados insuficiente para capturar adequadamente a complexidade do problema.

Do ponto de vista de inferência estatística, as diferenças observadas nas distribuições indicam que o *Random Forest* é estatisticamente mais robusto, não apenas por

apresentar menor erro médio, mas também por exibir menor variância, menor assimetria e menor peso de cauda. O XGBoost se aproxima desse comportamento, mas com maior propensão a erros moderados. A rede neural, por outro lado, apresenta uma distribuição com maior variabilidade e cauda mais pesada, refletindo desempenho inferior.
A Figura 11 apresenta exemplos de CLCs do conjunto de teste de inferência. Apesar das diferenças entre os modelos, todas as predições apresentam o mesmo padrão qualitativo, sem inversões de forma ou tendências incoerentes, o que reforça a robustez física do problema e a qualidade do conjunto de treinamento. Isso indica que o espaço de entrada contém informação suficiente para permitir a reconstrução confiável da CLC, especialmente quando métodos baseados em árvores são empregados. O *Random Forest* apresenta a melhor capacidade de reconstruir com fidelidade a curva real, seguido de perto pelo XGBoost, enquanto a rede neural demonstra maior suavização e variabilidade, refletindo desempenho inferior.

## 4 CONCLUSÕES

Este trabalho demonstrou que técnicas de Inteligência Artificial podem prever com elevada precisão a Curva Limite de Conformação (CLC) de aços *Dual Phase* a partir de propriedades de tração uniaxial, reduzindo substancialmente a necessidade de ensaios experimentais. A construção de um banco de dados sintético físico-guiado, validado por testes de Kolmogorov–Smirnov, ECDF e PCA, garantiu a preservação das distribuições reais e das correlações metalúrgicas essenciais, fornecendo uma base robusta para o treinamento dos modelos.
Entre as técnicas avaliadas, os métodos baseados em árvores apresentaram desempenho superior. O Random Forest foi o modelo mais robusto e preciso (MAE = 0,0052; MSE = 0,00011; $R^2$ = 0,943), seguido de perto pelo XGBoost. Ambos capturaram fielmente a geometria da CLC em diferentes caminhos de deformação e apresentaram menor variabilidade nos erros. A Rede Neural, embora capaz de reproduzir o formato geral da curva, apresentou maior dispersão e menor capacidade de generalização devido ao volume limitado de dados.
Os resultados confirmam que a combinação entre descritores físico-guiados, geração estatisticamente controlada de dados sintéticos e modelos de ensemble constitui uma estratégia eficiente, reprodutível e fisicamente coerente para modelar limites de conformação de aços AHSS. A metodologia proposta pode ser incorporada ao fluxo industrial de projeto de estampagem, acelerando a avaliação de novos materiais. Perspectivas futuras incluem a extensão para outras classes de AHSS, a incorporação de informações microestruturais e o uso de técnicas que permitam quantificar incertezas preditivas.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (EDITAL FAPERGS 10/2024 – PROCESSO Nº 25/2551-0000955-3); (PROCESSO CNPq: 309188/2021-0).

## REFERÊNCIAS

[1] ROSIAK, A.; WERMUTH, D. P.; COSTA, L. L. de L. de. Aços avançados de alta resistência: fundamentos e aplicações. 1. ed. Metal Forming – Technology and Innovation, 2025.

[2] FONSTEIN, F. Dual-phase steels. In: Automotive steels. [S. l.]: Elsevier, 2017.

[3] CHEN, H.-C.; CHENG, G.-H. Effect of martensite strength on the tensile strength of dual phase steels. Journal of Materials Science, v. 24, p. 1991–1994, 1989.

[4] ZHANG, J. et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel. Materials Science and Engineering: A, v. 627, p. 230–240, 2015.

[5] AHMAD, E. et al. Effect of martensite morphology on tensile deformation of dual-phase steel. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 21, p. 382–387, 2012. DOI: 10.1007/s11665-011-9934-z.

[6] WANG, J. et al. Effect of martensite morphology and volume fraction on the low-temperature impact toughness of dual-phase steels. Materials Science and Engineering: A, v. 832, p. 142424, 2022.

[7] ISIK, K. et al. Formability limits by fracture in sheet metal forming. Journal of Materials Processing Technology, v. 214, n. 8, p. 1557–1565, 2014.

[8] LOU, Y. et al. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. International Journal of Solids and Structures, v. 49, n. 25, p. 3605–3615, 2012.

[9] SILVA, M. B. et al. Fracture loci in sheet metal forming: a review. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), v. 28, p. 1415–1425, 2015. DOI: 10.1007/s40195-015-0341-6.

[10] ELANGOVAN, K.; NARAYANAN, C. S.; NARAYANASAMY, R. Modelling of forming limit diagram of perforated commercial pure aluminium sheets using artificial neural network. Computational Materials Science, v. 47, n. 4, p. 1072–1078, 2010. DOI: 10.1016/j.commatsci.2009.12.016.

[11] JAREMENKO, C.; RAVIKUMAR, N.; AFFRONTI, E.; MERKLEIN, M.; MAIER, A. Determination of forming limits in sheet metal forming using deep learning. Materials, v. 12, p. 1051, 2019. DOI: 10.3390/ma12071051.

[12] THAMM, A.; THAMM, F.; SAWODNY, A.; ZEITLER, S.; MERKLEIN, M.; MAIER, A. Unsupervised deep learning for advanced forming limit analysis in sheet metal: a tensile test-based approach. Materials, v. 16, p. 7001, 2023. DOI: 10.3390/ma16217001.

[13] KOTKUNDE, N.; DEOLE, A. D.; GUPTA, A. K. Prediction of forming limit diagram for Ti-6Al-4V alloy using artificial neural network. Procedia Materials Science, v. 6, p. 341–346, 2014. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.045.

[14] DENGIZ, C. G.; ŞAHIN, F. Prediction of forming limit diagrams for steel sheets with an artificial neural network and comparison with empirical and theoretical models. Research on Engineering Structures and Materials, publicado online em 30 nov. 2023. DOI: 10.17515/resm2023.32ma0825rs.

[15] DEROGAR, A.; DJAVANROODI, F. Artificial neural network modeling of forming limit diagram. Materials and Manufacturing Processes, v. 26, n. 11, p. 1415–1422, 2011. DOI: 10.1080/10426914.2010.544818.

[16] CHEDA, A. M.; NAZRO, L.; SEN, F. G.; HEGADEKATTE, V. Prediction of forming limit diagrams using machine learning. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 651, p. 012107, 2019. DOI: 10.1088/1757-899X/651/1/012107.

[17] FINAMOR, F. P.; WOLFF, M. A.; LAGE, V. S. Prediction of forming limit diagrams from tensile tests of automotive grade steels by a machine learning approach. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 1157, p. 012080, 2021. DOI: 10.1088/1757-899X/1157/1/012080.

[18] DEMERI, M. Y. The formability of a dual phase steel. Metallurgical Transactions A, v. 12A, p. 1181–1187, 1981.

[19] MARRAPU, B. et al. Experimental and numerical analysis on dual phase steel (DP780) sheet forming limit and effect of microstructure evolution on formability. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 29, p. 8247–8260, 2020.

[20] ALIPOUR, M. et al. Finite element and experimental method for analyzing the effects of martensite morphologies on the formability of DP steels. Mechanics Based Design of Structures and Machines, v. 49, n. 6, p. 803–824, 2021.

[21] KONIECZNY, A. A. On formability assessment of the automotive dual phase steels. SAE Technical Paper, n. 2001-01-3075, 2001.

[22] JEONG, Y.; PANICH, S. Forming limits of dual phase steels using crystal plasticity in conjunction with MK approach. Procedia Manufacturing, v. 15, p. 1816–1824, 2018.

[23] CHENG, C. et al. Effect of yield criteria on the formability prediction of dual-phase steel sheets. International Journal of Mechanical Sciences, v. 133, p. 28–41, 2017.

[24] BLECK, W. et al. A comparative study of the forming-limit diagram models for sheet steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 83, p. 223–230, 1998.

[25] LU, W.; WANG, W.; QIN, X.; CAI, Z. A lightweight kernel density estimation and adaptive synthetic sampling method for fault diagnosis of rotating machinery with imbalanced data. Applied Sciences, v. 14, p. 11910, 2024.

[26] PLESOVSKAYA, E.; IVANOV, S. An empirical analysis of KDE-based generative models on small datasets. Procedia Computer Science, v. 193, p. 442–452, 2021. DOI: 10.1016/j.procs.2021.10.046.

[27] ELREEDY, D.; ATIYA, A. F.; KAMALOV, F. A theoretical distribution analysis of synthetic minority oversampling technique (SMOTE) for imbalanced learning. Machine Learning, v. 113, p. 4903–4923, 2024. DOI: 10.1007/s10994-022-06296-4.

[28] DANDEKAR, A.; ZEN, R. A. M.; BRESSAN, S. A comparative study of synthetic dataset generation techniques. In: HARTMANN, S.; MA, H.; HAMEURLAIN, A.; PERNUL, G.; WAGNER, R. (ed.). Database and Expert Systems Applications: DEXA 2018. Lecture Notes in Computer Science, v. 11030. Cham: Springer, 2018. DOI: 10.1007/978-3-319-98812-2_35.

[29] RESTREPO, J. P.; RIVERA, J. C.; LANIADO, H.; OSORIO, P.; BECERRA, O. A. Nonparametric generation of synthetic data using copulas. Electronics, v. 12, p. 1601, 2023. DOI: 10.3390/electronics12071601.

[30] DANKAR, F. K.; IBRAHIM, M. Fake it till you make it: guidelines for effective synthetic data generation. Applied Sciences, v. 11, p. 2158, 2021. DOI: 10.3390/app11052158.

[31] LIU, Y.; WANG, Y.; ZHANG, J. New machine learning algorithm: random forest. In: LIU, B.; MA, M.; CHANG, J. (ed.). Information Computing and Applications: ICICA 2012. Lecture Notes in Computer Science, v. 7473. Berlin; Heidelberg: Springer, 2012. DOI: 10.1007/978-3-642-34062-8_32.

[32] REIS, I.; BARON, D.; SHAHAF, S. Probabilistic random forest: a machine learning algorithm for noisy data sets. The Astronomical Journal, v. 157, n. 16, p. 1–12, 2019. DOI: 10.3847/1538-3881/aaf101.

[33] SAFHI, A. E. M.; DABIRI, H.; SOLIMAN, A.; KHAYAT, K. H. Prediction of self-consolidating concrete properties using XGBoost machine learning algorithm: Part 1 – Workability. Construction and Building Materials, v. 408, p. 133560, 2023. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2023.133560.

[34] ROCHA, R. P. da; RIFFEL, M. H.; ROSIAK, A.; FOLLÉ, L. F.; LIMA, T. N.; SCHAEFFER, L. Artificial intelligence-based modeling of hot deformation behavior in AA 5052-H32 alloy. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025. DOI: 10.1007/s00170-025-16682-6.

[35] ROSIAK, A.; SCHMELING, M.; MARCELINO, R.; SCHAEFFER, L. Machine learning applied to predict the flow curve of steel alloys. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024. DOI: 10.1007/s00170-024-14472-0.

[36] DIEHL, P. D.; ROSIAK, A.; MARCELINO, R.; SCHAEFFER, L. Predictive modeling of hardness in bainitic steel forging processes using artificial intelligence. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025. DOI: 10.1007/s00170-025-16888-8.

[37] SHEN, F.; MÜNSTERMANN, S.; LIAN, J. Forming limit prediction by the Marciniak–Kuczynski model coupled with the evolving non-associated Hill48 plasticity model. Journal of Materials Processing Technology, v. 287, p. 116384, 2021.

[38] BANABIC, D. et al. Developments of the Marciniak–Kuczynski model for sheet metal formability: a review. Journal of Materials Processing Technology, v. 287, p. 116446, 2021.

[39] WANG, H.; WANG, Z. Theoretical forming limit diagram based on induced stress in the thickness direction. Metals, v. 13, p. 456, 2023.

[40] RAULT, D. Description of the deep-drawing end connected problems. In: BAUDELET, B. (ed.). Metal forming of the metals and alloys. Paris: CNRS, p. 297–303, 1976.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# APLICAÇÃO DO ENSAIO DOS CINCO PUNÇÕES NA AVALIAÇÃO DA CONFORMABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 304

Robson Souza Nunes [1]
Thiago Marques Ivaniski [2]
André Rosiak [3]
Matheus Henrique Riffel [4]
Lirio Schaeffer [5]

**RESUMO**

Este trabalho avalia a conformabilidade do aço inoxidável austenítico AISI 304 pelo ensaio dos cinco punções, que impõe diferentes estados de tensão e deformação por meio de cinco geometrias de punção. Chapas de 1,0 mm foram caracterizadas química, microestrutural e mecanicamente, resultando em coeficiente de encruamento $n$ = 0,34, coeficiente de resistência $K$ entre 1198 e 1318 MPa e anisotropia normal média $r_m$ = 0,84 ($\Delta r$ = −0,27). Com *blanks* de 90 a 110 mm, a razão limite de estampagem ($\beta$) variou de 1,8 a 2,2 conforme o modo de deformação, com melhor desempenho no punção hemisférico. A pressão do prensa-chapas teve efeito oposto conforme o modo dominante: pressões baixas causaram enrugamento em embutimento, e pressões altas precipitaram fratura em estiramento. A simulação por elementos finitos, calibrada com os parâmetros experimentais, reproduziu satisfatoriamente os resultados, confirmando a metodologia como ferramenta eficaz de caracterização da conformabilidade.

Palavras-chave – Conformabilidade de chapas, ensaio dos cinco punções, aço inoxidável AISI 304, razão limite de estampagem, simulação por elementos finitos.

[1] Mestrando, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS.
[2] Professor, Departamento de Metalurgia, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS.
[3] Professor, Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Florianópolis, SC.
[4] Doutorando, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS.
[5] Professor, Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica (CBCM), Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), Porto Alegre, RS.

# APPLICATION OF THE FIVE-PUNCH TEST TO THE FORMABILITY ASSESSMENT OF AISI 304 STAINLESS STEEL


## ABSTRACT

*This study evaluates the formability of AISI 304 austenitic stainless steel through the five-punch test, which imposes different stress and strain states via five punch geometries. Sheets 1.0 mm thick were chemically, microstructurally and mechanically characterized, yielding a strain hardening exponent* n = *0.34, a strength coefficient* K *between 1198 and 1318 MPa and an average normal anisotropy* $r_m$ = *0.84 (*$\Delta r = -0.27$*). With blank diameters of 90 to 110 mm, the limiting drawing ratio (*$\beta$*) ranged from 1.8 to 2.2 depending on the deformation mode, with the best performance for the hemispherical punch. Blank holder pressure had an opposite effect depending on the dominant mode: low pressures caused wrinkling in deep drawing, while high pressures precipitated fracture in stretching. Finite element simulation, calibrated with the experimental parameters, satisfactorily reproduced the results, confirming the method as an effective tool for formability characterization.*


*Key words – Sheet metal formability, five-punch test, AISI 304 stainless steel, limiting drawing ratio, finite element simulation.*

## 1. INTRODUÇÃO

Os processos de conformação de chapas metálicas são uma tecnologia fundamental para setores estratégicos como o automotivo, o aeroespacial, o de bens de capital e o de embalagens [1]. A competitividade nesses mercados exige o domínio dos processos de fabricação e, sobretudo, a capacidade de prever e controlar o comportamento dos materiais durante a conformação.

A conformabilidade define a aptidão de uma chapa para ser submetida à deformação plástica sem a ocorrência de falhas [2]. Ela não é uma propriedade intrínseca única do material, pois depende tanto das propriedades da chapa quanto dos parâmetros do processo [3,4]. Tradicionalmente, é avaliada por ensaios como os de Erichsen, Nakazima e Swift, que examinam o material sob condições de carregamento restritas, focadas em estiramento (Erichsen) ou em embutimento (Swift), e que não representam plenamente a complexidade dos processos industriais [5].

O ensaio dos cinco punções, desenvolvido por Hennig na Universidade Técnica de Dresden [5], supera essa limitação ao empregar cinco punções de geometrias distintas e mesmo diâmetro nominal, que impõem estados de tensão e deformação progressivamente diferentes, do embutimento puro ao estiramento biaxial [5,6]. Para cada punção, estampam-se *blanks* de diâmetros crescentes, e o maior diâmetro que resulta em peça sem fratura define a razão limite de estampagem ($\beta$) para aquele estado de deformação [5]. O método fornece um panorama da conformabilidade com número de ensaios significativamente menor que o necessário para a curva limite de conformação, e a variação da pressão do prensa-chapas permite determinar limites tanto de fratura quanto de enrugamento [6,7]. A integração do ensaio com a simulação por elementos finitos (MEF) apresentou boa correlação entre resultados numéricos e experimentais, com previsão de razões limite de estampagem, distribuições de deformação, tensão e espessura e locais de fratura [7,8].

O aço inoxidável austenítico AISI 304 é o membro mais utilizado dessa família, representando cerca de 50% do consumo mundial de aços inoxidáveis [9]. Sua austenita metaestável pode sofrer transformação martensítica induzida por deformação (TRIP) [10], e a baixa energia de defeito de empilhamento favorece a formação de maclas mecânicas, que atuam como barreiras ao movimento de discordâncias e contribuem para o endurecimento do

aço [11].

Neste contexto, o objetivo deste trabalho é avaliar a conformabilidade do aço inoxidável AISI 304 pelo ensaio dos cinco punções, correlacionando o desempenho em conformação com a caracterização química, microestrutural e mecânica do material, analisando o efeito da pressão do prensa-chapas e validando o comportamento observado por simulação numérica com o *software* QForm.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Material, análise química e microestrutural

Utilizou-se aço inoxidável austenítico AISI 304 na forma de chapas laminadas com espessura nominal de 1,0 mm. A composição química foi determinada por espectrometria de emissão óptica, em equipamento Q2ION (Bruker) do Laboratório de Fundição (LAFUN) da UFRGS. A microestrutura foi analisada nas condições como recebida e deformada a frio (alongamento de 10% em ensaio de tração). As amostras foram embutidas em baquelite, lixadas (220 a 1200 *mesh*), polidas com pasta de diamante e atacadas por imersão com o reagente Glyceregia, e observadas em microscópio óptico invertido Olympus DP-GX-51, com aquisição de imagens pelo *software* AnalySIS®.

### 2.2. Ensaios de tração e de anisotropia

Os ensaios de tração seguiram a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013, em máquina universal EMIC DL 60.000 (600 kN) do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS, à temperatura ambiente e velocidade de 5 mm/min. Corpos de prova retangulares (200 × 20 × 1 mm), cortados por cisalhamento, foram orientados a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação, com três repetições por direção. A curva de escoamento foi construída na região de deformação plástica uniforme, entre o limite de escoamento e o limite de resistência, a partir da tensão de escoamento, dada pela Eq. (1), e da deformação verdadeira, dada pela Eq. (2):

$$k_f = \frac{F}{A} \tag{1}$$

$$\varphi = ln\ \frac{l}{l_0} \tag{2}$$

em que $F$ é a força instantânea, $A$ a área instantânea da seção transversal e $l$ e $l_0$ os comprimentos instantâneo e inicial. O comportamento plástico foi descrito pela equação de Hollomon [12], com o coeficiente de resistência $K$ e o coeficiente de encruamento $n$ determinados por linearização logarítmica, conforme a Eq. (3):

$$k_f = K\varphi^n \tag{3}$$

A anisotropia foi avaliada conforme a norma ABNT NBR 16282:2014, com corpos de prova de mesmas dimensões e orientações, e ensaios interrompidos antes da ruptura, em aproximadamente 15% do alongamento máximo observado nos ensaios de tração. Foram medidos, com paquímetro digital, o comprimento e a largura em três posições, antes e depois do ensaio. O coeficiente de anisotropia normal $r$, Eq. (4), relaciona as deformações verdadeiras na largura ($\varphi_w$) e na espessura ($\varphi_t$), esta última obtida pela constância de volume [1]. A partir de $r_0$, $r_{45}$ e $r_{90}$, calcularam-se os coeficientes de anisotropia normal médio, $r_m$, Eq. (5), e planar, $\Delta r$, Eq. (6) [1,4]:

$$r = \frac{\varphi_w}{\varphi_t} \tag{4}$$

$$r_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \tag{5}$$

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \tag{6}$$

2.3. Ensaio dos cinco punções

O ferramental, composto por matriz, prensa-chapas e cinco punções, foi projetado conforme os trabalhos de Hennig [5,6] e de Arruda *et al.* [8]. Os punções, todos com diâmetro nominal de 50 mm e simetria radial, são apresentados na Figura 1, da esquerda para a direita: cilíndrico, elipse rasa, hemisférico, elipse profunda e elipse extra profunda. A matriz tem abertura circular de 54 mm (folga nominal de 2 mm) e raio de entrada de 6 mm.




**Figura 1:** Punções utilizados no ensaio dos cinco punções, da esquerda para a direita: cilíndrico, elipse rasa, hemisférico, elipse profunda e elipse extra profunda.

Os ensaios foram realizados em prensa hidráulica de duplo efeito Dan-Presse (178 kN no cilindro principal e 53 kN no secundário) do LdTM, instrumentada com célula de carga de 178 kN e transdutor de deslocamento linear (LVDT), conectados ao sistema de aquisição HBM Spider 8. A pressão do prensa-chapas ($P_{pc}$) foi inicialmente de 5 MPa e, para avaliar sua influência, foram empregadas também $P_{pc}$ de 1,25 e 2 MPa. Foram utilizados *blanks* circulares, cortados a laser e lubrificados com lubrificante comercial para estampagem, com diâmetros de 90, 100 e 110 mm, o que corresponde a razões de estampagem de 1,8, 2,0 e 2,2. Para cada punção, o maior diâmetro que resultou em peça íntegra foi adotado como diâmetro crítico, e a razão limite de estampagem foi calculada pela Eq. (7) [1]:

$$\beta = \frac{d_{máx}}{d} \tag{7}$$

em que $d_{máx}$ é o maior diâmetro de *blank* estampado sem falha e $d$ é o diâmetro do punção.

2.4. Simulação numérica

As simulações foram realizadas no *software* QForm UK, baseado no método dos elementos finitos. O modelo tridimensional considerou a simetria axial do processo, com punção, matriz e prensa-chapas modelados como corpos rígidos e o *blank* como corpo elastoplástico, discretizado em malha autoadaptativa de elementos tetraédricos. Foram inseridos no banco de dados do *software* os parâmetros determinados experimentalmente: a curva de escoamento de Hollomon ($K$ e $n$) e os coeficientes de anisotropia $r_0$, $r_{45}$ e $r_{90}$. O deslocamento da matriz foi definido conforme a profundidade de embutimento de cada geometria, replicando as condições experimentais. Adotou-se o modelo de atrito de Coulomb, com coeficiente $\mu$ calibrado iterativamente até que as curvas força–deslocamento numéricas e experimentais apresentassem correspondência satisfatória.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Composição química e microestrutura

A composição química está na Tabela 1. Os teores de Ni (8,088%) e de C (0,056%)

estão dentro da composição nominal do aço AISI 304 (Ni de 8 a 10,5% e C máximo de 0,08%), enquanto o Cr (17,13%) situa-se ligeiramente abaixo da faixa nominal de 18 a 20% [9]. Os teores de Ni e Cr estabilizam a estrutura austenítica à temperatura ambiente [10], o que é confirmado pela microestrutura. O teor de carbono, e o baixo teor de enxofre (< 0,01%) minimiza a formação de inclusões de sulfeto de manganês, que reduzem a ductilidade local e podem atuar como sítios de nucleação de trincas [14].

**Tabela 1:** Composição química do aço AISI 304 (% em massa).

| C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo |
|---|---|---|---|---|---|
| 0,056 | 0,601 | 1,046 | 17,13 | 8,088 | 0,226 |
| **P** | **S** | **V** | **Al** | **Nb** | **Ti** |
| 0,032 | < 0,01 | 0,059 | 0,085 | 0,037 | 0,011 |

A microestrutura do material como recebido (Figura 2a) é composta por grãos austeníticos com elevada densidade de maclas de recozimento, típica de material laminado a frio e recozido [10,15]. Após 10% de alongamento (Figura 2b), observa-se pequeno aumento na densidade de maclas de deformação no interior dos grãos, mecanismo característico de aços de baixa energia de defeito de empilhamento [16]. Essas maclas atuam como barreira ao movimento de discordâncias e são o principal mecanismo do elevado coeficiente de encruamento medido ($n \approx 0,34$) [11,12,17], possivelmente aliado ao efeito TRIP [13,18].

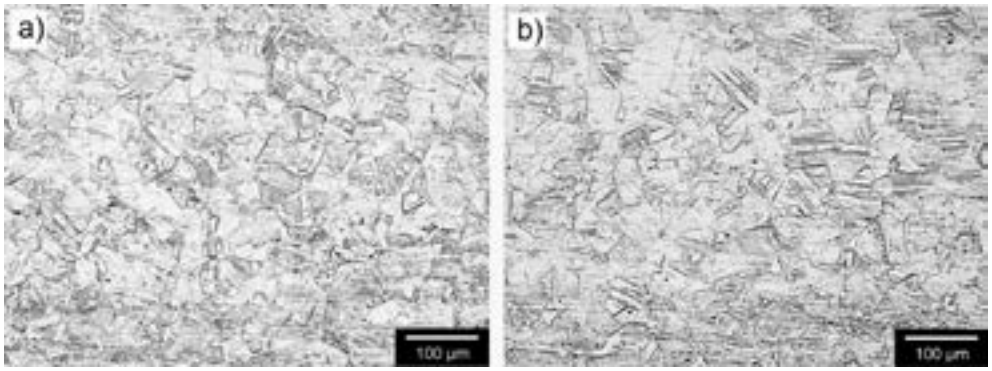



**Figura 2:** Microestrutura do aço AISI 304: (a) como recebido; (b) após 10% de alongamento em ensaio de tração. Ataque com Glyceregia.

3.2. Propriedades mecânicas e anisotropia

As propriedades obtidas nos ensaios de tração e de anisotropia estão na Tabela 2. O material apresentou comportamento típico de aços inoxidáveis austeníticos: limite de escoamento moderado (206 a 217 MPa), limite de resistência elevado (719 a 762 MPa) e excelente ductilidade, com alongamento entre 50% e 56%. Os limites de escoamento situam-se na faixa reportada na literatura para o material [9]. A direção longitudinal (0°) apresentou os maiores limites de escoamento e de resistência e o menor alongamento, comportamento consistente com o alinhamento preferencial dos grãos e com a textura desenvolvida na laminação a frio [4].

**Tabela 2:** Propriedades mecânicas, parâmetros de Hollomon e coeficientes de anisotropia normal do aço AISI 304, por direção em relação à laminação.

| Direção | $R_{p0,2}$ [MPa] | $R_m$ [MPa] | Along. [%] | $K$ [MPa] | $n$ [-] | $r$ [-] |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **0°** | 217 | 762 | 50 | 1318,3 | 0,35 | 0,55 |
| **45°** | 206 | 719 | 56 | 1198,4 | 0,33 | 0,97 |
| **90°** | 210 | 733 | 54 | 1232,3 | 0,34 | 0,86 |

As curvas de escoamento das três direções são mostradas na Figura 3. O coeficiente de encruamento médio, $n$ = 0,34, indica boa capacidade de distribuir uniformemente a

deformação plástica, valor característico de aços inoxidáveis austeníticos processados termomecanicamente [12], e valores de *n* entre 0,20 e 0,50 conferem resistência à localização prematura da deformação [3]. O maior *K* na direção longitudinal (1318,3 MPa) é coerente com os maiores limites de escoamento nessa direção, e o menor *n* a 45° (0,33) sugere ligeira redução da capacidade de encruamento em orientações intermediárias.

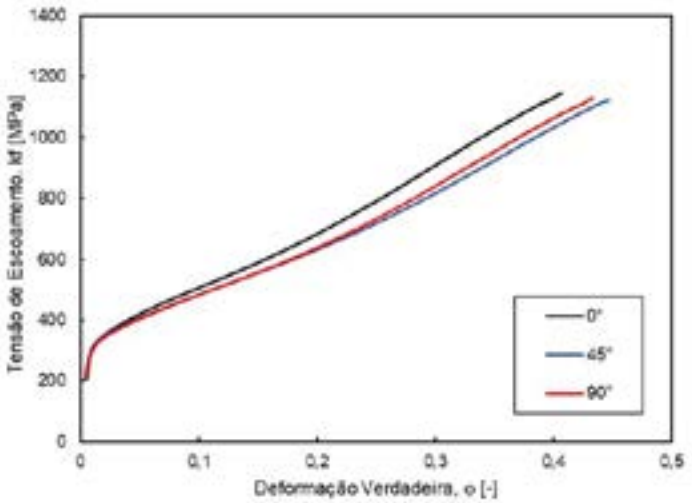



**Figura 3:** Curvas de escoamento do aço AISI 304 nas direções 0°, 45° e 90° em relação à laminação.

Quanto à anisotropia (Tabela 2), obtiveram-se $r_0 = 0{,}55$, $r_{45} = 0{,}97$ e $r_{90} = 0{,}86$, resultando em $r_m = 0{,}84$ e $\Delta r = -0{,}27$. Valores de $r_m < 1$ são típicos de aços inoxidáveis austeníticos laminados a frio e recozidos, e refletem a textura cristalográfica desenvolvida no processamento termomecânico [4]. Esse valor implica maior tendência à redução de espessura, especialmente em regiões sob tração biaxial, como o fundo de peças embutidas [14]. A anisotropia planar significativa indica variação direcional pronunciada no plano da chapa, que se manifesta na formação de orelhas em peças axissimétricas embutidas. A ordem $r_{45} > r_{90} > r_0$ sugere textura do tipo Latão, comum em metais CFC deformados por laminação [4].

3.3. Ensaio dos cinco punções e razão limite de estampagem

Com *blanks* de 90 mm ($\beta = 1{,}8$), todas as geometrias foram conformadas sem falha, com curvas força–deslocamento completas e sem quedas abruptas. A maior força máxima foi obtida com o punção cilíndrico (95,91 kN), em que predomina o embutimento profundo, com significativo escoamento do flange, atrito e compressão circunferencial [1]. A força máxima diminuiu progressivamente com a mudança da geometria, até o menor valor (85,61 kN) para a elipse extra profunda, refletindo a transição do embutimento para o estiramento biaxial [8].

Com *blanks* de 100 mm ($\beta = 2{,}0$; Figura 4), apenas o punção de elipse extra profunda não conformou o *blank*, que rompeu antes de ser totalmente estampado (Figura 4a). A curva correspondente é interrompida de forma abrupta (Figura 4b), indicando falha prematura sob estiramento biaxial severo, em que tensões de tração nas duas direções do plano promovem afinamento localizado e ruptura [16]. Os demais punções apresentaram curvas completas, sem interrupção abrupta. A transição entre a conformação bem-sucedida (90 mm) e a falha (100 mm) na geometria mais severa delimita a janela operacional de conformabilidade do material.

**(a)**



**(b)**

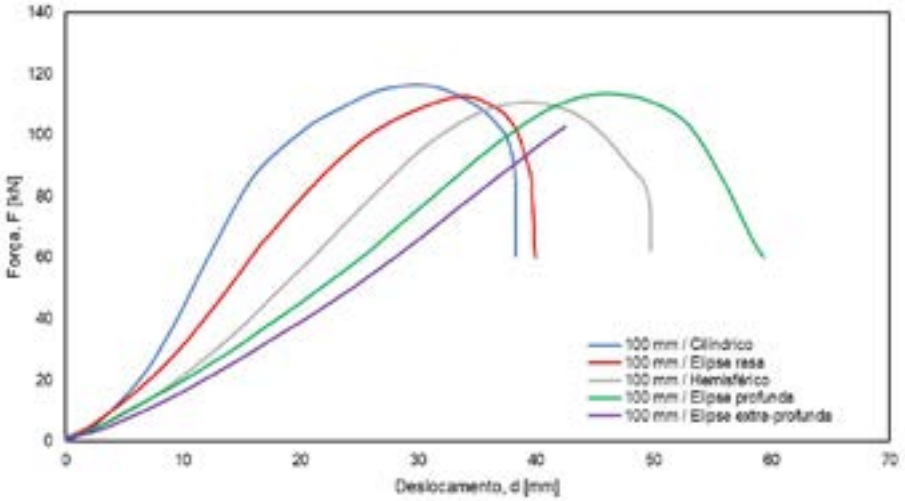



**Figura 4:** Ensaio com *blanks* de 100 mm ($\beta$ = 2,0): (a) amostras após o ensaio, da esquerda para a direita: cilíndrico, elipse rasa, hemisférico, elipse profunda e elipse extra profunda; (b) curvas força–deslocamento.

Com *blanks* de 110 mm ($\beta$ = 2,2; Figura 5), somente o punção hemisférico foi conformado com sucesso (Figura 5a). Os punções cilíndrico, de elipse rasa e de elipse profunda romperam, e as curvas correspondentes são interrompidas no momento da falha (Figura 5b). O ensaio com a elipse extra profunda não foi realizado nessa condição, pois seu limite já havia sido identificado em $\beta$ = 1,8. O sucesso isolado do hemisférico indica que o estado de tensões balanceado entre estiramento e embutimento que ele impõe é particularmente favorável ao material.

**(a)**



**(b)**

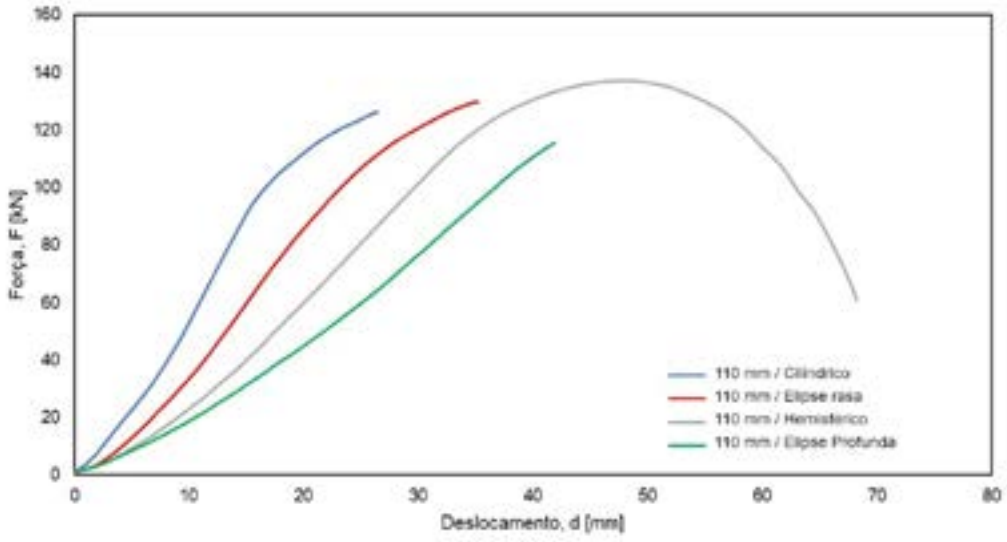



**Figura 5:** Ensaio com *blanks* de 110 mm ($\beta$ = 2,2): (a) amostras após o ensaio, da esquerda para a direita: cilíndrico, elipse rasa, hemisférico e elipse profunda; (b) curvas força–deslocamento.

Os valores de $\beta$ obtidos com $P_{pc}$ = 5 MPa são apresentados na Figura 6: 2,2 para o punção hemisférico, 2,0 para os punções cilíndrico, de elipse rasa e de elipse profunda, e 1,8 para o de elipse extra profunda. Como não foram testados *blanks* maiores que 110 mm, o valor obtido com o hemisférico é um limite inferior. Os valores de $\beta$ de 2,0 a 2,2 são compatíveis com a faixa usualmente reportada para o AISI 304 [16]. A variação sistemática de $\beta$ com a geometria do punção demonstra a eficácia do ensaio na caracterização da conformabilidade sob múltiplos estados de tensão [5,6]. O desempenho superior do punção hemisférico está em consonância com a literatura [4,8], e o menor valor de $\beta$ sob estiramento biaxial severo reflete a maior susceptibilidade à ruptura sob tensões de tração biaxiais, com afinamento localizado [19]. Essa sensibilidade é também explicada por $r_m$ = 0,84 < 1, que indica maior propensão ao afinamento. Em síntese, o elevado $n$ (0,34) favorece os modos com predomínio de estiramento, nos quais a localização da deformação limita a conformação, ao passo que $r_m$ < 1 reduz a capacidade de embutimento profundo, o que é compatível com $\beta$ = 2,0 no punção cilíndrico [3,4].

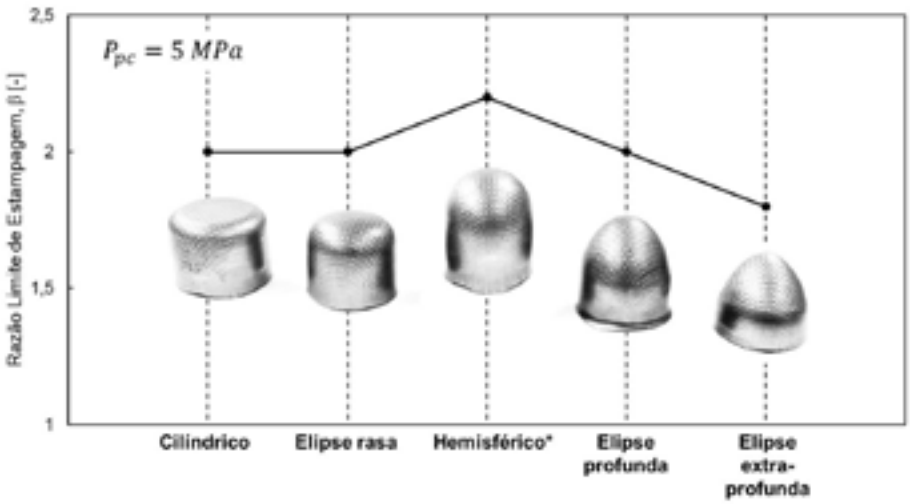
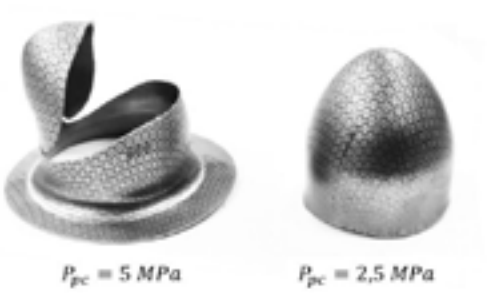



**Figura 6:** Razão limite de estampagem ($\beta$) em função da geometria do punção, com $P_{pc}$ = 5 MPa.

3.4. Efeito da pressão do prensa-chapas

Para o punção de elipse extra profunda, com *blank* de 100 mm, apenas a amostra ensaiada com $P_{pc}$ = 5 MPa rompeu (Figura 7a); a amostra com 2,5 MPa foi estampada com sucesso. O resultado é contraintuitivo, pois uma pressão menor normalmente reduz a restrição ao fluxo do material. Contudo, nesse modo, predominantemente de estiramento e com fluxo mínimo do flange, a pressão excessiva aumenta, pelo atrito adicional, as tensões de tração no fundo da peça e precipita a ruptura, enquanto pressões menores reduzem o atrito e permitem melhor distribuição das deformações sobre o punção [6]. As curvas (Figura 7b) confirmam essa análise: a de 5 MPa é interrompida logo após o pico, característica de fratura, enquanto a de 2,5 MPa é completa, com força estabilizada após o máximo e, antes da fratura, inferior à de 5 MPa, consistente com a menor força de atrito. Assim, o valor $\beta$ = 1,8 obtido para esse punção refere-se a $P_{pc}$ = 5 MPa, pois com 2,5 MPa foi possível estampar o *blank* de 100 mm ($\beta$ = 2,0).

**(a)**




**(b)**

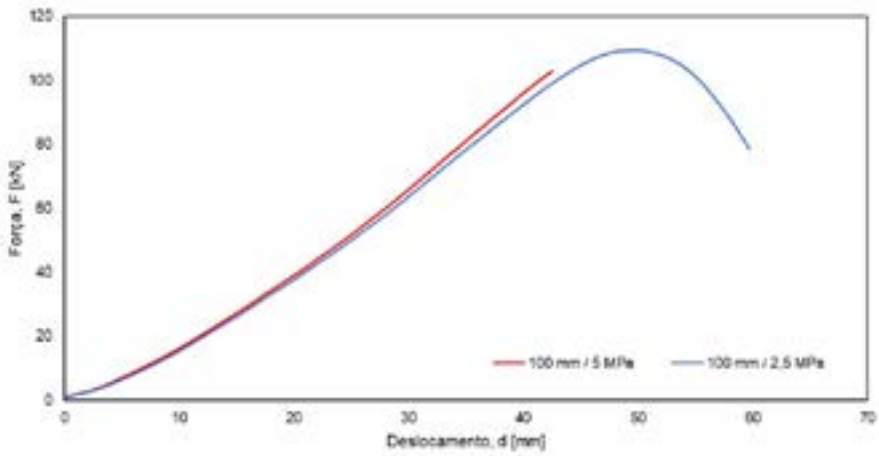



**Figura 7:** Punção de elipse extra profunda, *blank* de 100 mm, com $P_{pc}$ = 5 e 2,5 MPa: (a) amostras; (b) curvas força–deslocamento.

O punção cilíndrico, representativo do embutimento profundo, apresentou sensibilidade pronunciada à pressão (Figura 8a). Com $P_{pc}$ = 1,25 MPa surgiram rugas circunferenciais no flange, defeito característico de instabilidade por flambagem sob tensões compressivas circunferenciais [20], e o aumento progressivo da pressão suprimiu as rugas, resultando em peças de geometria regular a 5 MPa. Nesse modo, o material do flange escoa radialmente e desenvolve compressão circunferencial; sem contenção adequada, essas tensões excedem a carga crítica de flambagem [20,21]. As curvas (Figura 8b) mostram oscilações periódicas de força com 1,25 MPa, associadas ao desenvolvimento das rugas, e progressão suave com 2,5 e 5 MPa. Pressões maiores, embora suprimam o enrugamento, elevam a força total de conformação pelo aumento do atrito, deslocando verticalmente as curvas; a pressão ótima constitui, portanto, um compromisso entre a supressão de defeitos e a minimização da carga de conformação e do desgaste do ferramental [22].

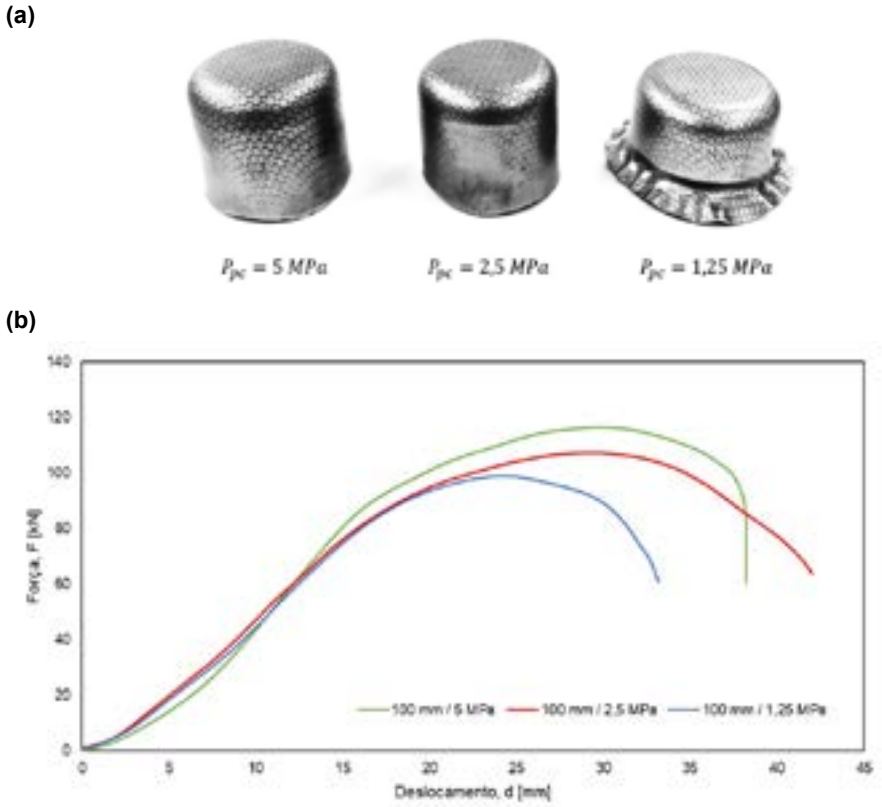



**Figura 8:** Punção cilíndrico, *blank* de 100 mm, com $P_{pc}$ = 5, 2,5 e 1,25 MPa: (a) amostras; (b) curvas força–deslocamento.

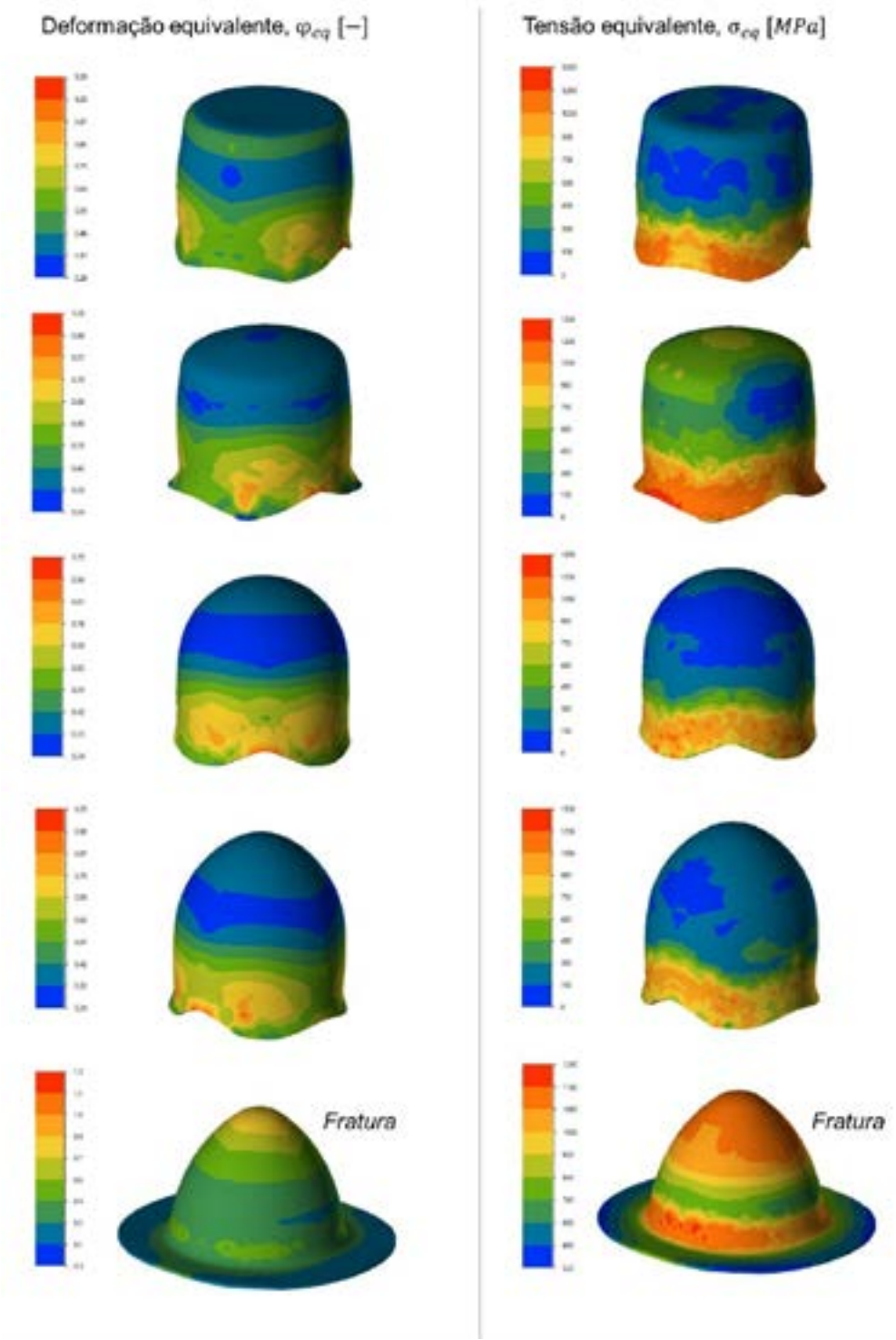
O punção de elipse rasa, representativo de estados intermediários entre embutimento e estiramento, apresentou sensibilidade moderada, com rugas incipientes no flange sob pressão insuficiente, menos pronunciadas que no caso cilíndrico. Os resultados mostram que o efeito da pressão depende do modo de deformação dominante, refletindo mecanismos de falha distintos: flambagem e enrugamento sob tensões compressivas no embutimento, e ruptura sob tensões de tração biaxiais no estiramento [23]. Esse comportamento indica que a pressão do prensa-chapas deve ser ajustada ao modo de deformação e que o valor de $\beta$ só é comparável entre materiais ou geometrias quando reportado juntamente com a pressão utilizada.

3.5. Simulação numérica por elementos finitos

As simulações reproduziram os ensaios com *blanks* de 90, 100 e 110 mm. Com o coeficiente de atrito $\mu$ = 0,2, obtido por análise inversa e consistente com o reportado para a estampagem lubrificada de aços inoxidáveis austeníticos [4,24], as curvas força–deslocamento numéricas reproduziram a forma e a magnitude da força máxima das curvas experimentais, inclusive o ponto de queda abrupta associado à fratura (Figura 9b, *blanks* de 100 mm). As pequenas discrepâncias observadas podem ser atribuídas à modelagem simplificada do atrito e a variações nas condições de contato não capturadas pelo modelo.

Os campos de tensão equivalente de von Mises e de deformação plástica equivalente (Figura 9a) mostram padrões distintos conforme a geometria. Para *blanks* de 100 mm, as tensões máximas variaram de 1009 MPa (hemisférico) a 1175 MPa (elipse extra profunda), e a deformação máxima da elipse extra profunda atingiu 0,81, associada à falha experimental observada para $\beta$ = 2,0. Para *blanks* de 110 mm (resultados não ilustrados), as deformações superaram 1,0 para os punções de elipse rasa, profunda e extra profunda, enquanto o punção hemisférico, bem-sucedido no ensaio, apresentou deformação máxima de 0,84 e tensão de 1016 MPa.

**(a)**


Deformação equivalente, $\varphi_{eq}$ [−]
Tensão equivalente, $\sigma_{eq}$ [$MPa$]
Fratura
Fratura

**(b)**

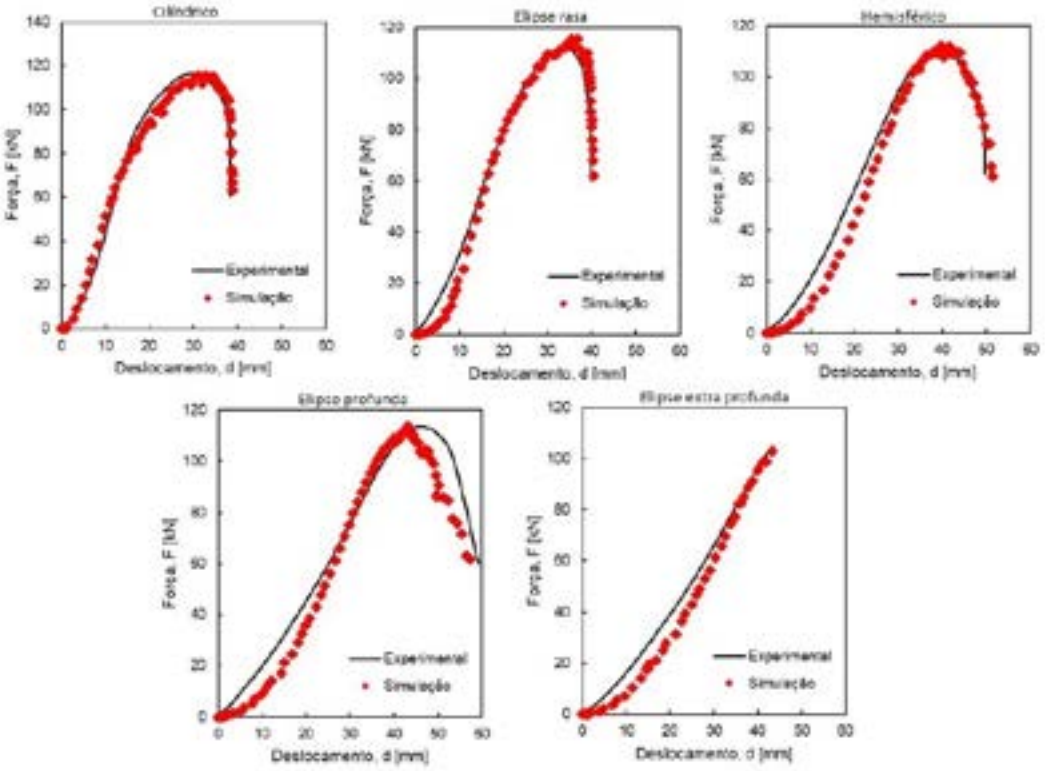



**Figura 9:** Simulação com *blanks* de 100 mm: (a) deformação equivalente (esquerda) e tensão equivalente (direita) para os punções cilíndrico, elipse rasa, hemisférico, elipse profunda e elipse extra profunda (de cima para baixo); (b) comparação entre curvas força–deslocamento experimentais e simuladas.

Para avaliar a influência do estado de tensão, foram extraídos 16 pontos de tensão média ao longo das peças de 100 mm conformadas com o punção hemisférico (sem defeitos) e com o de elipse extra profunda (fraturada), conforme a Figura 10. Na peça hemisférica, a tensão média permanece abaixo de 120 MPa em toda a extensão analisada, com apenas cinco pontos positivos e predomínio de compressão, regime coerente com a ausência de falhas, pois a compressão retarda a nucleação e o crescimento de vazios. Na peça de elipse extra profunda, no instante da fratura o flange encontra-se sob compressão, mas ao longo da parede há transição para um estado altamente trativo; a fratura ocorreu entre os pontos 9 e 10, onde a tensão média atinge de 600 a 690 MPa, condição favorável à nucleação e à coalescência de vazios, precursores da falha observada.

A deformação equivalente máxima, isoladamente, não discrimina sucesso e falha: o punção hemisférico foi conformado com deformação máxima de 0,84 (blank de 110 mm), superior aos 0,81 da elipse extra profunda, que fraturou com blank de 100 mm. A diferença está no estado de tensões: nas peças de 100 mm, a tensão média foi predominantemente compressiva no hemisférico e fortemente trativa na parede da elipse extra profunda (Figura 10), o que indica que a falha é governada pelo estado de tensões, e não apenas pela deformação. Com isso, a simulação reproduziu os resultados experimentais (curvas força–deslocamento e locais de fratura) e identificou o mecanismo de falha, o que sustenta seu uso para reduzir o número de ensaios físicos na seleção de parâmetros de estampagem [7,8].

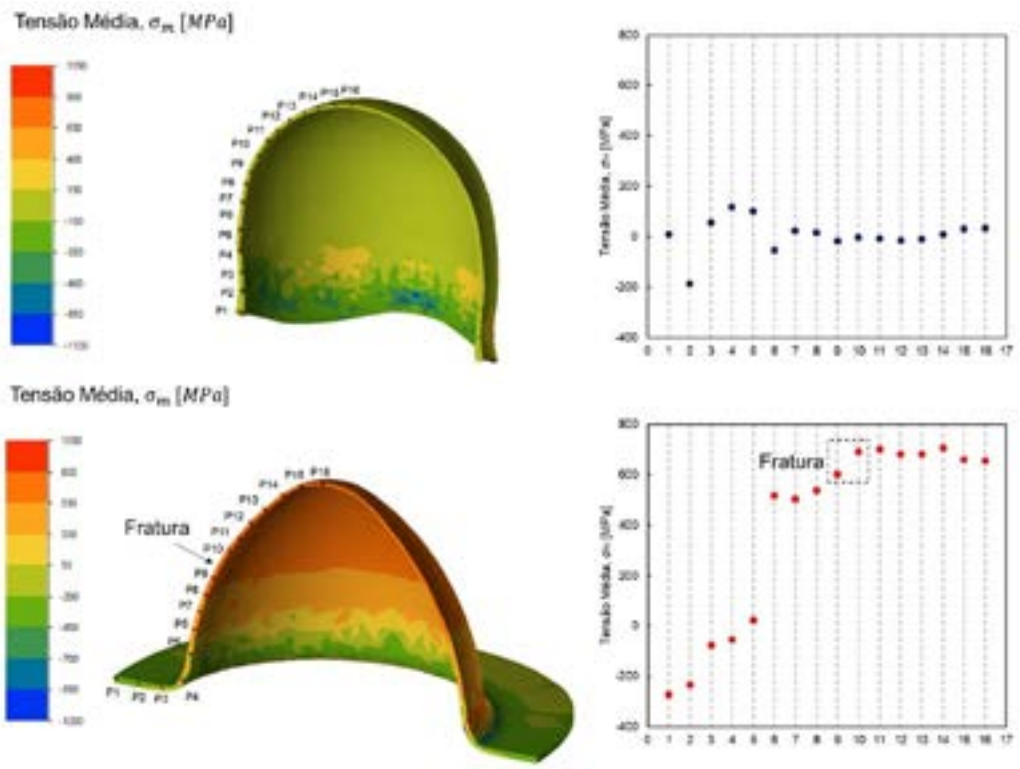



**Figura 10:** Distribuição de tensão média nas peças de 100 mm estampadas com os punções hemisférico (acima) e elipse extra profunda (abaixo), e valores nos pontos P1 a P16.

## 4. CONCLUSÕES

O aço AISI 304 apresentou microestrutura austenítica, com aumento da densidade de maclas de deformação após 10% de alongamento, e comportamento mecânico típico dos austeníticos: $n$ = 0,34, $K$ entre 1198 e 1318 MPa, $r_m$ = 0,84 e $\Delta r$ = −0,27. O valor de $r_m$ < 1 indica maior propensão ao afinamento, e o $\Delta r$ revela variação direcional pronunciada no plano da chapa.

O ensaio dos cinco punções discriminou a conformabilidade conforme o modo de deformação. Com $P_{pc}$ = 5 MPa, obtiveram-se $\beta$ = 2,2 (limite inferior) para o punção hemisférico, $\beta$ = 2,0 para os punções cilíndrico, de elipse rasa e de elipse profunda e $\beta$ = 1,8 para o de elipse extra profunda, o menor valor, associado ao estiramento biaxial severo e coerente com o $r_m$ < 1 do material.

O efeito da pressão do prensa-chapas depende do modo de deformação dominante: no embutimento (punção cilíndrico), 1,25 MPa causou enrugamento, suprimido com 2,5 a 5 MPa; no estiramento (elipse extra profunda), 5 MPa precipitou a fratura, evitada com 2,5 MPa. Assim, o valor de $\beta$ deve ser reportado juntamente com a pressão utilizada.

A simulação por elementos finitos, calibrada com os parâmetros experimentais ($\mu$ = 0,2), reproduziu as curvas força-deslocamento e as localizações de falha, e a análise da tensão média associou a fratura da elipse extra profunda a um estado trativo, ausente no punção hemisférico. A combinação do ensaio dos cinco punções com a simulação mostrou-se, assim, eficaz na caracterização da conformabilidade do AISI 304.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) e ao Laboratório de Fundição (LAFUN) da UFRGS por disponibilizar suas instalações e equipamentos para a realização deste trabalho. Os autores também agradecem à CAPES e ao CNPq pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS


[1] SCHAEFFER, L.; NUNES, R. M.; BRITO, A. M. G. Tecnologia da Estampagem de Chapas Metálicas. Porto Alegre: Gráfica da UFRGS, 2017.

[2] ISIK, K.; SILVA, M. B.; TEKKAYA, A. E.; MARTINS, P. A. F. Formability limits by fracture in sheet metal forming. Journal of Materials Processing Technology, v. 214, n. 8, p. 1557-1565, 2014.

[3] EMMENS, W. C. Formability: A Review of Parameters and Processes that Control, Limit or Enhance the Formability of Sheet Metal. Berlin: Springer, 2011.

[4] BANABIC, D. Sheet Metal Forming Processes: Constitutive Modelling and Numerical Simulation. Berlin: Springer, 2010.

[5] HENNIG, R. A New Technological Proofing Method for Sheet Metal Materials. In: GRIEGE, M. et al. (Ed.). Sheet Metal 1999: Proceedings of the 7th International Conference on Sheet Metal. Erlangen: Meisenbach-Verlag, 1999. p. 2-8.

[6] HENNIG, R. et al. Determination of the Formability of Stainless Steel Sheets Using the Technological Proofing Method. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, v. 217, n. 9, p. 1253-1257, 2003.

[7] CARVALHO, M. S.; LORA, F. A.; COELHO, R. S. Estudo computacional da estampabilidade de aço inoxidável através da simulação numérica do ensaio de cinco punções. In: Congresso Anual da ABM, 70., 2015, Rio de Janeiro. Anais eletrônicos... São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015. p. 1022-1031.

[8] ARRUDA, R. P. de; FOLLE, L. F.; SCHAEFFER, L. Simulação avalia ensaio de cinco punções para seleção de materiais. Corte & Conformação de Metais, n. 81, p. 64-71, jan. 2011.

[9] ASM INTERNATIONAL. ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Materials Park: ASM International, 2005.

[10] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006.

[11] ROSIAK, A.; WERMUTH, D. P.; COSTA, L. L. Aços Avançados de Alta Resistência: Fundamentos e Aplicações. 1. ed. Porto Alegre: Metal Forming – Technology and Innovation LTDA, 2025. ISBN 978-65-988994-0-6.

[12] SCHAEFFER, L. Manufatura por Conformação Mecânica: Projetar, Fabricar e Utilizar. 1. ed. Porto Alegre: Impressa Livre, 2006. 224 p. ISBN 978-85-7697-435-2.

[13] MILAD, M.; ZREIBA, N. A.; ELHALOUANI, F.; BARADAI, C. The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel. Journal of Materials Processing Technology, v. 203, n. 1-3, p. 80-85, 2008.

[14] YAMAMOTO, K.; YAMAMURA, H.; SUWA, Y. Behavior of non-metallic inclusions in steel during hot deformation and the effects of deformed inclusions on local ductility. ISIJ International, v. 51, n. 12, p. 1987-1994, 2011.

[15] DIETER, G. E. Metalurgia mecânica. 2. ed. Tradução de Antonio Sergio de Souza e Silva et al. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

[16] MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L.; HU, S. J. Mechanics of Sheet Metal Forming. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. ISBN 0-7506-5300-0.

[17] AMININEJAD, A.; JAMAATI, R.; HOSSEINIPOUR, S. J. Achieving superior strength and high ductility in AISI 304 austenitic stainless steel via asymmetric cold rolling. Materials Science and Engineering: A, v. 767, 2019.

[18] KURC-LISIECKA, A. Morphological details of strain-induced martensite in cold-rolled Cr–Ni steel. International Journal of Modern Manufacturing Technologies, v. 14, n. 3, p. 112-123, 2022.

[19] NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. Study on the formability of steel sheets. Yawata Technical Report, n. 264, p. 8517-8530, 1968.

[20] CORREIA, J. P. M.; FERRON, G. Wrinkling predictions in the deep-drawing process of anisotropic metal sheets. Journal of Materials Processing Technology, v. 128, n. 1-3, p. 178-190, 2002.

[21] DU, B. et al. Determining factors affecting sheet metal plastic wrinkling in response to nonuniform tension using wrinkling limit diagrams. Thin-Walled Structures, v. 147, p. 106535, fev. 2020.

[22] LIU, Y.; LI, M.; JU, F. Research on the Process of Flexible Blank Holder in Multi-Point Forming for Spherical Surface Parts. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 89, p. 2315-2322, 2017.

[23] TISZA, M. General overview of sheet metal forming. In: CHINESTA, F.; CUETO, E. (Ed.). New Developments in Sheet Metal Forming. Bristol: Institute of Physics Publishing, 2004. p. 1-42.

[24] SCHEY, J. A. Introduction to Manufacturing Processes. 3rd ed. New York: McGraw-Hill, 2000.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# IMPLEMENTAÇÃO DA TECNOLOGIA SELF-PIERCING RIVETING (SPR) EM AMBIENTE INDUSTRIAL: METODOLOGIA, DESAFIOS E LIÇÕES APRENDIDAS

Guilherme Wandame Duarte [(1)]
Divo Schulz [(2)]
Gustavo Luiz Silva Fuckner [(3)]

**RESUMO**

A crescente utilização de materiais de alta resistência e estruturas multimateriais tem impulsionado a adoção de tecnologias alternativas aos processos convencionais de união na indústria manufatureira. Nesse contexto, o Self-Piercing Riveting (SPR) destaca-se como uma tecnologia de união mecânica de chapas a frio, capaz de proporcionar elevada repetibilidade do processo e aplicação em materiais de difícil soldagem. O presente trabalho tem como objetivo apresentar a implementação da tecnologia SPR em ambiente industrial, descrevendo a metodologia adotada, os desafios encontrados durante a implantação e as principais lições aprendidas ao longo do desenvolvimento do projeto. A metodologia contemplou o planejamento da implementação, a seleção dos componentes do sistema, incluindo rebites e matrizes, a definição dos parâmetros de processo, o desenvolvimento e a adequação do ferramental, bem como a avaliação das uniões produzidas por meio de inspeções visuais e dimensionais. Durante o desenvolvimento foram identificados desafios relacionados à compatibilidade entre materiais, rebites, matrizes e parâmetros operacionais, exigindo sucessivos ajustes para atender aos requisitos de qualidade estabelecidos para a aplicação. Os resultados obtidos demonstraram a viabilidade técnica da implementação da tecnologia SPR na aplicação estudada, evidenciando que a integração entre o projeto do ferramental, a seleção adequada dos componentes e a definição dos parâmetros de processo é determinante para a obtenção de uniões mecânicas confiáveis e repetitivas. Conclui-se que a experiência adquirida durante a implantação contribui para o entendimento dos principais fatores envolvidos na adoção da tecnologia SPR, fornecendo conhecimentos práticos que podem servir de referência para futuras aplicações industriais.

Palavras-chave: Self-Piercing Riveting (SPR); Rebitagem autoperfurante; União mecânica; União de chapas; Estruturas multimateriais; Processos de fabricação.

**IMPLEMENTATION OF SELF-PIERCING RIVETING (SPR) TECHNOLOGY IN AN INDUSTRIAL ENVIRONMENT: METHODOLOGY, CHALLENGES, AND LESSONS LEARNED**

**ABSTRACT**

*The increasing use of high-strength materials and multi-material structures has driven the adoption of alternative technologies to conventional joining processes in the manufacturing industry. In this context, Self-Piercing Riveting (SPR) stands out as a cold mechanical sheet-joining technology capable of providing high process repeatability and enabling the joining of materials that are difficult to weld. This study aims to present the implementation of SPR technology in an industrial environment, describing the methodology adopted, the challenges encountered during implementation, and the main lessons learned throughout the development of the project. The methodology included implementation planning, selection of system components, including rivets and dies, definition of process parameters, development and adaptation of tooling, as well as evaluation of the produced joints through visual and dimensional inspections. During development, challenges related to the compatibility among materials, rivets, dies, and operating parameters were identified, requiring successive adjustments to meet the quality requirements established for the application. The results demonstrated the technical feasibility of implementing SPR technology in the application studied, highlighting that the integration of tooling design, appropriate component selection, and process parameter definition is essential for obtaining reliable and repeatable mechanical joints. It is concluded that the experience gained during implementation contributes to a better understanding of the main factors involved in the adoption of SPR technology, providing practical knowledge that may serve as a reference for future industrial applications.*

*Keywords: Self-Piercing Riveting (SPR); Self-piercing riveting; Mechanical joining; Sheet joining; Multi-material structures; Manufacturing processes.*

## 1. INTRODUÇÃO

A busca por estruturas mais leves e eficientes tem impulsionado o uso de materiais de alta resistência e configurações multimateriais, especialmente na indústria automotiva. A redução de massa está associada à melhoria da eficiência energética e à redução do consumo de combustível e das emissões, consolidando o lightweighting como um importante direcionador no desenvolvimento de materiais e processos de fabricação (ANG, 2021).

Entretanto, a combinação de materiais com diferentes propriedades físicas, químicas, térmicas e mecânicas pode limitar a aplicação de processos convencionais de união. Nesse contexto, a soldagem por resistência a ponto (Resistance Spot Welding – RSW) apresenta limitações relevantes na união de alumínio e materiais dissimilares (ANG, 2021).

Como alternativa, o Self-Piercing Riveting (SPR) é um processo de união mecânica a frio que dispensa pré-furação. A junta é formada pela penetração do rebite na chapa superior e sua expansão na chapa inferior, promovendo um intertravamento mecânico (interlock) entre os materiais (ANG, 2021).

O SPR apresenta vantagens como a união de materiais similares e dissimilares, possibilidade de automação e ampla aplicação em estruturas automotivas de alumínio e

aços de alta resistência (ANG, 2021; LIN et al., 2021).

A qualidade da junta depende da interação entre materiais, espessuras das chapas, características do rebite, geometria da matriz e parâmetros de aplicação. Combinações inadequadas podem resultar em defeitos como penetração excessiva, baixo intertravamento, separação das chapas e trincas (ZHAO et al., 2022; ANG, 2021).

Diante desse cenário, o presente trabalho apresenta a implementação da tecnologia SPR em ambiente industrial, abordando a metodologia empregada, os critérios de seleção dos componentes, os principais desafios encontrados e as soluções desenvolvidas, bem como as lições aprendidas ao longo do processo.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEORICA

A implementação do processo *Self-Piercing Riveting (SPR)* requer a compreensão dos princípios de formação da junta e dos principais fatores que influenciam sua qualidade. Dessa forma, este referencial apresenta os fundamentos da tecnologia, seus componentes,

### 2.1. Self-Piercing Riveting (SPR)

*O Self-Piercing Riveting* (SPR), ou rebitagem autoperfurante, é um processo de união mecânica realizado a frio, utilizado para unir duas ou mais chapas sem necessidade de pré-furação. A união ocorre pela inserção de um rebite semitubular que penetra a chapa superior e se expande na chapa inferior, formando um intertravamento mecânico (interlock) responsável pela união dos materiais (ANG, 2021).

Os principais componentes do sistema SPR são apresentados na Figura 1.

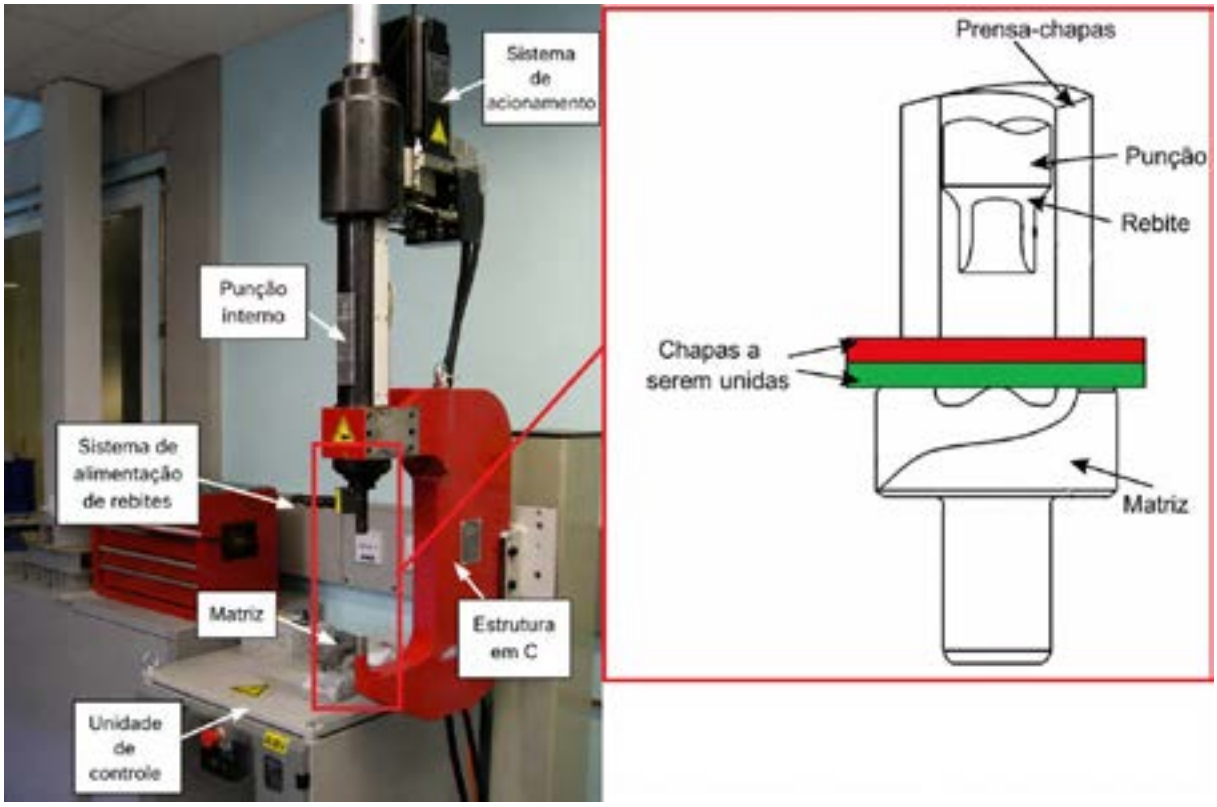



**Figura 1**: Principais componentes do Sistema SPR. Adaptado de Ang, 2021.

O SPR permite a união de materiais similares e dissimilares e apresenta vantagens como ausência de pré-furação, possibilidade de automação e elevada resistência das juntas, características que favorecem sua aplicação na indústria automotiva e em estruturas multimateriais (ANG, 2021; LIN et al., 2021).

A qualidade da junta depende da combinação entre materiais, características do rebite, geometria da matriz e parâmetros de aplicação. A seleção inadequada desses elementos pode comprometer a formação do interlock e resultar em diferentes defeitos na união (ZHAO et al., 2022; ANG, 2021).

2.2. Princípio de funcionamento do processo SPR

O processo SPR ocorre pela ação combinada entre punção, rebite e matriz, permitindo a união das chapas sem pré-furação. A formação da junta pode ser dividida nas seguintes etapas (ANG, 2021):

**A) Posicionamento e fixação:** as chapas são posicionadas sobre a matriz e mantidas em contato pelo prensa-chapas.

**B) Avanço do rebite:** o punção aplica força sobre o rebite, conduzindo-o em direção às chapas.

**C) Penetração e perfuração:** o rebite penetra e perfura a chapa superior, avançando em direção à chapa inferior.

**D) Expansão do rebite:** a interação com a chapa inferior e a matriz promove a deformação e expansão radial da extremidade semitubular do rebite.

**E) Formação do intertravamento:** a expansão do rebite forma o intertravamento mecânico (interlock) com a chapa inferior, sem atravessá-la completamente, concluindo a formação da junta (ANG, 2021).

A Figura 2 apresenta esquematicamente essas etapas. A geometria final da junta é influenciada pelas características do rebite, materiais e espessuras das chapas, geometria da matriz e parâmetros do processo (ZHAO et al., 2022).

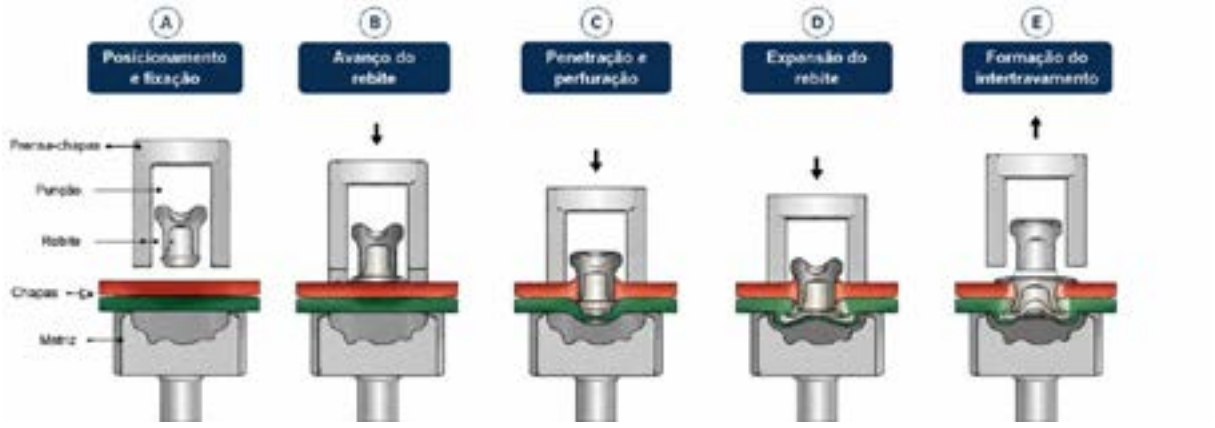



**Figura 2 –** Etapas de formação da junta pelo processo SPR. Adaptado de Ang (2021).

2.3 Componentes do sistema SPR

Um sistema SPR é constituído por diferentes componentes que atuam de forma integrada durante a formação da junta. Entre os principais elementos estão o sistema de acionamento, punção, prensa-chapas, rebite, matriz, estrutura em C (C-frame), sistema de alimentação de rebites e unidade de controle (LI et al., 2017; ANG, 2021). Li et al. descrevem o SPR como um processo no qual o rebite é conduzido através das chapas e conformado sob a ação de uma matriz adequada.

**A) Sistema de acionamento:** gera e controla a força e o deslocamento necessários à aplicação do rebite.

**B) Punção:** transmite a força de aplicação ao rebite, conduzindo-o através das chapas em direção à matriz.

**C) Prensa-chapas:** mantém as chapas posicionadas e em contato durante o

processo.

**D) Rebite:** elemento de união, geralmente semitubular, cuja geometria, comprimento e propriedades influenciam a formação e a qualidade da junta (ZHAO et al., 2022).

**E) Matriz:** fornece suporte às chapas e direciona a deformação e a expansão do rebite, contribuindo para a formação do interlock. Sua geometria exerce influência direta sobre a qualidade final da junta (ZHAO et al., 2022; KARATHANASOPOULOS et al., 2021).

**F) Estrutura em C (*C-frame*):** suporta o conjunto de aplicação e mantém o alinhamento entre punção e matriz durante o processo.

**G) Sistema de alimentação de rebites:** transporta e posiciona os rebites para a realização sucessiva dos ciclos de aplicação.

**H) Unidade de controle:** gerencia o funcionamento do equipamento e os parâmetros associados ao ciclo de rebitagem.

A Figura 3 apresenta os principais componentes do sistema SPR utilizado como referência neste trabalho.

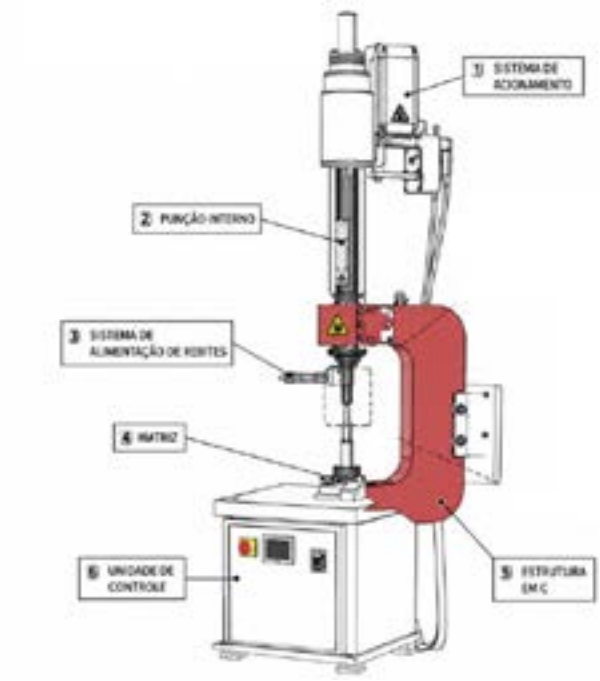



**Figura 3:** Principais componentes de um alicate SPR. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

Os componentes do sistema atuam de forma integrada, sendo sua seleção e compatibilidade fundamentais para a estabilidade do processo e para a qualidade da junta SPR (LI et al., 2017; ZHAO et al., 2022).

2.4 Parâmetros que influenciam o processo SPR

A qualidade da junta SPR depende da interação entre as propriedades e espessuras dos materiais, características do rebite, geometria da matriz e condições de aplicação. Esses parâmetros influenciam a penetração e a expansão do rebite e, consequentemente, a formação do intertravamento mecânico (interlock). Os principais parâmetros podem ser agrupados da seguinte forma: (LI et al., 2017; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

**A) Material, espessura e sequência das chapas:** as propriedades mecânicas, espessuras e sequência de empilhamento influenciam a penetração e a deformação do rebite, especialmente em uniões de materiais dissimilares (ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

**B) Características do rebite:** geometria, comprimento, diâmetro e propriedades

mecânicas devem ser compatíveis com os materiais e espessuras das chapas, pois interferem diretamente na penetração e na formação do interlock (LI et al., 2017; ZHAO et al., 2022). A Figura 4 apresenta exemplos de rebites utilizados no processo SPR.



**Figura 4:** Exemplos de rebites utilizados no processo SPR e representação em corte da geometria semitubular. Fonte: Haque, 2018.

**C) Geometria da matriz:** o diâmetro, a profundidade e o perfil da cavidade influenciam o fluxo de material e a expansão radial do rebite, devendo ser compatíveis com o rebite e a configuração das chapas (HAQUE, 2018; ANG, 2021). A Figura 5 apresenta diferentes configurações de matrizes.

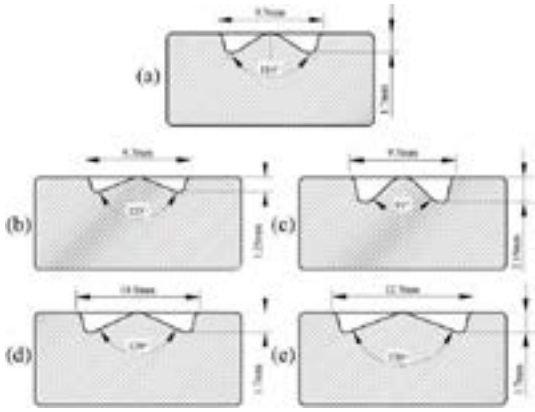



**Figura 5:** Diferentes configurações geométricas de matrizes utilizadas no processo SPR. Fonte: Haque, 2018.

**D) Força e deslocamento de aplicação:** devem ser suficientes para promover a penetração e a deformação necessárias à formação da junta. Valores inadequados podem resultar em penetração insuficiente ou deformação excessiva (HAQUE; BEYNON; DURANDET, 2012; ANG, 2021). A Figura 6 apresenta uma curva típica de força em função do deslocamento durante o processo.

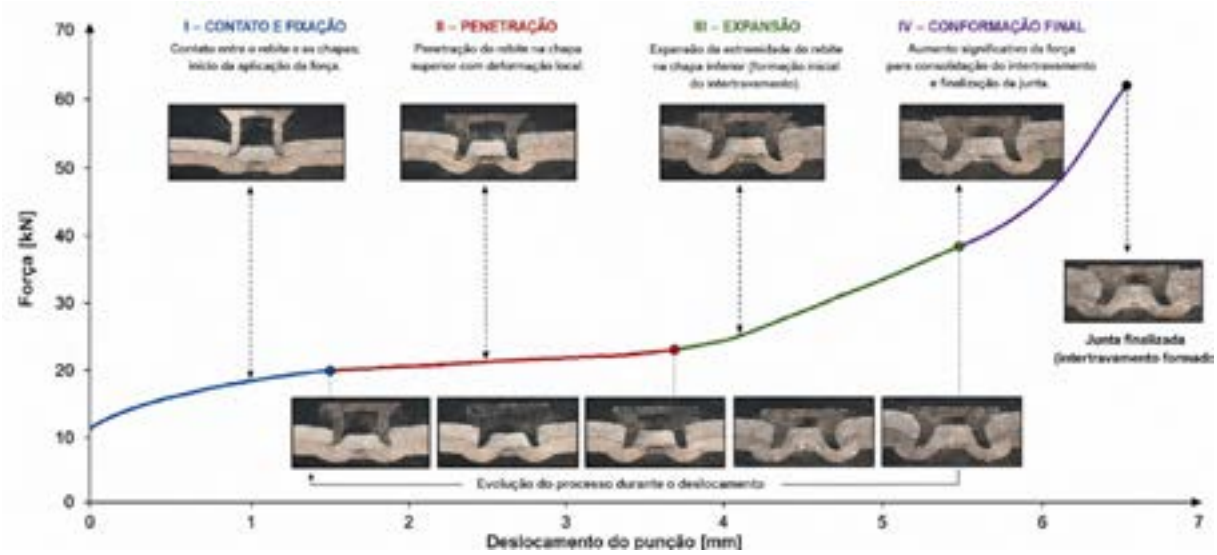



**Figura 6:** Curva típica de força em função do deslocamento durante o processo SPR e evolução da formação da junta. Fonte: Haque, Beynon e Durandet, 2012

**E) Alinhamento do sistema:** o alinhamento entre punção, rebite e matriz é necessário para a distribuição adequada das forças e para a formação uniforme da junta.

**F) Critérios de qualidade da junta:** a qualidade pode ser avaliada por parâmetros geométricos da seção transversal, destacando-se a altura da cabeça do rebite (head height), o *interlock* e a espessura residual da chapa inferior. Também devem ser observadas descontinuidades como trincas, separação entre as chapas e penetração inadequada (HAQUE, 2018; ANG, 2021).

Esses parâmetros são interdependentes, tornando necessária a seleção adequada de materiais, rebite, matriz e condições de aplicação para obtenção de uma junta compatível com os requisitos estabelecidos.

## 3. METODOLOGIA

A metodologia adotada para o desenvolvimento do alicate SPR foi estruturada em etapas sequenciais, abrangendo a definição dos requisitos, desenvolvimento do projeto, fabricação, montagem, testes e validação do equipamento.

Inicialmente, foram definidos os requisitos da aplicação, considerando as características da união, força requerida pelo processo, condições de acesso e configuração dos componentes. Com base nessas informações, foi desenvolvido o conceito inicial do alicate e realizada sua modelagem tridimensional em ambiente CAD. Após a avaliação do conceito, o projeto foi detalhado, contemplando a estrutura em C (*C-frame*), o conjunto de aplicação, o sistema de alimentação de rebites e os demais componentes necessários ao funcionamento do equipamento.

Na sequência, foram realizadas a fabricação, aquisição de componentes, montagem e testes funcionais. As limitações identificadas ao longo dessas etapas foram utilizadas para orientar ajustes no projeto, estabelecendo um processo iterativo até a obtenção da configuração final. A Figura 7 apresenta as principais etapas da metodologia adotada para o desenvolvimento e implementação do alicate SPR.

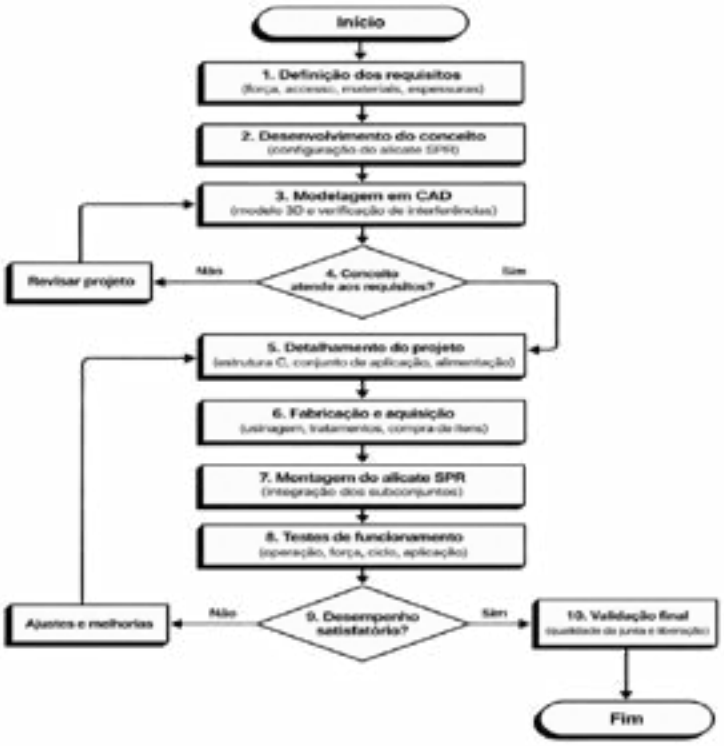



**Figura 7:** Fluxograma da metodologia de desenvolvimento e implementação do alicate SPR. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

3.1 Definição dos requisitos do projeto

A definição dos requisitos considerou as características da aplicação SPR, as especificações das juntas e as condições de integração do equipamento ao produto. Entre os principais parâmetros foram consideradas as espessuras das chapas e as características dimensionais dos rebites, especialmente diâmetro e comprimento, conforme apresentado na Figura 8.

A acessibilidade aos pontos de rebitagem foi avaliada a partir dos modelos tridimensionais do produto, considerando diferentes posições e orientações do alicate, possíveis interferências e o espaço disponível para sua movimentação.

Como premissa de projeto, definiu-se a utilização de acionamento pneumático, sem unidade hidráulica dedicada, visando favorecer a mobilidade e o posicionamento do equipamento. Também foram considerados os requisitos de segurança aplicáveis, incluindo as diretrizes da NR-12.

Dessa forma, os principais requisitos estabelecidos foram capacidade de rebitagem, acessibilidade, mobilidade e segurança operacional.

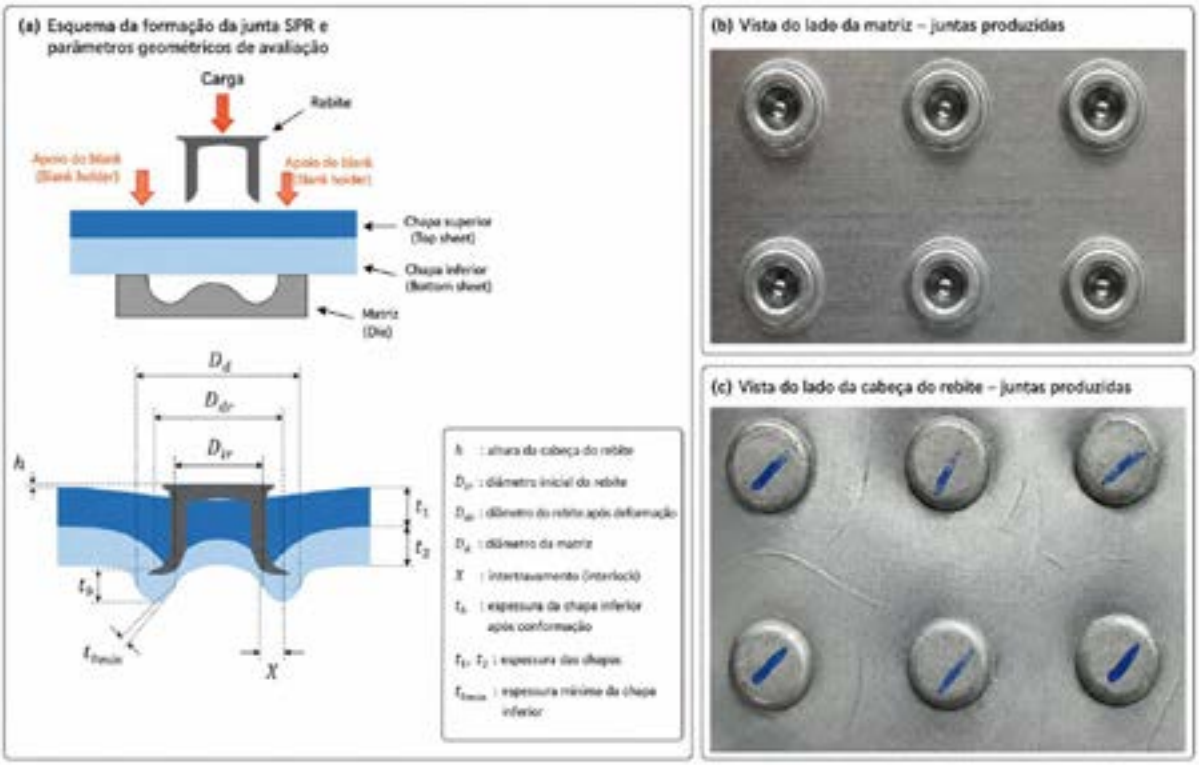



**Figura 8:** Parâmetros geométricos de avaliação da junta SPR e aspectos visuais das juntas obtidas durante os testes. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

3.2 Desenvolvimento do conceito e modelagem em CAD

Com base nos requisitos definidos, iniciou-se o desenvolvimento conceitual do alicate SPR, adotando-se uma estrutura em C (*C-frame*) para suportar o conjunto de aplicação e manter o posicionamento relativo entre punção e matriz.

Devido às restrições de acesso aos pontos de união, optou-se por um sistema de alimentação de rebites por fita, cuja configuração compacta favorece a aproximação do cabeçote às regiões de aplicação.

O conceito foi desenvolvido em ambiente CAD tridimensional, integrando progressivamente a estrutura em C, sistema de acionamento, conjunto do punção, matriz e sistema de alimentação.

A modelagem permitiu avaliar a disposição dos componentes, dimensões gerais e possíveis interferências antes da fabricação. A Figura 9 apresenta o modelo tridimensional desenvolvido para o alicate SPR.

A partir do modelo CAD do produto, também foram avaliados o posicionamento e o alcance do equipamento nos diferentes pontos de rebitagem.

Conforme apresentado na Figura 10, a configuração proposta mostrou-se compatível com as condições de acesso estabelecidas para o projeto.



**Figura 9:** Modelo tridimensional desenvolvido para o alicate SPR. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

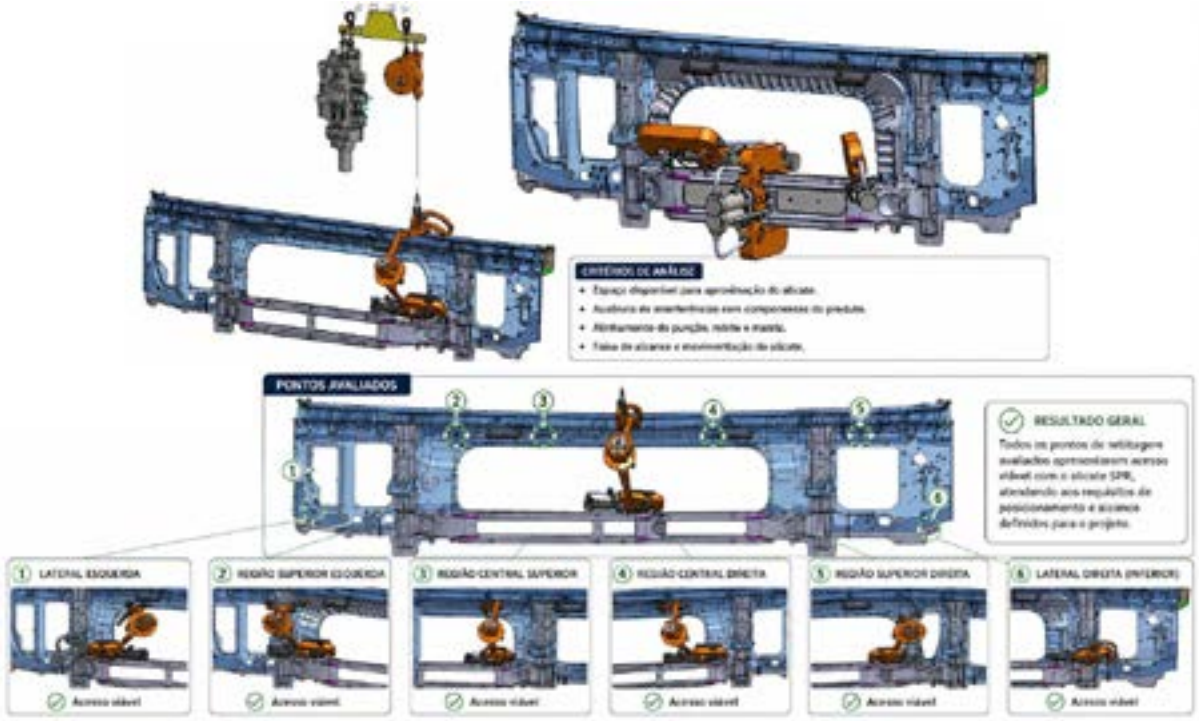



**Figura 10:** Avaliação de acesso do alicate SPR aos pontos de rebitagem do produto. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

3.3 Detalhamento do projeto

Após a definição da configuração inicial, o projeto foi detalhado considerando os requisitos funcionais e estruturais do alicate SPR. O desenvolvimento contemplou a estrutura em C (C-frame), sistema de acionamento, conjunto de aplicação, matriz, sistema de alimentação de rebites e demais componentes necessários ao funcionamento do equipamento.

A estrutura em C foi dimensionada para proporcionar acesso à região de união e suportar os esforços gerados durante a rebitagem. O conjunto de aplicação foi desenvolvido buscando manter o alinhamento entre punção, rebite e matriz durante o ciclo.

O sistema de alimentação por fita foi integrado ao cabeçote de aplicação para conduzir e posicionar sucessivamente os rebites no eixo de atuação do punção. Após a aplicação e o retorno do mecanismo, a fita avança, disponibilizando o rebite seguinte para um novo ciclo.

A Figura 11 apresenta os principais detalhes construtivos do conjunto, incluindo a disposição interna do mecanismo de aplicação e a integração entre cabeçote, sistema de alimentação e matriz.

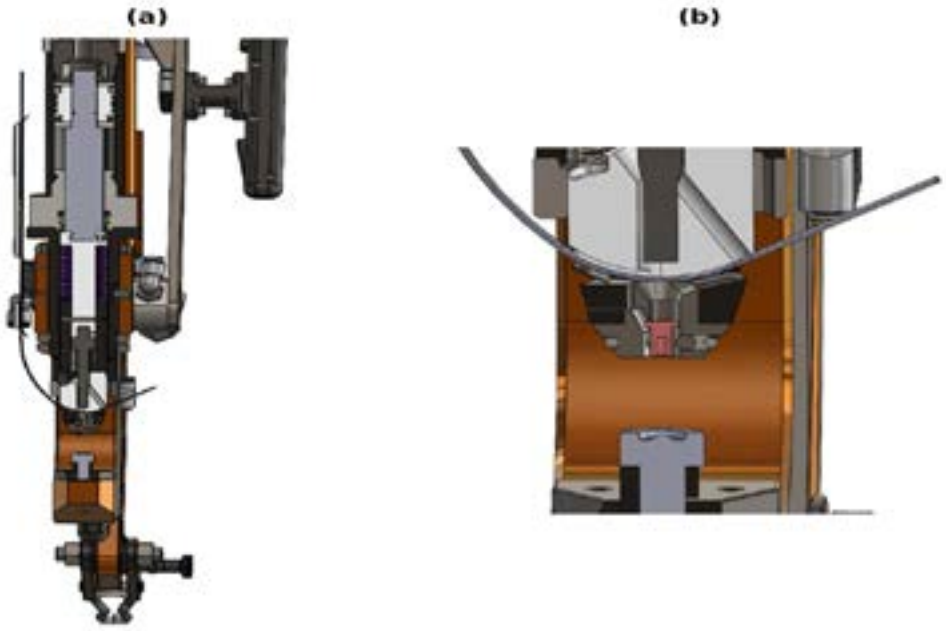



**Figura 11:** Detalhes construtivos do alicate SPR: (a) vista em corte do conjunto de aplicação; (b) detalhe do cabeçote, sistema de alimentação do rebite e matriz. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

3.4 Fabricação e aquisição dos componentes

Após a conclusão do detalhamento, os componentes projetados foram fabricados e integrados aos elementos comerciais selecionados para composição do alicate SPR. A montagem foi realizada de forma progressiva, permitindo verificar as interfaces previamente definidas no modelo tridimensional.

Durante essa etapa, foram avaliados o alinhamento entre os elementos de aplicação, o posicionamento dos componentes, a movimentação dos mecanismos e a integração dos sistemas pneumáticos e mecânicos.

A Figura 12 apresenta o alicate SPR após a fabricação, montagem e integração dos principais componentes, evidenciando a materialização da solução desenvolvida nas etapas de projeto.

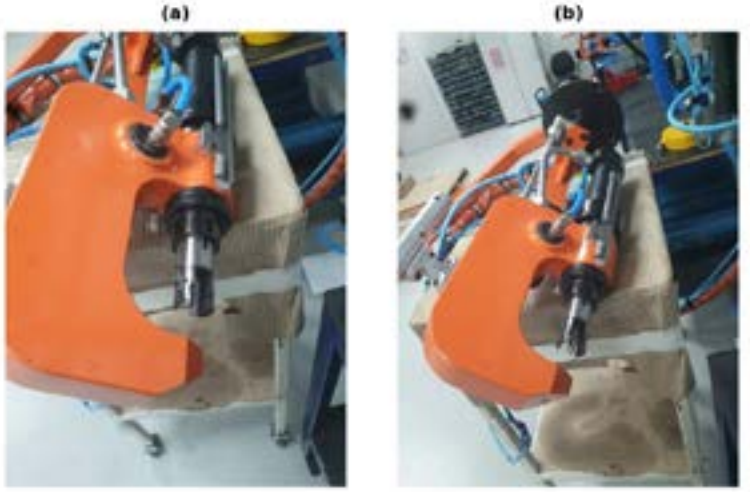



**Figura 12:** Alicate SPR após fabricação e montagem: (a) vista geral do conjunto; (b) detalhe do conjunto de aplicação integrado à estrutura em C. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

### 3.5. Testes funcionais e validação da aplicação

Após a fabricação e montagem, foram realizados testes funcionais para avaliar o comportamento do alicate SPR durante os ciclos de rebitagem. Inicialmente, as aplicações foram realizadas em amostras de chapa, permitindo verificar o funcionamento do conjunto de aplicação, do sistema de alimentação e a execução sucessiva das uniões.

As juntas produzidas foram submetidas à avaliação visual, observando-se a regularidade dos pontos e possíveis necessidades de ajuste no equipamento ou nos parâmetros de aplicação.

Posteriormente, o alicate foi utilizado diretamente na estrutura destinada à aplicação, permitindo avaliar o acesso aos pontos de união, posicionamento, movimentação do equipamento e execução dos pontos SPR em uma condição representativa da operação industrial. A Figura 13 apresenta as principais etapas dos testes realizados.

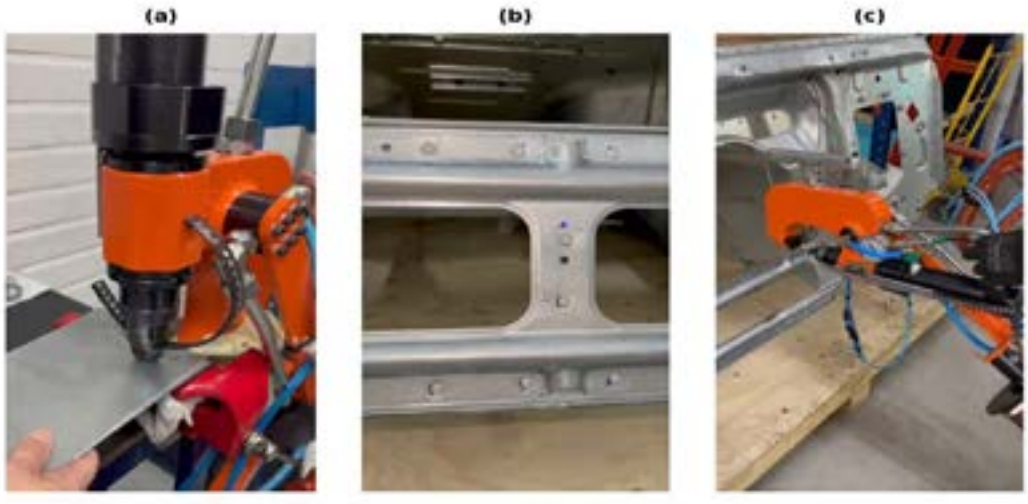



**Figura 13:** Etapas de testes e validação do alicate SPR: (a) teste preliminar de aplicação; (b) avaliação visual das uniões produzidas; (c) aplicação do equipamento na estrutura. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos durante o desenvolvimento e os testes do alicate SPR permitiram

avaliar o comportamento funcional do equipamento, as características das juntas produzidas e sua interação com os materiais e componentes selecionados.

Ao longo da implementação, foram identificadas limitações relacionadas ao equipamento, à aplicação dos rebites e às condições do processo. Essas observações orientaram ajustes e adequações no projeto, contribuindo para o aprimoramento da configuração final do sistema.

4.1 Avaliação inicial do funcionamento do alicate SPR

Após a montagem, foram realizados testes iniciais para verificar o funcionamento integrado do alicate SPR e sua capacidade de executar os ciclos de rebitagem. Foram avaliados o sistema de acionamento, o cabeçote, o mecanismo de alimentação de rebites e o conjunto punção-matriz. A sequência utilizada para execução e avaliação dos testes é apresentada na Figura 14.

As aplicações sucessivas demonstraram a funcionalidade do equipamento e permitiram avaliar preliminarmente sua repetibilidade operacional. A inspeção visual das juntas também forneceu informações sobre o comportamento dos rebites e a regularidade das uniões produzidas.

Entretanto, os testes evidenciaram limitações relacionadas ao equipamento e aos componentes utilizados, indicando a necessidade de ajustes no projeto e no processo. Essas observações orientaram as adequações apresentadas nas etapas seguintes.




**Figura 14:** Fluxograma da sequência adotada para realização e avaliação dos testes experimentais das uniões SPR. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

4.2 Desafios identificados durante os testes

Para avaliação das juntas, foram utilizadas amostras de aço carbono (A/C) com diferentes espessuras e comprimentos de rebite. Para rebites de 11 mm, foram empregadas duas chapas de 3 mm, totalizando 6 mm; para rebites de 6 mm, duas chapas de 2 mm, totalizando 4 mm.

Inicialmente, as juntas foram avaliadas visualmente quanto ao posicionamento do rebite, assentamento da cabeça e deformação das chapas. Posteriormente, algumas amostras foram seccionadas para análise do perfil transversal e da formação do rebite no interior da junta.

Conforme apresentado na Figura 15, foram observadas diferenças na penetração, deformação das chapas e expansão das pernas do rebite. Algumas condições apresentaram formação mais próxima da esperada, com penetração da chapa superior e expansão do rebite na chapa inferior, enquanto outras evidenciaram conformação inadequada.

Os resultados demonstram que a execução do ciclo de rebitagem, isoladamente, não assegura a formação adequada da junta. A qualidade da união depende da compatibilidade entre materiais, espessuras das chapas, características do rebite, geometria da matriz e parâmetros de aplicação, comportamento também destacado na literatura (HAQUE, 2018; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).




**Figura 15:** Avaliação das juntas SPR obtidas durante os testes: (a) aspecto das aplicações realizadas; (b) vista lateral das aplicações; (c) amostras após seccionamento. Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

A análise das amostras seccionadas permitiu observar diferenças na penetração do rebite, na expansão de suas extremidades e na deformação das chapas. Conforme apresentado na Figura 16, as condições avaliadas resultaram em diferentes geometrias de junta, evidenciando a influência da combinação entre rebite, espessura das chapas e matriz.

Embora o equipamento tenha executado os ciclos de rebitagem, as diferenças observadas nas seções indicaram a necessidade de ajustes na combinação rebite–matriz para obtenção de uma geometria adequada.

Esse comportamento está de acordo com a literatura, que destaca o interlock, a penetração e a espessura residual como características diretamente relacionadas à seleção dos componentes e às condições de formação da junta (HAQUE, 2018; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

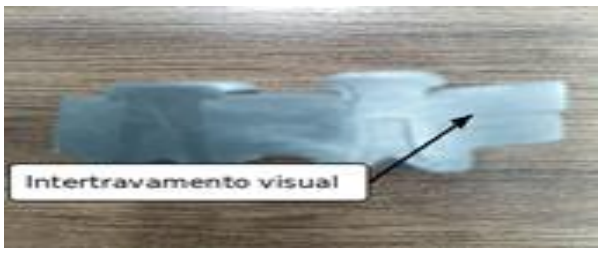



**Figura 16:** Seção transversal de uma junta SPR, destacando a região de intertravamento (interlock). Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

## 4.3 Adequações e melhorias implementadas

Durante os testes foram identificadas limitações nos componentes responsáveis pela aplicação e alimentação dos rebites, resultando em adequações progressivas no projeto.

Inicialmente, foi observada uma condição de fragilidade no conjunto do punção, levando à reavaliação do componente e de sua configuração de montagem. Posteriormente, foram identificadas limitações no sistema de alimentação por fita, principalmente durante o avanço e o posicionamento dos rebites. A partir dessas ocorrências, foram realizadas modificações visando aumentar a robustez e a confiabilidade do equipamento.

Após as adequações, foram realizados testes de repetibilidade por meio de 300 ciclos sucessivos de rebitagem, permitindo avaliar o funcionamento do conjunto após as modificações. A Figura 17 apresenta algumas das amostras obtidas durante esses testes.

As modificações foram incorporadas e avaliadas progressivamente, estabelecendo um processo iterativo de identificação de falhas, adequação do projeto e realização de novos testes até a obtenção da configuração final do equipamento.

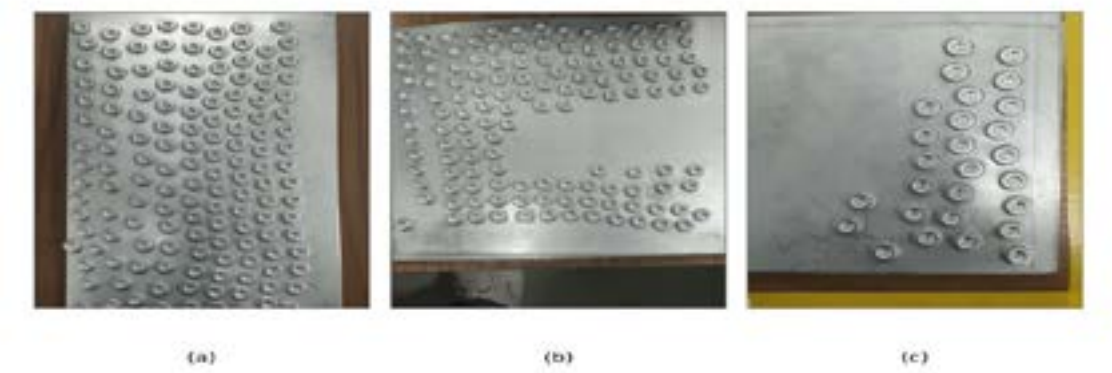



**Figura 17:** Amostras obtidas durante o teste de repetibilidade do equipamento, realizado por meio de 300 ciclos sucessivos de rebitagem. Fonte: Elaborado pelos autores, 2026.

## 4.4 Avaliação das uniões SPR obtidas

Foram realizados testes com diferentes pressões de operação para avaliar a influência da força aplicada na formação das juntas SPR. Para 5 bar, a força na ponta do punção foi de aproximadamente 6.200 kgf, enquanto, para 6 bar, foi de aproximadamente 7.200 kgf.

Dentro da faixa avaliada, o aumento da pressão não resultou em variações significativas na espessura final das juntas. Entretanto, a análise das amostras seccionadas revelou diferenças na formação interna das uniões. Conforme apresentado na Figura 18, em algumas condições foram observadas expansão insuficiente do rebite e formação inadequada do interlock.



**Figura 18:** Seção transversal das juntas SPR obtidas durante os testes, evidenciando diferenças na formação e no intertravamento do rebite. Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Os resultados indicam que, nas condições avaliadas, o aumento da força de aplicação, isoladamente, não foi suficiente para assegurar a formação adequada da junta. A literatura demonstra que a formação do interlock resulta da interação entre características do rebite, geometria da matriz, propriedades e espessuras das chapas e parâmetros de aplicação (HAQUE, 2018; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

A análise das seções transversais mostrou-se, portanto, importante para identificar condições inadequadas de cravamento que não foram evidenciadas apenas pela inspeção externa ou pela medição da espessura final da junta.

4.5 Validação da aplicação em condição industrial

Após os testes funcionais e as adequações realizadas, o alicate SPR foi avaliado nas condições previstas para sua aplicação industrial, considerando o acesso aos pontos de rebitagem, posicionamento do equipamento, alimentação dos rebites e execução sucessiva dos ciclos.

A geometria desenvolvida e o sistema de alimentação por fita mostraram-se compatíveis com as restrições de acesso previamente avaliadas em CAD, permitindo alcançar os pontos de união definidos para a aplicação. Os resultados evidenciaram que a implementação do SPR depende da integração entre o projeto do equipamento, a seleção do conjunto rebite–matriz e a definição dos parâmetros de aplicação. Os ajustes realizados ao longo dos testes permitiram obter uma configuração funcional para a aplicação proposta, consolidando o processo de desenvolvimento e implementação do equipamento.

4.6 Lições aprendidas

Os testes demonstraram que a execução do ciclo de rebitagem, isoladamente, não assegura a obtenção de uma junta adequada. A formação da união depende da interação entre equipamento, rebite, matriz, materiais e parâmetros de aplicação, exigindo a compatibilização desses elementos ao longo do desenvolvimento (HAQUE, 2018; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

Entre os principais desafios observados destacou-se a seleção dos rebites, uma vez que características como geometria, comprimento e propriedades mecânicas influenciam sua penetração e expansão durante a formação da junta. Da mesma forma, a geometria da matriz mostrou-se relevante para a deformação das chapas e formação do interlock, reforçando a necessidade de selecionar o conjunto rebite–matriz de acordo com os materiais e espessuras envolvidos (HAQUE, 2018; ANG, 2021; ZHAO et al., 2022).

Durante a montagem e os testes também foram necessárias alterações em componentes e desenhos do equipamento. Essas adequações evidenciaram a importância da avaliação experimental como parte do desenvolvimento, permitindo identificar limitações que não haviam sido completamente previstas durante as etapas de projeto.

Outro desafio foi a disponibilidade limitada de informações técnicas detalhadas para seleção dos rebites e matrizes. Nesse aspecto, o contato com fabricantes e fornecedores mostrou-se importante para complementar as informações disponíveis na literatura e auxiliar na definição dos componentes mais adequados às condições avaliadas.

De maneira geral, a experiência demonstrou que a implementação do SPR deve ser conduzida de forma iterativa, envolvendo projeto, montagem, testes, avaliação das juntas e ajustes sucessivos. Esse processo contribuiu para o aprimoramento do equipamento e para a consolidação do conhecimento necessário à aplicação da tecnologia em ambiente industrial.

## 5. CONCLUSÃO

O desenvolvimento e a implementação do alicate SPR permitiram avaliar os principais aspectos envolvidos na introdução dessa tecnologia em ambiente industrial. Os resultados evidenciaram que sua implementação depende não apenas do equipamento, mas da integração entre projeto mecânico, materiais, rebite, matriz e parâmetros de aplicação.

As etapas de fabricação, montagem e testes resultaram em adequações progressivas no projeto, principalmente nos componentes de aplicação e alimentação dos rebites. Os ensaios realizados demonstraram o funcionamento do equipamento e evidenciaram a necessidade de compatibilização entre rebite, matriz e configuração das chapas para obtenção de juntas adequadas.

Entre os principais desafios destacaram-se a seleção dos rebites e matrizes e a disponibilidade limitada de informações técnicas específicas para sua aplicação. Nesse contexto, o contato com fabricantes e fornecedores mostrou-se relevante para complementar os dados disponíveis e apoiar a definição dos componentes. De maneira geral, o trabalho demonstrou a viabilidade técnica da solução desenvolvida para a aplicação proposta e evidenciou o caráter iterativo da implementação do SPR, envolvendo projeto, fabricação, testes, avaliação das juntas e adequações sucessivas. Como continuidade, recomenda-se ampliar a avaliação experimental por meio de diferentes combinações de materiais, espessuras, rebites e matrizes, além da realização de análises metalográficas e ensaios mecânicos. A ampliação dos testes e a formação de uma base de dados experimental própria poderão contribuir para a definição dos parâmetros de aplicação e para o aprimoramento do processo.

**AGRADECIMENTOS**

Os autores agradecem à GPTech pela confiança, apoio e disponibilização dos recursos necessários ao desenvolvimento e implementação da tecnologia SPR. Agradecem também aos colaboradores envolvidos no projeto, cuja experiência e contribuições técnicas foram fundamentais nas etapas de projeto, fabricação, montagem e testes do equipamento.

## REFERÊNCIAS

[1] [ANG, H. Q. An overview of self-piercing riveting process with focus on joint failures, corrosion issues and optimisation techniques. Chinese Journal of Mechanical Engineering, v. 34, art. 2, 2021. DOI: 10.1186/s10033-020-00526-3.

[2] LI, D.; CHRYSANTHOU, A.; PATEL, I.; WILLIAMS, G. J. Self-piercing riveting – a review. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 92, p. 1777–1824, 2017. DOI: 10.1007/s00170-017-0156-x.

[3] HAQUE, R. Quality of self-piercing riveting (SPR) joints from cross-sectional perspective: A review. Archives of Civil and Mechanical Engineering, v. 18, n. 1, p. 83–93, 2018. DOI: 10.1016/j.acme.2017.06.003.

[4] HAQUE, R.; BEYNON, J. H.; DURANDET, Y. Characterisation of force-displacement curve in self-pierce riveting. Science and Technology of Welding and Joining, v. 17, n. 6, p. 476–488, 2012. DOI: 10.1179/1362171812Y.0000000036.

[5] ZHAO, H.; HAN, L.; LIU, Y.; LIU, X. Analysis of joint formation mechanisms for self-piercing riveting (SPR) process with varying joining parameters. Journal of Manufacturing Processes, v. 73, p. 668–685, 2022. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.11.038.

[6] BRASIL. Ministério do Trabalho e Previdência. NR 12 – Segurança no Trabalho em Máquinas e Equipamentos. Brasília, DF: Ministério do Trabalho e Previdência.

RENOMAT

15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT

# PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS

**Sessão Abertura da Conferência RENOMAT**

Coordenação de Sessão/Chairperson: - Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

**Homenagem à Profa. Dra. Izete Zanesco por sua trajetória de mais de 30 anos de pesquisa em energia solar**

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture:**

1. **O desenvolvimento da energia solar no Brasil e no RS**
   The development of solar energy in Brazil and RS
   *IZETE ZANESCO, Ph.D – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS, Porto Alegre, BRASIL)*

**Palestras e Trabalhos Técnicos**

**Sessão 1 - ENERGIA SOLAR**

Coordenador da Sessão / Chairperson: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

**Apresentações de Trabalhos Técnicos / Technical Sessions**

2. **Filmes Ultrafinos de SiOx para Células Solares TOPCon: Revisão de Técnicas de Produção**
   Ultrathin SiOx films for TOPCon Solar Cells: Revision of production techniques
   *Felipe Chini de Freitas (PUCRS), Izete Zanesco (PUCRS), Moussa Ly (PUCRS), Rafael Fernandes de Vasconcellos (PUCRS), Adriano Moehlecke (PUCRS)*

3. **Desenvolvimento e Comparação de Métodos de Deposição de Óxido de Grafeno na Superfície Dopada com Boro de Células Solares de Silício**
   Development and Comparison of Graphene Oxide Deposition Methods on the Boron-Doped Surface of Silicon Solar Cells
   *Daniel Augusto Krieger Coutinho (PUCRS), Thuany Garcia Maraschin (PUCRS), Adriano Moehlecke (PUCRS), Izete Zanesco (PUCRS)*

4. **Viabilidade Econômica e Financeira da Implantação Laboratorial de um Sistema Fotovoltaico Convencional para uma Mini Smart Greenhouse Destinada à Produção de Edelweiss**
   Economic and Financial Feasibility of a Laboratory-Scale Conventional Photovoltaic System for a Mini Smart Greenhouse for Edelweiss production
   *Giuliano Rampinelli (UFSC), Vilson Gruber (UFSC), Roderval Marcelino (UFSC), Lírio Scheffer (UFRGS)*

5. **Dimensionamento analítico dos enrolamentos e testes iniciais de núcleos de transformador e indutor implementados com ferrita reciclada em formas obtidas via impressão 3D**
   Analytical Dimensioning of Windings and Initial Tests of Transfomer and Inductor Cores Implemented with Recycled Ferrite in Shapes Obtained Via 3D Printing made of Recycled Ferrite
   *Eduardo Duarte Cabral (PUCRS), Henrique Gabriel Cabral (PUCRS), Jorge Pimentel de Morais, Lucas Melo Machado (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

6. **Avaliação do desempenho de descarga e resposta térmica de células comerciais de íon sódio em baixa temperatura**
   Evaluation of Discharge Performance and Thermal Response of Commercial Sodium-Ion Cells at Low Temperature
   *Lucas Melo Machado (PUCRS), Miles Vargas (PUCRS), Marçal Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

7. **Gerdau NewECO: Forjando um futuro sustentável Gerdau**
   NewECO: Forging a Sustainable Future
   *Rafael Alves Reifschneider Coelho (GSB - Gerdau Aços Especiais Brasil, São Paulo SP)*

**Sessão 2 - ARMAZENADORES DE ENERGIA**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Prof. Dr. Roderval Marcelino (UFSC)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture**

8. **Tendência de desenvolvimento dos sistemas domésticos de armazenamento de energia: Análise de caso no Nordeste Argentino**
   Development Trend of Household Energy Storage Systems: Case Study in Northeastern Argentina
   *LUIS HORACIO VERA – Universidad Nacional del Nordeste (UNNE, Corrientes, ARGENTINA)*

**Apresentações de Trabalhos Técnicos / Technical Sessions**

9. **Desenvolvimento teórico e algorítmico de um controlador de carga automatizado para revitalização de baterias chumbo-ácido visando maximizar sua vida útil**
   Theoretical and Algorithmic Development of an Automated Charge Controller for the Revitalization of Lead-Acid Batteries, Aiming to Maximize Their Lifespan.
   *Lúcio Albino Amaro da Silva, Lirio Schaeffer (CBCM/UFRGS, Porto Alegre RS)*

10. **Desmontagem segura e caracterização mássica de células comerciais de íon sódio**
    Safe Disassembly and Mass Characterization of Commercial Sodium-Ion Cells
    *Lucas Melo Machado (PUCRS), Miles Vargas, Marçal Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

11. **Caracterização elétrica e comparação da densidade de energia de células comerciais de íon sódio e $LiFePO_4$**
    *Electrical Characterization and Energy Density Comparison of Commercial Sodium-Ion and $LiFePO_4$ Cells*
    *Lucas Melo Machado (PUCRS), Miles Vargas, Marçal Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

12. **Avaliação comparativa da segurança de células de íon sódio e íons Lítio ($LiFePO_4$) submetidas à ensaios de abuso elétrico, mecânico e térmico**
    Comparative safety evaluation of sodium-ion and lithium-ion ($LiFePO_4$) cells subjected to electrical, mechanical, and thermal abuse tests
    *Lucas Melo Machado (PUCRS), Miles Vargas (PUCRS), Marçal Jose Rodrigues Pires (PUCRS), Martin Gehlen Castro (PUCRS), Vicente Canalli (ECPC-VC)*

**Sessão 3 - MOBILIDADE ELÉTRICA**
Coordenador da Sessão / Chairperson: Prof. Dr. Vilson Gruber (UFSC)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture**

13. **Do resíduo ao recurso: reciclagem de ligas de alumínio contaminadas com ferro para geração de hidrogênio**
    *NOÉ CHEUNG – Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP, Campinas, BRASIL)*

**Apresentações de Trabalhos Técnicos**

14. **Caracterização físico-química e térmica de componentes de células de íon-sódio: uma análise comparativa com células de íons de lítio**
    Physicochemical and thermal characterization of sodium-ion cell components: a comparative analysis with lithium-ion cells
    *Lucas Melo Machado, Miles Vargas, Vicente Mariano Canalli, Marçal José Rodrigues Pires*

15. **Direcionabilidade de veículos RWD/FWD propelidos a eletricidade com dois motores on the wheel ou independentes na roda**
Steerability of RWD/FWD Electric Vehicles with Dual IN-WHELL or Independent Wheel Motors
*Eduardo Duarte Cabral (PUCRS), Jorge Pimentel de Morais, Lucas Melo Machado (PUCRS), Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

16. **Tópicos gerais acerca do firmware utilizado em veículos propelidos a eletricidade**
General Topics Regarding Firmware used in Electrically Propelled Vehicles
*Orides Jeremias Wachholz, Jorge Pimentel de Morais, Lucas Melo Machado, Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)*

**Sessão 4 - MATERIAIS**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Prof. Dr. Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture**

18. **Utilização de materiais naturais na usinagem de peças e componentes em ligas leves**
The use of natural materials on machining of light alloys
*CESAR ROLANDO NUNURA NUNURA – Universidad de Tecnología de Peru (UTEC, Lima – PERU)*

**Apresentações de Trabalhos Técnicos**

19. **Influência de Tratamentos Térmicos em Ligas Fundidas de Al-Cu-Cr sobre o Comportamento ao Desgaste Deslizante e Reciprocante**
Influence of Heat Treatments on AS-CAST Al-Cu-Cr Alloys on Sliding and Reciprocating Wear Behavior
*Gustavo Soares Kegler (PUCRS), Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)*

20. **Avaliação Experimental do Comportamento Térmico de Coletores Solares fabricados por Estampagem Incremental em Ambiente controlado.**
Validation of the Thermal Efficiency of Solar Collectors Manufactured by Incremental Sheet Forming under Controlled Conditions through Experimental Testing and Numerical Simulation
*Gilson de March, Marco Antônio Jeremias Coelho, Lírio Schaeffer, Daniel Fritzen, Anderson Daleffe, Fábio André Lora, Ricardo José Alves de Souza, Marcelo Marcos Amoroso, Henrique Cechinel Casagrande*

21. **Desgaste Oscilatório e Corrosão Eletroquímica do Aço Microligado 38MnVS6 Utilizado em Veículos Leves**
Freeting Wear and Corrosion of 38MnVS6 Microalloyed Steel
*Arthur Tolfo Moro (PUCRS), Lúcio Osório da Rosa (PUCRS), Eleani Maria da Costa (PUCRS), Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)*

**Sessão 5 - MATERIAIS e SISTEMAS HÍBRIDOS**
Coordenador de Sessão/Chairperson: – Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture**

22. **Fratura Hidráulica de Reservatórios de Gás Natural Utilizando Resíduos Polidispersos**
Hydraulic Fracture of Natural Gas Reservoirs Using Polydisperse Waste
*GIOVANNI DOS SANTOS BATISTA – University of Kentucky (Lexington, Kentucky – EUA)*

## Apresentações de Trabalhos Técnicos

23. **Avaliação da eficiência de inibição do cloreto de benzalcônio e imidazolina na corrosão por CO2 do aço API 5L X65**
    Evaluation of the Inhibition Efficiency of Benzalkonium Chloride and Imidazoline on CO2 Corrosion of API 5L X65 Steel
    *Lúcio Osório da Rosa (PUCRS), Carolina Toniolo Menendez (PUCRS), Alisson Silveira Pereira (PUCRS), Natália Feijó Lopes (PUCRS), Eleani Maria da Costa (PUCRS)*

24. **Aspectos técnicos do anteprojeto de uma micro usina elétrica híbrida solar-hidráulica**
    Technical aspects of the preliminary design of a micro hybrid solar-hydroelectric power plant
    *Sandro Marcelo Schmaedecke (PUCRS), Marçal José Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Canalli (ECPC-VC)*

25. **Análise da passivação do emissor de células solares de base P com óxido de estanho e índio**
    Analysis of emitter passivation in p-type perc solar cells using indium tin oxide
    *Roberta Ferrari Rosa (PUCRS), Bruno Inácio da Silva Roux Leite, Izete Zanesco (PUCRS), Moussa Ly (PUCRS), Adriano Moehlecke (PUCRS)*

26. **Caracterização Microestrutural da Interface de União entre Aço de Baixa Liga e Revestimento Reforçado com TiC em Componentes Bimetálicos**
    Microstructural Characterization of the Bonding Interface between Low-Alloy Steel and TiC-Reinforced Cladding in Bimetallic Components
    *Gilson de March, Anderson Daleffe, Daniel Fritzen, Max Gabriel Steiner, Joelson Vieira da Silva, Jamile Thon Langbem (UNISACT, Içara SC), Henrique Cechinel Casagrande (UFSC); Lirio Schaeffer (UFRGS)*

## APRESENTAÇÃO EM POSTER:

1. **Avaliação da eficiência inibidores na corrosão por CO2**
   Evaluation of Inhibitor Efficiency in CO2
   *Carolina Toniolo Menendez (PUCRS), Lúcio Osório da Rosa (PUCRS), Rafaela Batista Marques (PUCRS), Eleani Maria da Costa (PUCRS)*

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Filmes Ultrafinos de $SiO_x$ para Células Solares TOPCon: Revisão de Técnicas de Produção

Felipe Chini de Freitas [1]
Rafael Fernandes de Vasconcellos [1]
Adriano Moehlecke [1]
Moussa Ly [1]
Izete Zanesco [1]

[1]Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Escola Politécnica, Núcleo de Tecnologia em Energia Solar (NT-Solar), Porto Alegre, RS

**RESUMO**

O mercado de células solares de silício é dominado por dispositivos de estrutura TOPCon (*Tunnel Oxide Passivated Contact*). Esta estrutura apresenta uma camada ultrafina de $SiO_x$ com espessuras tipicamente entre 1 e 2 nm entre a lâmina de silício monocristalino (c-Si) e uma camada de polissilício altamente dopada, para reduzir a recombinação de portadores de carga minoritários na superfície posterior. Foi realizada uma revisão do estado da arte dos principais métodos de obtenção desta camada ultrafina sobre lâminas de c-Si, com foco no crescimento do óxido em processos térmicos, por imersão em soluções ácidas e oxidação em ambiente rico em ozônio. As técnicas de crescimento foram analisadas e comparadas quanto à espessura do filme obtido e da qualidade da passivação da interface c-Si/polissilício, a partir de parâmetros elétricos. A maior tensão de circuito aberto implícita encontrada foi de 742 mV, em dispositivos com processo de crescimento do óxido por PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*) e espessura de aproximadamente 2 nm. A menor densidade de corrente de saturação foi de 2,2 fA/cm², valor obtido para óxido crescido a partir de solução ácida "piranha" ($H_2O_2$:$H_2SO_4$) com espessura de 1 nm. A técnica de oxidação com ozônio em câmara de UV resultou em maior tempo de vida dos portadores de carga minoritários, de 1554 µs para uma camada de 1,8 nm.
Palavras-chave – Células solares, TOPCon, SiOx, Passivação de superfícies

# ULTRATHIN $SiO_x$ FILMS FOR TOPCon SOLAR CELLS: A REVIEW OF PRODUCTION TECHNIQUES


## ABSTRACT

The market of silicon solar cells is currently dominated by devices of the TOPCon (*Tunnel Oxide Passivated Contact*) structure. This structure has an ultrathin $SiO_x$ layer, with thickness typically ranging from 1 to 2 nm between the monocrystalline silicon wafer (c-Si) and a layer of doped polysilicon, to reduce the recombination of the minority carriers on the rear face. A review was conducted of the state of the art of the main techniques to obtain this ultrathin layer over the c-Si wafer, with a focus on oxide growth by thermal processing, immersion in acidic solutions and oxidation in ozone-rich environments. The techniques were analyzed and compared with respect to the thickness of the film and the quality of the passivation of the c-Si/polysilicon interface, using electrical parameters. The highest implied open circuit voltage obtained was 742 mV, in devices with oxide produced by PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*) and with a thickness of approximately 2 nm. The lowest saturation current density was 2.2 fA/cm², measured in a device with oxide grown with “piranha” solution ($H_2O_2$:$H_2SO_4$), and with thickness of 1 nm. The UV chamber ozone oxidation technique resulted in a longer lifetime of minority charge carriers of1554 µs to a 1.8 nm thick layer.


*Keywords – Solar cells, TOPCon, SiOx, Surface passivation*

## 1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, a transição de combustíveis fósseis para fontes renováveis para na produção de energia se tornou uma necessidade global para combater o aquecimento global. A energia solar fotovoltaica se destaca entre as fontes renováveis devido ao alto potencial de aplicação devido às reduções de custo e aumento de eficiência. Foi observado um crescimento de 636 TWh na energia produzida com sistemas fotovoltaicos em 2025, ultrapassando a produção de energia por sistemas eólicos pela primeira vez [1]. Atualmente, as células solares de silício monocristalino (c-Si) ocupam cerca de 98% do mercado, e podem apresentar diferentes estruturas [2]. A Figura 1 apresenta o mercado atual de células solares para diferentes tecnologias. Estima-se que os dispositivos de estrutura TOPCon (*Tunnel Oxide Passivated Contact*) correspondam a 70% do mercado atual, permanecendo como a principal tecnologia ao longo da próxima década.

As células fotovoltaicas podem ser classificadas em tipo p ou tipo n, de acordo com a dopagem da lâmina de silício utilizada. Lâminas tipo p são dopadas com boro, e os portadores majoritários são lacunas, enquanto as células tipo n utilizam substrato dopado com fósforo, e os portadores majoritários são os elétrons. Cerca de 80% das células solares no mercado atual são do tipo n, em grande parte devido à transição para células TOPCon tipo n, que apresentam maior eficiência que as células PERC tipo p [3].

As células solares da família PERC (*Passivated Emitter and Rear Cell*), como a célula PERT (*Passivated Emitter Rear Totally Diffused Cell*) foram a tecnologia dominante na última década. A estrutura de uma célula PERT tipo p é ilustrada na Figura 2(a), e apresenta estrutura frontal texturada, com os contatos metálicos, filme antirreflexo, camada de passivação, emissor de fósforo e o substrato tipo p. A estrutura posterior é similar à estrutura frontal, e apresenta o campo retrodifusor de boro, camada de passivação posterior, filme antirreflexo e contatos metálicos posteriores. As células solares da família PERC fabricadas industrialmente podem atingir eficiências próximas de 24% para células fabricadas em escala industrial. Para esta tecnologia, a estrutura posterior é a principal região de perdas na

conversão de energia [4]. Uma alternativa desenvolvida foi a estrutura TOPCon. A estrutura de uma célula TOPCon tipo n é ilustrada na Figura 2(b). A estrutura frontal é similar à estrutura PERC, enquanto a face posterior apresenta uma camada ultrafina de $SiO_x$ interfacial, camada de silício policristalino dopado (poli-Si), seguido dos contados metálicos. A camada de $SiO_x$ é fundamental para o funcionamento das células TOPCon, pois o óxido de silício atua como uma camada de passivação da interface entre a lâmina de silício cristalino (c-Si) e a camada de poli-Si, completando as ligações pendentes na superfície, reduzindo a recombinação nesta região, e permite o transporte de cargas através do filme por efeito túnel ou por contato direto por meio de *pinholes*. A espessura desta camada é tipicamente entre 1 e 3 nm. O polissilício dopado, por sua vez, permite a passagem de apenas um tipo de portador de carga, atuando como um contato seletivo. O desenvolvimento desta estrutura permitiu alcançar eficiências de cerca de 26% para células solares fabricadas em escala industrial [4].

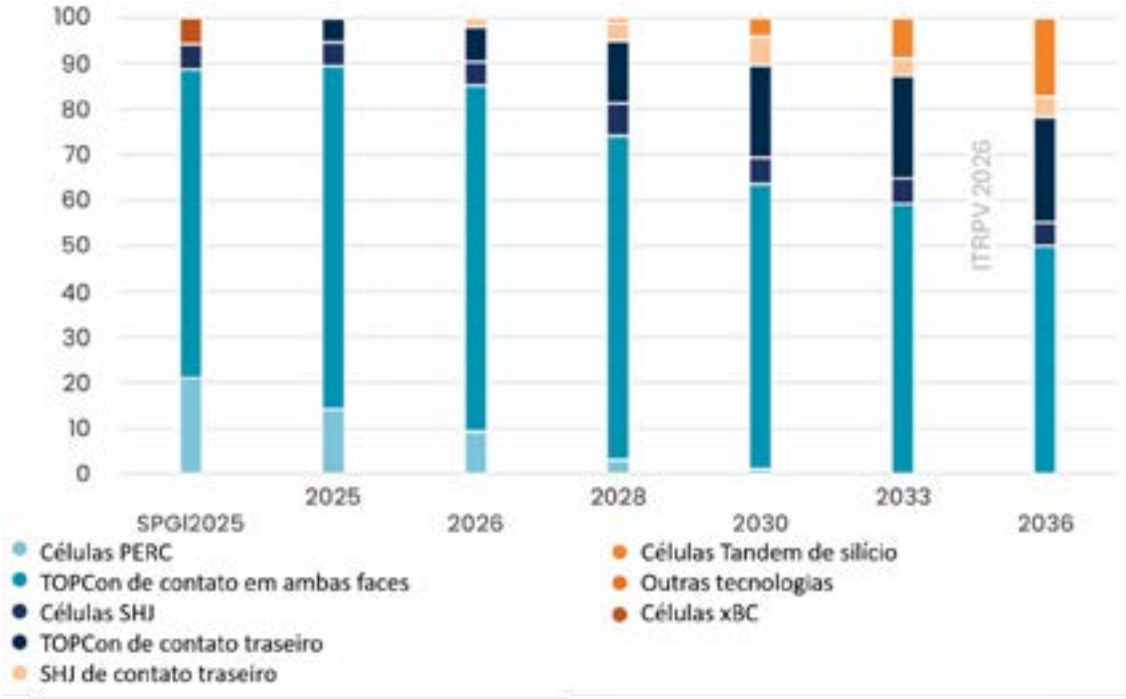



**Figura 1**: Mercado atual de células solares e projeção até 2036. Adaptado de ITRPV [3].

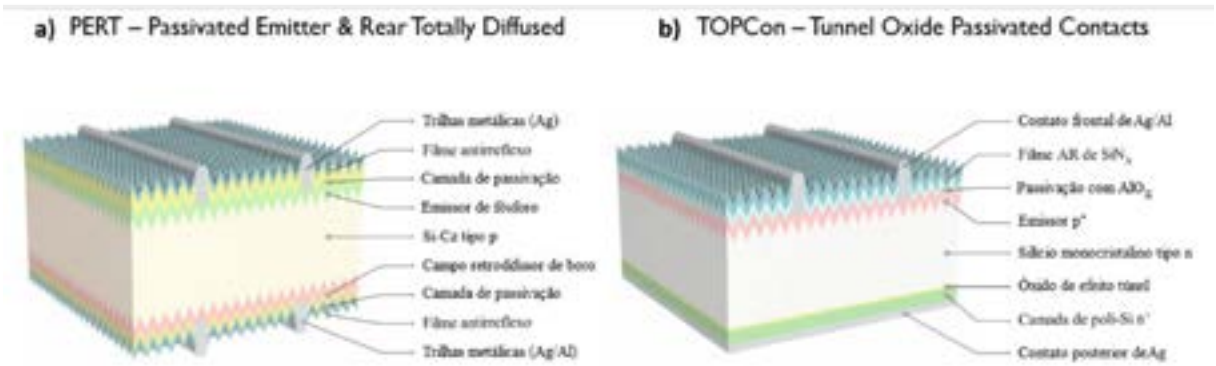



**Figura 2**: Estrutura de uma célula solar PERT tipo p (a) e de uma célula solar TOPCon tipo n (b).

## 2. METODOLOGIA

A passivação da interface c-Si/$SiO_x$/poli-Si é a principal vantagem da estrutura TOPCon. A otimização da qualidade e espessura do óxido de silício é essencial para aumentar a eficiência do dispositivo. A técnica de fabricação desta camada pode alterar as propriedades da mesma, além de impactar a viabilidade da industrialização do processo de fabricação do dispositivo. Atualmente, as técnicas mais utilizadas para crescimento da camada de $SiO_x$ são a imersão em solução ácida, em especial o ácido nítrico, e por processos térmicos e assistidos por plasma, como oxidação por PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*). Porém, a utilização de agentes químicos ácidos apresenta a necessidade de tratamento de resíduos que devem ser descartados de forma correta para evitar danos ao meio ambiente. Já os processos de PECVD necessitam de equipamentos especializados, e o processo pode induzir defeitos no filme produzido, diminuindo sua qualidade [5]. Assim, outra técnica estudada é o crescimento da camada por oxidação em ambiente rico em ozônio, devido a possibilidade de redução de custos e menor impacto ambiental.

Para este trabalho, foram analisados 11 artigos que apresentaram resultados da produção da camada de $SiO_x$ para células TOPCon por ataque em solução ácida, oxidação térmica e oxidação por ozônio. As técnicas foram analisadas e comparadas quanto à espessura do filme obtido e a qualidade da passivação da interface. A qualidade da passivação foi analisada a partir de diferentes parâmetros. O tempo de vida dos portadores de carga minoritários ($\tau$) se refere ao tempo entre a geração e a recombinação dos portadores de carga minoritários no substrato, enquanto o tempo de vida efetivo ($\tau_{eff}$) é a soma das perdas por recombinação nas diferentes regiões de uma amostra de silício **Erro! Fonte de referência não encontrada.**. A densidade de corrente de saturação ($J_0$), também chamada de corrente de recombinação ou reversa, representa a recombinação de portadores de carga do dispositivo no escuro [7]. A tensão de circuito aberto ($V_{OC}$) é um parâmetro que indica a máxima tensão produzida por uma célula solar em condições padrão de iluminação e a tensão de circuito aberta implícita ($iV_{OC}$) é a $V_{OC}$ calculada para uma lâmina de silício desconsiderando os efeitos de resistência em série. A partir da $iV_{OC}$, pode ser calculado o pseudo fator de forma (pFF), que indica o fator de forma do dispositivo sem as perdas por resistência em série [8].

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Resumo dos parâmetros utilizados nos processos de obtenção de filmes de SiOx e dos principais resultados

A Tabela 1 resume os filmes analisados neste estudo, indicando as técnicas de deposição, temperatura do processo de oxidação, espessura obtida e os principais parâmetros caracterizados para comparar a qualidade da passivação. Nas próximas seções serão detalhados os resultados resumidos na Tabela 1.

### 3.2. Oxidação por imersão em soluções ácidas

A técnica de oxidação do silício por ataque ácido pode ser realizada por meio da utilização de diferentes soluções. O agente químico mais utilizado para a fabricação da camada de $SiO_x$ é o ácido nítrico $HNO_3$ 68% e em temperaturas próximas a 121°C, a temperatura de ebulição da solução, em uma técnica chamada de NAOS (*Nitric Acid Oxidation of Silicon*). Esta concentração é utilizada pois é o ponto azeotrópico da mistura, em que o ponto de ebulição é constante e o vapor gerado apresenta as mesmas concentrações da solução líquida. A temperatura de ebulição é utilizada pois aumenta a capacidade de oxidação da lâmina de silício, porém, a alta volatilização da mistura libera vapores tóxicos, além de

resultar em uma perda considerável da solução, elevando custos e podendo limitar sua aplicabilidade em escala industrial [9], [10].

**Tabela 1:** Técnicas de oxidação e parâmetros de tempo e temperatura apresentados pelos estudos analisados (N/E indica que o parâmetro não foi especificado), e os melhores resultados obtidos de $iV_{OC}$ ou $V_{OC}$, $\tau_{eff}$, $J_0$ e pFF para as amostras ou células solares processadas. $T_{amb}$ é a temperatura ambiente.

| Ref. | Técnica | Temperatura | Tempo | Espessura (nm) | Melhores Resultados |
|---|---|---|---|---|---|
| Yousuf [9] | NAOS | > 90 °C | N/E | 1,4 - 1,5 | Voc = 716 mV, 1,4 nm |
| | $DIO_3$ | $T_{amb}$ | 5min | 1,3 - 1,4 | Voc = 714 mV, $J_0$ = 35 fA/cm² |
| | Térmico | N/E | N/E | 1,5 - 1,7 | Voc = 705 mV, |
| | $UV/O_3$ | $T_{amb}$ | 50 s | 1,55 - 2,5 | Voc = 730 mV |
| Tong [10] | CNS | 60°C | 0, 30, 90, 180 min | 1,4 - 1,8 | Voc = 667 mV |
| | NAOS | 60°C | 0, 30, 90, 180 min | 1,3 - 1,4 | Voc = 663 mV |
| Oikawa [11] | $H_2O_2$ | $T_{amb}$ | 30 s | 0,8 - 1 | Voc = 0,68 mV, $\tau_{eff}$ ~ 600 us |
| | NAOS | $T_{amb}$ | 30 s | 0,8 - 1 | Voc = 0,64 mV, $\tau_{eff}$ ~ 300 us |
| Gao [12] | PECVD | 150 °C | 10 min | ~ 2 | iVoc = 742 mV $J_0$ = 3 fA/cm², $\tau_{eff}$ = 1050 us |
| Köhler [13] | Solução Piranha | N/E | 15 s - 10 min | 0,9 - 1 | iVoc 714 mV, $J_0$ = 2.2 fA/cm² |
| | NAOS | N/E | 15 s - 10 min | 1 - 1,5 | iVoc >700mV |
| | RCA2 | N/E | 10 a 30 min | 0,6 - 0,9 | iVoc < 700 mV |
| | HCl | N/E | 10 a 40 min | 0,5 - 0,9 | iVoc = 640 mV |
| Moldovan [14] | $DIO_3$ | 30°C | 3, 5, 10, 15 min | ~1,3 | iVoc = 715 mV |
| | $UV/O_3$ | $T_{amb}$ | 1, 3, 5 min | 1,1 - 1,3 | iVoc = 719 mV |
| Untila [15] | NAOS | $T_{amb}$ | 5 s | 0,2 ± 0,1 | iVoc = 595 mV, pFF = 80,0% |
| | NAOS | $T_{amb}$ | 10 s | 0,9 ± 0,2 | iVoc = 597 mVpFF = 79,2% |
| | NAOS | $T_{amb}$ | 15 s | 1,2 ± 0,2 | iVoc = 609 mV, pFF = 78,7% |
| | NAOS | 121°C | 600 s | 1,4 ± 0,1 | iVoc = 565 mV, pFF = 78,0% |
| Zin [16] | $DIO_3$ | $T_{amb}$ | 10 - 15 min | 1,3 - 1,5 | iVoc = 720 mV, $\tau_{eff}$ = 1521 µs, $J_0$ = 3 fA/cm² |
| Bakhshi [17] | $UV/O_3$ | N/E | 10, 15, 20 min | 1,5, 1,7, 1,8 | $J_0$ = 7 fA/cm², $\tau_{eff}$ = 1554 µs |
| Mandal [18] | PECVD | N/E | N/E | 1,5 | iVoc = 646 mV, τ = 159 µs |
| | Térmico | 850 °C | N/E | 1,5 - 2 | iVoc = 610 mV, τ = 106 µs |
| | NAOS | 100 - 110°C | 30 min | 1,5 - 3 | iVoc = 650 mV, τ = 26 µs |

O estudo realizado por Kobayashi et al. [19] apresenta métodos de crescimento da camada ultrafina de $SiO_x$ por ataque químico em ácido nítrico nas concentrações de 68% e 61%, para produzir uma camada de óxido interfacial com baixa corrente de fuga. O processo foi realizado em lâminas de silício monocristalino, orientação {100}, tipo n e resistividade de ~10 Ω.cm. As lâminas passaram por etapa de limpeza RCA, seguido de ataque em ácido fluorídrico diluído para remover o óxido formado. As amostras foram então imersas nas soluções de $HNO_3$ 68% e 61% nas temperaturas de 120°C e 112°C, respectivamente. Os autores determinaram as espessuras das camadas de 1,2 nm e 1,4 nm para as soluções de 61% e 68%, respectivamente. Como resultado, a camada crescida na solução azeotrópica apresentou uma menor corrente de fuga, indicando maior qualidade do filme obtido. Foi então realizada uma deposição de eletrodos de alumínio sobre o óxido de 1,4 nm, resultando na estrutura Al/$SiO_2$/Si, seguido de um recozimento em ambiente com 5% de hidrogênio (*forming*

*gas*, 95% de $N_2$ e 5% de $H_2$) nas temperaturas de 400°C e 200°C, para passivar ligações pendentes formando ligações Si-H. Foi então realizada uma análise de XPS (espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios X) para analisar o impacto nos filmes produzidos. A Figura 3 apresenta os resultados da análise XPS. O filme recozido na temperatura de 400°C (Figura 3.a), apresentou uma redução na espessura do óxido, de 1,4 nm para cerca de 0,3 nm, enquanto na temperatura de 200°C (Figura 3.b), não foi observada esta redução de espessura, e a espessura final do óxido foi estimada em 1,3 nm. A análise por XPS confirma a formação de ligações do silício cristalino com o oxigênio, que atua para passivar as ligações pendentes da superfície e demonstra que o óxido crescido por meio da solução azeotrópica mantém sua qualidade após o recozimento a 400°C.

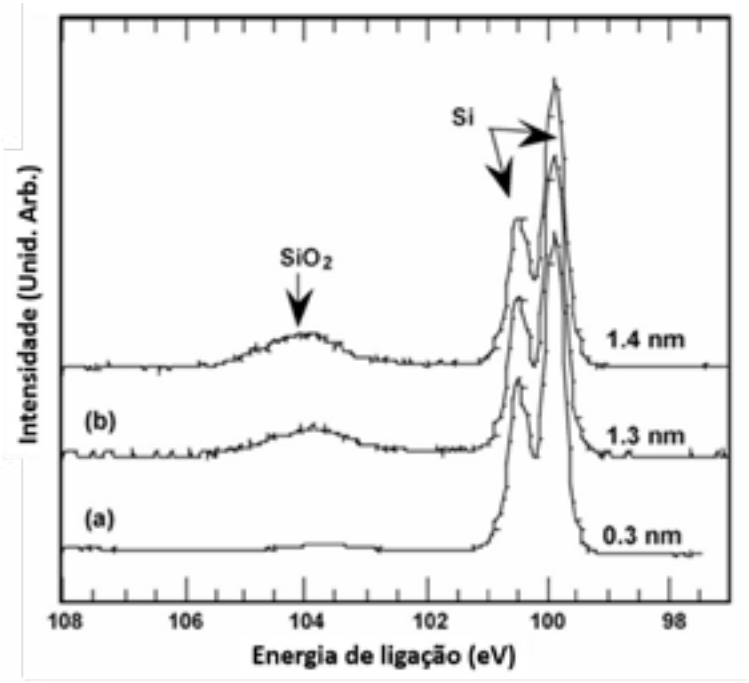



**Figura 3:** Espectro de XPS na região Si 2p para as estruturas observadas após remoção do eletrodo de Al. Recozimento foi realizado em atmosfera de 5% hidrogênio nas temperaturas: (a) 400°C, (b) 200 °C, e a estrutura $SiO_2$/Si sem metal e recozimento. Adaptado de Kobayashi et al. [19].

Devido às dificuldades de trabalhar com o ácido nítrico em temperatura de ebulição, são estudadas alternativas, como o uso da solução em temperatura ambiente. O estudo de Untila et al. [15] realiza o crescimento da camada ultrafina pela técnica de pirólise por pulverização ultrassônica utilizando a mistura azeotrópica de $HNO_3$ em temperatura ambiente e na temperatura de ebulição. Para os experimentos, foram utilizadas lâminas de silício monocristalino (c-Si), orientação {100}, tipo n, e orientação {111} para as medições por de espessura por elipsometria. Primeiramente, as lâminas passaram por limpeza RCA 1 e 2, seguido de imersão em água a 80°C e ataque em HF 1% por 5 s para remoção do óxido formado. Foi então realizado o crescimento do óxido nas amostras utilizando a solução ácida em temperatura ambiente por 5, 10 e 15 segundos, e na temperatura de ebulição por 600 segundos. Como referência, foram utilizadas amostras que não passaram por etapa de oxidação após ataque em HF. Foram determinados os parâmetros de espessura (d), micro rugosidade superficial ($d_R$) e coeficiente estequiométrico (x), medidos por elipsometria. Foram também medidos parâmetros elétricos de tensão de circuito aberto implícita ($iV_{OC}$) e pseudo fator de forma (pFF) de células com estrutura ITO/$SiO_x$/n-Si. A Tabela 2 apresenta os resultados obtidos a partir dos experimentos.

A partir dos experimentos, os autores apontam que a espessura da camada de $SiO_x$

aumenta com o tempo de imersão em $HNO_3$ e com o aumento de temperatura, assim como o coeficiente estequiométrico. Assim, quanto maior a temperatura do processo de oxidação, mais espessa a camada e mais próxima do balanço estequiométrico. A tensão de circuito aberto implícita aumentou conforme o tempo de exposição em temperatura ambiente aumentou, de 578 mV até 609 mV. Porém, a amostra com a camada crescida na temperatura de ebulição apresentou o menor valor, de apenas 565 mV. O pseudo fator de forma, por sua vez, apresentou comportamento inverso, reduzindo de 80,3% na amostra sem oxidação, para 78% após ataque em temperatura de ebulição por 600 min. Por fim, os autores apontam que a técnica de crescimento de óxido em temperatura ambiente apresentada pode ser uma alternativa viável para fabricação de células fotovoltaicas.

**Tabela 2**: Efeito do tratamento nos parâmetros das estruturas ITO/$SiO_x$/n-Si. $T_{amb}$ é a temperatura ambiente, $T_{eb}$ é a temperatura de ebulição, t é o tempo de imersão, d é a espessura do filme de $SiO_x$, $d_R$ é a microrrugosidade superficial, x é o coeficiente estequiométrico e pFF é pseudo fator de forma. Adaptado de Untila et al. [15]

| | $T_{amb}$ HF | $T_{amb}$ , t = 5 s | $T_{amb}$, t = 10 s | $T_{amb}$ , t = 15s | $T_{eb}$, t = 600s |
|---|---|---|---|---|---|
| $d_R$ (nm) | 0,3 ± 0,1 | 2,1 ± 0,1 | 1,4 ± 0,1 | 1,2 ± 0,1 | 1,1 ± 0,3 |
| d (nm) | - | 0,2 ± 0,1 | 0,9 ± 0,2 | 1,2 ± 0,2 | 1,4 ± 0,1 |
| x | - | 1,58 ± 0,07 | 1,78 ± 0,04 | 1,72 ± 0,01 | 1,99 ± 0,01 |
| $iV_{OC}$ (mV) | 578 ± 16 | 595 ± 7 | 597 ± 6 | 609 ± 6 | 565 ± 12 |
| pFF (%) | 80,3 ± 0,3 | 80,0 ± 0,3 | 79,2 ± 0,4 | 78,7 ± 0,9 | 78,0 ± 1,0 |

Além da técnica NAOS, foram estudadas outras técnicas para fabricar a camada de $SiO_x$ sobre o silício monocristalino. A mistura de três partes de $HNO_3$ (68%) e uma parte de $H_2SO_4$ (98%) forma a solução chamada de ácido nítrico concentrado, ou CNS (*Concentrated Nitric Acid*). Outra solução estudada é a mistura de uma parte de HCl, uma parte de $H_2O_2$ e seis partes de $H_2O$, conhecida como solução RCA2. Estas soluções apresentam como vantagem a menor volatilização do composto, permitindo realizar o processo em temperatura menores que do método tradicional. Tong et al. [10] compararam a camada de SiOx crescida pela técnica NAOS e com CNS em lâminas de c-Si, tipo n, com resistividade de 1-3 Ω.cm e espessura de 180 µm. O primeiro passo foi a remoção do dano de corte por ataque em solução alcalina, seguida por limpeza RCA, para então realizar o crescimento da camada de óxido. O crescimento foi realizado utilizando as soluções RCA2, CNS e $HNO_3$ a 60 °C, e utilizando $HNO_3$ a 90°C como referência. Foram obtidos os parâmetros de $V_{OC}$, $J_0$, FF e eficiência das células solares fabricadas, além da espessura da camada e análise das ligações químicas por XPS. A solução RCA2 não apresentou picos relativos à formação de $SiO_2$, enquanto os outros métodos apresentaram estas ligações. Este resultado indica que a solução RCA2 pode não resultar em uma passivação efetiva da superfície, não sendo apropriada para fabricar células solares. As camadas crescidas por $HNO_3$ e CNS apresentaram espessura de 1,2 nm a 1,7 nm, valores apropriados para o óxido interfacial. A caracterização elétrica indicou que a camada obtida por CNS resultou em uma corrente $J_0$ de 7,7 fA/cm², cerca de 1-7 fA/cm² menor que para o $HNO_3$, e uma $iV_{OC}$ de 712 mV, um ganho de 2-10 mV em relação ao $HNO_3$, resultando em um possível aumento de eficiência de cerca de 0,15%, além de uma melhor reprodutibilidade do que a técnica NAOS. Os autores então fabricaram células solares a partir dos processos com $HNO_3$ e CNS. A maior $V_{OC}$ encontrada, de 667 mV, foi para o dispositivo com filme fabricado com CNS, enquanto o processo por $HNO_3$ resultou em uma célula solar com $V_{OC}$ de 660 mV.

Os autores Köhler et al. [13] estudaram a utilização da mistura de $H_2O_2$:$H_2SO_4$ na razão 3:1, também conhecido como solução piranha, HCl e RCA2 e $HNO_3$ para obtenção da camada

de $SiO_x$ Os experimentos foram realizados em lâminas de c-Si, orientação {111}, tipo n, polidas em ambas as faces. Após limpeza RCA, foi realizado ataque em HF para remoção do óxido formado, e então realizado enxague em água deionizada. Como todas as lâminas passaram por este processo inicial, foi utilizado como referência o óxido formado após o enxague com $H_2O$. A Figura 4 apresenta as espessuras obtidas para cada solução utilizada e tempo de ataque. A camada produzida a partir de $HNO_3$ apresentou as maiores espessuras para todos os tempos, indicando que a reação de oxidação é mais rápida que para outras soluções. O óxido formado após enxague em água deionizada apresentou a menor espessura, de cerca de 0,5 nm, resultando em menor passivação da superfície. Os autores comentaram que a etapa de enxague deve ser mantida o mais breve possível para evitar o crescimento indesejado do óxido de menor qualidade.

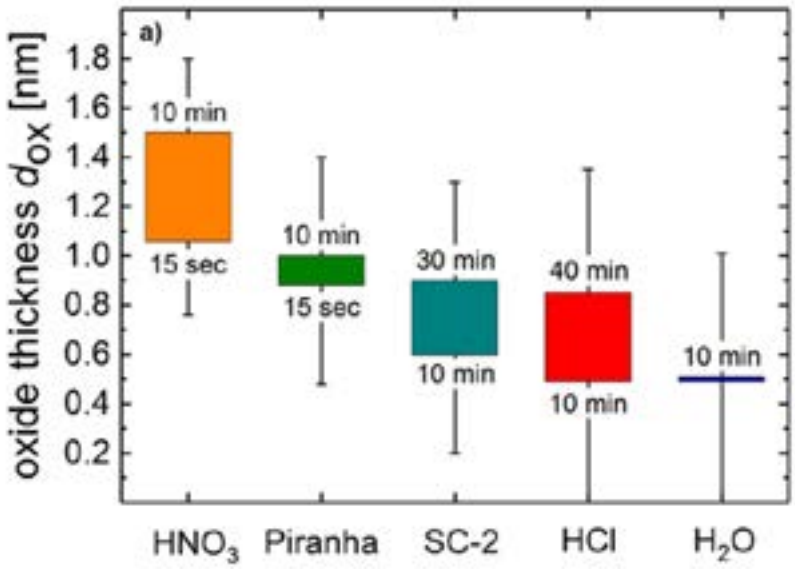



**Figura 4:** Espessura dos óxidos fabricados para cada agente utilizado. Os tempos máximos e mínimos são indicados acima e abaixo das barras. Adaptado de Köhler et al. [13].

Também foram analisados os parâmetros de resistividade de contato, $iV_{OC}$ e $J_0$. A resistividade de contato foi medida após deposição de filmes de µc-SiC:H(n) (carbeto de silício microcristalino hidrogenado tipo n) sobre o óxido, formando camadas entre 40 e 50 nm de espessura. Foram utilizados dois processos de deposição, formando uma camada com diferentes condutividades elétricas. A resistividade apresentou tendência de crescimento com o aumento da espessura do óxido, e o maior valor obtido foi para a camada formada por $HNO_3$, enquanto a menor foi para a camada obtida com RCA2, com espessura de 0,6 nm. Para óxidos com espessuras maiores que 1 nm, os autores colocaram o efeito túnel como principal mecanismo de transporte, enquanto em óxidos mais finos, a não uniformidade da espessura pode resultar em contato direto entre o c-Si e µc-SiC:H(n), formando *pinholes*. O aumento na quantidade e diâmetro dos *pinholes* podem diminuir a resistividade de contato. O óxido obtido pela solução piranha apresentou maior $iV_{OC}$ para ambos os tipos de µc-SiC:H(n), de 714 mV. Os óxidos formados por $H_2O$ e HCl apresentaram os menores valores, de 640 a 670 mV. Para a solução RCA2, os filmes de 1 nm apresentaram valores de $iV_{OC}$ próximos a 700 mV, enquanto aqueles com cerca de 0,5 nm resultaram em $iV_{OC}$ menor. Os filmes de $HNO_3$ resultaram em $iV_{OC}$ de 670 mV a 700 mV para os filmes de 1 e 1,5 nm respectivamente. A maior $J_0$ foi para a água deionizada, enquanto os menores valores foram encontrados para as soluções RCA2 e piranha.

Outra solução estudada como alternativa à técnica NAOS é o peróxido de hidrogênio ($H_2O_2$) para a fabricação da camada ultrafina de $SiO_x$. Os autores Oikawa et al. [11] fabricaram

células solares de heterojunção de silício a partir de lâminas de c-Si, orientação {100}, espessura de 290 µm, resistividade de ~2 Ω.cm e $\tau$ >10 µs. Foi removido o óxido nativo por ataque com HF 5% e as lâminas foram imediatamente imersas em soluções de 0,5-10 %de $H_2O_2$ ou $HNO_3$ em temperatura ambiente. As espessuras foram avaliadas por elipsometria, enquanto a estequiometria dos filmes foi caracterizada pela técnica ATR-FTIR (Espectrosocpia de Infravermelho por Transformada de Fourier com Refletância Total Atenuada). Sobre o filme de $SiO_x$, foi depositada uma camada de silício amorfo intrínseco e dopado para a fabricação dos dispositivos. As células solares fabricadas foram caracterizadas quanto aos parâmetros de $\tau_{eff}$, $V_{OC}$ e FF. O maior tempo de vida efetivo foi obtido para amostras processadas com a solução de $H_2O_2$ com concentração de 3 a 5%, obtendo valores de até 600 µs. Para o $HNO_3$, o maior tempo de vida foi de cerca de 300 µs, indicando que as concentrações de 0,5-10 % não são suficientes para passivar de forma adequada a interface. Para a análise de $V_{OC}$, o maior resultado obtido foi de 0,683 V para a solução de $H_2O_2$ 4%, porém o maior FF encontrado foi de cerca de 0,65, para a solução de $H_2O_2$. Para a solução de $HNO_3$, foram utilizadas concentrações maiores, de até 30%. Os valores encontrados de $V_{OC}$ e FF apresentaram pouca variação com a concentração, de cerca de 0,64 V e 0,65 respectivamente. A análise de ATR-FTIR demonstrou uma redução dos picos relativos às ligações $SiH_2$ e $SiH_3$, enquanto houve um aumento no sinal correspondente às ligações $SiO_3H$, especialmente para concentrações maiores de $H_2O_2$, indicando a formação do filme de $SiO_x$ e a passivação da superfície. Os picos relativos a $SiO_3H$ não foram observados com clareza para os filmes fabricados com $HNO_3$, indicando que concentrações menores que 30% podem não resultar em uma passivação adequada.

### 3.3 Oxidação em ambiente rico em ozônio

A oxidação de silício por ozônio pode ser realizada utilizando água deionizada e ozonizada ($DIO_3$) ou por foto-oxidação em ambiente seco ($UV/O_3$). A oxidação por ozônio tem o potencial de produzir uma camada com maior estabilidade térmica, estequiométrico e com maior densidade em relação as camadas obtidas por $HNO_3$. Além disso, a utilização de ozônio apresenta potencial de redução de custos, além de menor impacto ambiental [9], [14].

Moldovan et al. [14] estudaram a camada de óxido interfacial ultrafino crescido a partir de imersão em $DIO_3$ e por foto-oxidação por luz ultravioleta e comparam os resultados com a camada crescida pela técnica NAOS. Os autores realizaram os experimentos com lâminas de c-Si, tipo n, orientação {100}, obtidas pela técnica *Float Zone*, com espessura de 200 µm. As amostras passaram por limpeza RCA, e então foi realizado o crescimento do óxido. Para a solução de $DIO_3$, a concentração de $O_3$ foi mantida a 30 ppm em ambiente a 30°C, e tempos de exposição de 3, 5, 10 e 15 min foram usados. Para o crescimento em $UV/O_3$, foi utilizada uma lâmpada monocromática com comprimento de onda de 172 nm, que dissocia as moléculas de $O_2$. Os átomos de oxigênio podem então reagir diretamente com a superfície do silício ou com outras moléculas de $O_2$ para formar $O_3$, que é um agente oxidante. Para o estudo, foi variada a distância entre a fonte de UV, de 0,2, 0,5 e 1,5 cm, e o tempo de exposição, de 1, 3 e 5 min. Após o crescimento da camada de $SiO_x$, foi depositada uma camada de 15 nm de silício tipo n em ambas as faces, seguido de recozimento nas temperaturas de 800 °C e 900 °C. O recozimento a 800°C manteve a estrutura amorfa do silício depositado, e com difusão desprezível de dopante ao substrato. O recozimento a 900 °C resultou na cristalização da camada de Si depositada, e uma reduzida difusão de dopante para o substrato. A espessura das camadas foi determinada por elipsometria e a estequiometria foi analisada por XPS. A estrutura e homogeneidade da interface foi analisada por microscopia eletrônica de transmissão (TEM), e a qualidade da passivação foi analisada a partir do parâmetro de $iV_{OC}$. Para os filmes obtidos por $UV/O_3$, foi observada saturação na espessura após 3 min de exposição, obtendo-se uma espessura de 1,4 nm. Para a técnica NAOS, também foi obtido um valor de espessura de 1,4 nm. Para os filmes crescidos em

$DIO_3$, foram obtidos valores de 1,3 nm após 10-15 minutos de exposição, e 1,4 nm após 25 min. Foi realizada uma análise da estequiometria do óxido para encontrar a razão de subóxidos ($(Si^{1+}/(Si^{2+}+Si^{3+})$) das camadas fabricadas. Os óxidos mais estequiométricos, com menor razão de subóxidos apresentaram maior $iV_{OC}$, de cerca de 720 mV, enquanto os filmes menos estequiométricos apresentartam valores de cerca de 660 mV. A Figura 5 apresenta a $iV_{OC}$ obtida para amostras processadas com cada técnica de obtenção da camada de $SiO_x$ e nas temperaturas de recozimento de 800 °C e 900 °C. Para o recozimento de 800 °C, foi observado que os filmes resultaram em amostras com $iV_{OC}$ >715 mV em superfícies planas e >700 mV em superfícies texturadas. Para a temperatura de 900 °C, é necessário um tempo maior de exposição para obter uma maior passivação de superfície. As camadas tendem a apresentar menor passivação em superfícies texturadas, e o crescimento em ambiente rico em ozônio (com $iV_{OC}$ = 705-720 mV) apresentou desempenho superior ao $HNO_3$ (com $iV_{OC}$ = 635 mV). A seção transversal da camada de $SiO_x$ fabricada e recozida a 900 °C foi analisada por TEM. As imagens geradas demonstraram que o filme de $HNO_3$ apresentou irregularidades e disrupções, enquanto os filmes crescidos por $UV/O_3$ permaneceram homogêneos e contínuos. Estes resultados podem explicar o menor valor de $iV_{OC}$ obtido para o $HNO_3$ após recozimento a 900 °C.

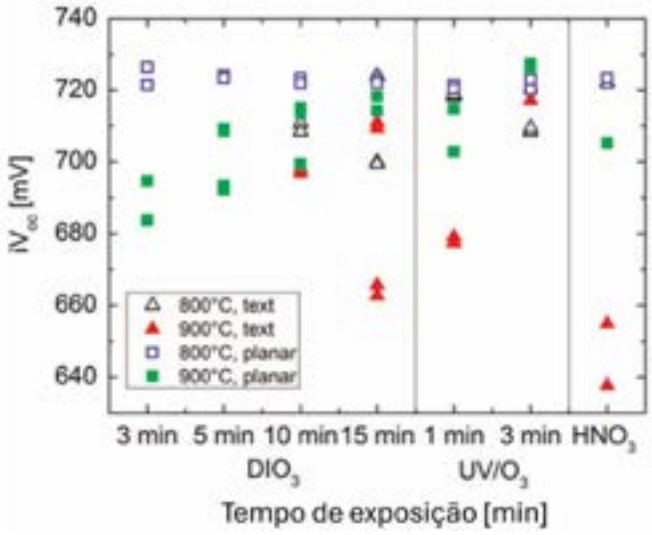



**Figura 5:** $iV_{OC}$ das amostras para os três processos de oxidação analisados para diferentes tempos de exposição. Adaptado de Moldovan et al. [14].

Zin et al. realizaram um estudo para investigar o processo de fabricação da camada de $SiO_x$ para células TOPCon por $DIO_3$ com objetivo de implementação do processo em escala industrial [16]. Os autores realizaram o estudo em lâminas de c-Si, tipo n e com resistividade de 1-5 Ω.cm. Foi realizado um ataque em solução de TMAH (hidróxido de tetrametilamônio) a 85°C por 10 min, seguido por ataque em HF 5% para remover dano de corte nas lâminas e remoção do óxido crescido na superfície. Para realizar o crescimento da camada de $SiO_x$ por $DIO_3$, foi utilizado um equipamento de produção de ozônio do fabricante Oxidation Technologies, LLC. Foi utilizada uma concentração de 20 ppm de $O_3$, com vazão de 420 ml/min e tempo de exposição de 3 a 5 min. A espessura e uniformidade foram caracterizadas por elipsometria. A análise por elipsometria apontou uma espessura de 1,37 nm e uniformidade < 5% e de 1,53 e < 2% para os tempos de 3 e 5 min, respectivamente. A qualidade da passivação foi analisada pela técnica de capacitância-tensão sem contato elétrico (*contactless* C-V), após a deposição de uma camada de $AlO_x$ de ~15 nm. Como resultado, foram obtidos os valores de densidade de estados ($D_{it}$) para os filmes fabricados por $DiO_3$ por 3 e 5 min. A camada de 3 min apresentou $D_{it}$ maior que $6x10^{11}$ $cm^{-2}eV^{-1}$, enquanto

os produzidos com tempo de 5 min apresentaram $D_{it}$ menor que $3,5x10^{11}$ $cm^{-2}eV^{-1}$, indicando que tempos mais curtos resultam em camadas com menor qualidade de passivação. Os parâmetros de $iV_{OC}$ e $J_0$ foram analisados em duas estruturas sobre o filme de $SiO_x$: $AlO_x/SiN_x$/n_poly-Si e apenas $AlO_x$. A estrutura $AlO_x/SiN_x$/n_poly-Si apresentou $iV_{OC}$ = 702 mV, $\tau_{eff}$ = 1248 µs e $J_0$ = 18 fA/cm², enquanto apenas com a camada de $AlO_x$ foram obtidos $iV_{OC}$, $\tau_{eff}$ e $J_0$ de 720 mV, 1521 µs e 3 fA/cm².

Bakhshi et al. [17] analisaram a camada de $SiO_x$ interfacial pela técnica de $UV/O_3$. Foram usadas lâminas de c-Si, tipo n, com espessura de 180 µm e resistividade de 1-5 Ω.cm. Foram realizados dois processos, um com o crescimento da camada por $UV/O_3$ por 10 min, seguido por deposição de 10-15 nm de $AlO_x$, e o processo de referência apenas com a camada de 10-15 nm de $AlO_x$. A Figura 6 apresenta os resultados da análise de tempo de vida e da corrente de saturação para os processos realizados. Os resultados demonstraram que a camada de $SiO_x$ fabricada passivou a superfície, aumentando o tempo de vida de 1019 para 1554 µs. A presença do óxido interfacial reduziu a corrente de saturação, de 11 para 7 fA/cm². Os autores apontam que a deposição de $AlO_x$ resulta na formação de uma fina camada de $SiO_x$ na interface, de cerca de 1-2 nm. Porém, a deposição de $AlO_x$ sobre a camada crescida por $UV/O_3$ resulta no aumento da espessura, para ~4 nm, devido à difusão de oxigênio para o $SiO_x$. O aumento da espessura pode explicar a maior passivação dos filmes obtidos por este processo em relação à deposição apenas da camada de $AlO_x$.

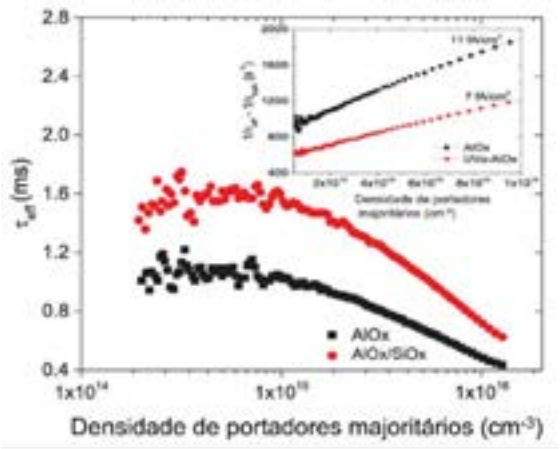



**Figura 6:** Comparação de $\tau_{eff}$ e $J_0$ (figura inserida) entre amostras passivadas com $AlO_x$ e estrutura $AlO_x/SiO_x$. Adaptado de Bakhshi et al. [17].

3.4 Oxidação por processos térmicos e assistidos por plasma

Os processos de oxidação em alta temperatura ou assistidos por plasma podem utilizados para obtenção de filmes de óxido de silício sobre lâminas de silício. Nos processos em altas temperaturas, as lâminas de silício são introduzidas em fornos de tubo de quartzo e com e com atmosfera controlada, normalmente com concentração elevada de oxigênio de alta pureza.

Os processos de oxidação assistida por plasma são muito utilizados para fabricação de filmes de óxido de silício, pois permitem o processamento em temperaturas mais baixas que processos térmicos convencionais, além de permitir uma taxa de deposição mais alta, facilitando a integração em processos industriais de fabricação de células solares [9]. Gao et al. [12] apresentaram um processo industrialmente viável para fabricação do óxido interfacial de $SiO_x$ para fabricação de células TOPCon. Foram utilizadas lâminas de c-Si, tipo p, orientação {100}, resistividade de 1-3 Ω.cm e espessura de 170 µm. Para fabricar o óxido interfacial por PECVD, foi utilizado plasma de $N_2O$ por 10 min, no sistema com frequência de

13,56 MHz. A caracterização da espessura da camada de $SiO_x$ foi realizada por elipsometria. Após a deposição do $SiO_x$, foi depositada uma camada de a-Si:H tipo p. Foi então realizado um recozimento para recristalização nas temperaturas de 780 °C e 920 °C em atmosfera de $N_2$ por 30 min, seguido por recozimento pós-recristalização em *forming* gás (FGA – *forming gas annealing*) por 30 min a 400 °C. A espessura encontrada por elipsometria indicou valores de cerca de 2 nm para a camada de $SiO_x$. As amostras foram caracterizadas quanto aos parâmetros de $\tau_{eff}$, $iV_{OC}$ e $J_0$. A maior passivação encontrada foi para o processo com recozimento a 880°C, com $\tau_{eff}$ = 800 µs, $iV_{OC}$ = 730 mV e $J_0$ = 4,1 fA/cm². Os autores destacaramque diversos fatores influenciaram a qualidade da passivação, como a estrutura cristalina do polissilício depositado, a difusão de dopante através do $SiO_x$ e a densidade de estados na interface $SiO_x$/c-Si.

Mandal et al. [18] apresentaram os processos de crescimento do óxido por PECVD e por oxidação térmica em lâminas de c-Si, tipo p e tipo n. Um grupo de lâminas passou por processo de texturação, enquanto outro grupo passou por polimento da superfície em solução de KOH. Primeiramente, foi realizada limpeza RCA e ataque em solução “Piranha”, seguido por remoção do óxido formado. A oxidação por PECVD foi realizada na temperatura de 250 °C, utilizando plasma com radiofrequência de 13 MHz e com gás $CO_2$, pressão de 1 torr e densidade de potência de 60mW/cm², seguido por recozimento em temperatura de 800 °C em atmosfera de $N_2$ por 30 min. A oxidação térmica foi realizada em um forno de tubo de quartzo a 850°C, com vazão de oxigênio de 8 L/min. Os processos foram comparados com a técnica de oxidação NAOS, com tempo de exposição de 30 min. A espessura dos filmes obtidos foi caracterizada por elipsometria, sendo de1,8 nm para filmes obtidos por PECVD, 1,5 nm para o processo térmico e 1,5-2 nm para a oxidação em solução ácida. A Figura 7 apresenta os resultados de $iV_{OC}$ e $\tau_{eff}$ para os processos de oxidação térmica (TO), assistida por plasma (PO) e oxidação química (CO). Foram apresentados os resultados das lâminas polidas, pois apresentaram maiores valores de $iV_{OC}$ e $\tau_{eff}$. Os valores obtidos para lâminas tipo p foram menores do que para lâminas tipo n. Para as lâminas tipo p, o filme obtido por oxidação térmica apresentou maior $\tau_{eff}$ e $iV_{OC}$, de 105 µs e 646 mV respectivamente. A oxidação química foi que produziu os menores $\tau_{eff}$ e $iV_{OC}$, enquanto o processo por PECVD atingiu valores intermediários. Para as amostras tipo n, o processo térmico produziu um filme com maior qualidade de passivação, obtendo valores de $iV_{OC}$ = 670 mV e $\tau_{eff}$ = 159 µs.

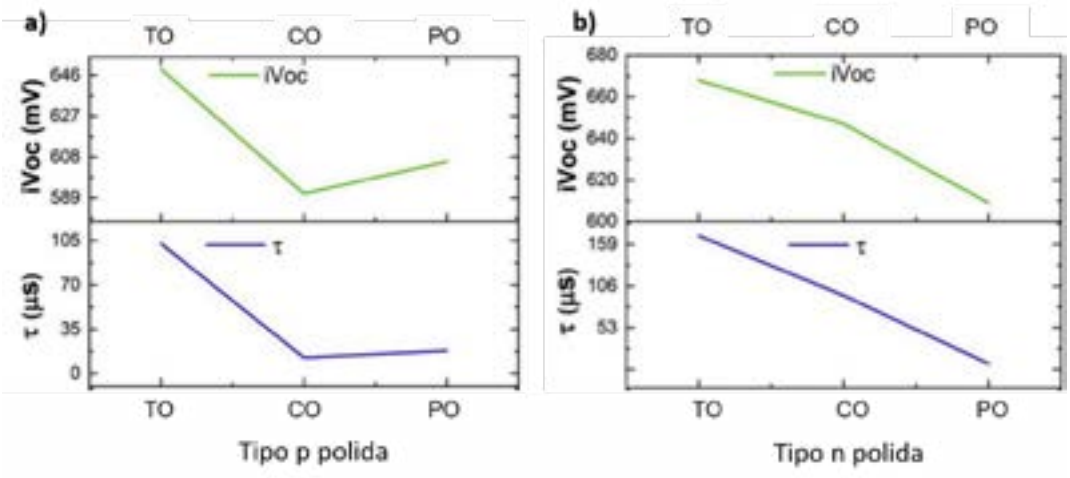



**Figura 7:** Comparação dos resultados de $iV_{OC}$ e $\tau_{eff}$ para os processos de oxidação térmica (TO), oxidação química (CO) e assistida por plasma (PO) em lâminas tipo n e tipo p com superfície polida. Adaptado de Mandal et al. [18].

Yousuf et al. [9] realizaram um estudo comparativo entre diferentes processos de oxidação química, utilizando as técnicas NAOS, CNS e solução piranha, e de oxidação por ozônio, com as técnicas de $DIO_3$, e $UV/O_3$, e ainda por processo térmico e PECVD. Para as técnicas de oxidação em solução química, foram destacados dois filmes, de 1,2 e 1,3 – 1,5 nm de espessura. A temperatura de recozimento foi de 950 °C e 800-900 °C respectivamente. Para o primeiro óxido, foram encontrados valores de $V_{OC}$ de 714 mV e $J_0$ = 20 fA/cm², e para o segundo, foram fabricadas células solares com $V_{OC}$ = 719 mV e eficiência de 24,9%. Para as células solares com filmes fabricados por $DIO_3$, foram encontradas espessuras de 1,3-1,4 nm, e obtidos os valores de $V_{OC}$ de 714 mV e de $J_0$ de 4,3 fA/cm². Para o processo de oxidação térmica, os autores apresentaram resultados para células solares com filmes fabricados com espessura de 1,7 e 1,5 nm, recozidos nas temperaturas de 800 °C e 850 °C respectivamente. O filme mais espesso, apresentou uma corrente $J_0$ de 50 fA/cm². Para as células com filme de 1,5 nm, foram obtidos $V_{OC}$ = 705 mV e FF = 75,1%. A fabricação da camada de óxido interfacial por oxidação por $UV/O_3$ resultou em um filme de 1,55 – 2,5 nm de espessura e $V_{OC}$ de 730 mV.

## 4. CONCLUSÕES

A técnica NAOS é uma das principais técnicas para obtenção do filme ultrafino de $SiO_x$ e é usado como referência para comparação de outras técnicas de obtenção do óxido. Os resultados apresentados indicam que passivam as superfícies da lâmina de silício, sendo capaz de produzir amostras com $iV_{OC}$ superior a 700 mV. Porém o processo apresenta características que dificultam a sua utilização na indústria. Os estudos realizados para otimizar esta técnica e facilitar o processo indicam que a oxidação por $HNO_3$ pode ser realizada, porém é necessária a utilização de concentrações mais altas, como a azeotrópica, para a passivação eficaz da interface. A substituição do ácido nítrico por outras soluções demonstrou ser viável, porém é necessária a otimização dos processos para obtenção de filmes com passivação de superfícies eficaz. A solução “Piranha” se destacou pela baixa $J_0$, de 2,2 fA/cm², e $iV_{OC}$ de até 714 mV. O processo de oxidação térmica apresentou resultados comparáveis à técnica NAOS, enquanto a oxidação assistida por plasma também é uma alternativa viável, porém é necessária a utilização de equipamentos especializados e em processos por períodos de tempo maiores. Os resultados indicam que a qualidade da passivação da oxidação por PECVD pode variar com a dopagem do substrato, com melhor passivação em lâminas tipo p do que tipo n.

As oxidações com ozônio, tanto no processo por $UV/O_3$ quanto $DIO_3$, mostraram ser técnicas de oxidação do silício com grande potencial, pois apresentam menor impacto ambiental em relação às técnicas de oxidação por soluções ácidas. Os filmes produzidos apresentaram grande qualidade de passivação e estabilidade térmica, o que torna de interesse para a fabricação de células TOPCon, permitindo a fabricação de dispositivos com $V_{OC}$ de até 720 mV e $\tau_{eff}$ da ordem de 1500 µs.

A análise também apontou a importância da preparação da superfície da lâmina antes da produção do $SiO_x$. A homogeneidade do filme de $SiO_X$ é um parâmetro importante para uma passivação de boa qualidade. Embora seja possível a fabricação da camada sobre uma superfície texturada, a maior parte dos experimentos utilizavam lâminas polidas, para facilitar a formação de uma camada homogênea.

A espessura dos óxidos fabricados que apresentaram melhores resultados foi de 1 a 2 nm. Esta espessura da camada de óxido limita as técnicas de caracterização. A elipsometria foi a técnica mais usada para medir espessura desta camada, porém também foi utilizada a técnica de XPS para estimar a espessura do $SiO_x$ fabricado. O coeficiente estequiométrico do filme de $SiO_x$ pode ser utilizado como uma forma de estimar a qualidade da passivação do óxido e observou-se que os filmes estequiométricos geralmente permitiram a obtenção de

maiores valores de $iV_{OC}$ e $\tau_{eff}$.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq pelas bolsas de mestrado e iniciação tecnológica industrial bem como pela subvenção do projeto CNPq “Células solares TOPCon: análise da formação de filmes de silício policristalino por evaporação com canhão de elétrons e dopagem por *spin-coating*”, processo 302589/2025-2.

## REFERÊNCIAS

[1] Global Electricity Review. EMBER Energy Research, Londres, 2026.

[2] Trends in Photovoltaic Applications. International Energy Agency, Paris, 2025.

[3] International Technology Roadmap for Photovoltaics. VDMA, Frankfurt, 2026

[4] LI, W. et al. Passivating Contacts for Crystalline Silicon Solar Cells: An Overview of the Current Advances and Future Perspectives. Advanced Energy Materials, v. 14, n. 18, p. 2304338, maio 2024.

[5] SHI, Y. et al. A Review: Preparation, Performance, and Applications of Silicon Oxynitride Film. Micromachines, v. 10, n. 8, p. 552, 20 ago. 2019.

[6] CUEVAS, A. The Recombination Parameter J0. Energy Procedia, v. 55, p. 53–62, 2014.

[7] CUEVAS, A.; MACDONALD, D.; SINTON, R. A. Characterization and Diagnosis of Silicon Wafers, Ingots, and Solar Cells. Em: McEvoy’s Handbook of Photovoltaics. [s.l.] Elsevier, 2018. p. 1119–1154.

[8] BOWDEN, S.; YELUNDUR, V.; ROHATGI, A. Implied-V/sub oc/ and Suns-V/sub oc/ measurements in multicrystalline solar cells. Conference Record of the Twenty-Ninth IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 2002. Anais...New Orleans, LA, USA: IEEE, 2002.

[9] YOUSUF, H. et al. Tunnel Oxide Deposition Techniques and Their Parametric Influence on Nano-Scaled SiOx Layer of TOPCon Solar Cell: A Review. Energies, v. 15, n. 15, p. 5753, 8 ago. 2022.

[10] TONG, H. et al. A strong-oxidizing mixed acid derived high-quality silicon oxide tunneling layer for polysilicon passivated contact silicon solar cell. Solar Energy Materials and Solar Cells, v. 188, p. 149–155, dez. 2018..

[11] OIKAWA, T. et al. Application of crystalline silicon surface oxidation to silicon heterojunction solar cells. Current Applied Physics, v. 15, n. 10, p. 1168–1172, out. 2015.

[12] GAO, T. et al. An industrially viable TOPCon structure with both ultra-thin SiOx and n+-poly-Si processed by PECVD for p-type c-Si solar cells. Solar Energy Materials and Solar Cells, v. 200, p. 109926, set. 2019.

[13] KÖHLER, M. et al. Wet-Chemical Preparation of Silicon Tunnel Oxides for Transparent Passivated Contacts in Crystalline Silicon Solar Cells. ACS Applied Materials & Interfaces, v. 10, n. 17, p. 14259–14263, 2 maio 2018.

[14] MOLDOVAN, A. et al. Tunnel oxide passivated carrier-selective contacts based on ultra-thin SiO2 layers. Solar Energy Materials and Solar Cells, v. 142, p. 123–127, nov. 2015.

[15] UNTILA, G.G.; KOS, T.N.; CHEBOTAREVA, A.B. ITO/SiOx/n-Si heterojunction solar cell with bifacial 16.6%/14.6% front/rear efficiency produced by ultrasonic spray pyrolysis: Effect of conditions of $SiO_X$ growth by wet-chemical oxidation – Solar Energy, Amsterdam, 2020.

[16] ZIN, D. Characterization of Performance Degradation Mechanisms in Low-Cost High Throughput DI-$O_3$ Layer for Passivated Contact Silicon Solar Cells – DE-FOA-0002243 Award Number(s) DE-EE0009367, Nova Jersey, 2023.

[17] BAKHSHI, S. et al. Simple and versatile UV-ozone oxide for silicon solar cell applications. Solar Energy Materials and Solar Cells, v. 185, p. 505–510, out. 2018.

[18] CHANDRA MANDAL, N. et al. Study of the properties of SiOx layers prepared by different techniques for rear side passivation in TOPCon solar cells. Materials Science in Semiconductor Processing, v. 119, p. 105163, nov. 2020.

[19] KOBAYASHI, H. et al. Nitric acid oxidation of Si (NAOS) method for low temperature fabrication of SiO2/Si and SiO2/SiC structures. Applied Surface Science, v. 256, n. 19, p. 5744–5756, jul. 2010.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**

**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**

# DESENVOLVIMENTO E COMPARAÇÃO DE MÉTODOS DE DEPOSIÇÃO DE ÓXIDO DE GRAFENO NA SUPERFÍCIE DOPADA COM BORO DE CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO

Daniel Augusto Krieger Coutinho [(1)]
Izete Zanesco [(1)]
Thuany Garcia Maraschin [(1)]
Adriano Moehlecke [(1)]
Moussa Ly [(1)]
Vitor Gomes de Venuto [(1)]
João Victor Terra Pereira [(1)]
Cesar Aguzzoli [(2)]

[(1)] Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do sul (PUCRS) - Escola Politécnica – Programa de Pós-graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais
[(2)] Universidade de Caxias do Sul (UCS) - Área do Conhecimento de Ciências Exatas e Engenharias - Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais

**www.senafor.com**

## RESUMO

A passivação das superfícies de células solares de silício cristalino tem a função de reduzir a recombinação dos portadores de carga minoritários, contribuindo para o aumento da eficiência de conversão de energia solar em energia elétrica. O óxido de grafeno (OG) é um material emergente que está sendo investigado para a passivação de células solares de silício. Com base nestes fatos, o objetivo deste trabalho é apresentar o desenvolvimento e a comparação de dois métodos de deposição de camadas de óxido de grafeno em lâminas de silício com micropirâmides e dopadas com boro. O estudo compara a deposição de OG pelos métodos de *spin coating* e gotejamento. Caracterizações ópticas e morfológicas da superfície com a camada de OG revelaram que com o método de gotejamento e o tempo de deposição de 100 min obteve-se a formação de camadas mais finas (2-3 nm) e homogêneas.

Palavras-chave **-** Células solares de silício, Métodos de deposição, Óxido de grafeno, Passivação

# DEVELOPMENT AND COMPARISON OF GRAPHENE OXIDE DEPOSITION METHODS ON THE BORON-DOPED SURFACE OF SILICON SOLAR CELLS

**ABSTRACT**

*The surface passivation of crystalline silicon solar cells reduces the minority charge carrier recombination, contributing to enhanced energy conversion efficiency. Graphene oxide (GO) is an emerging material currently under investigation for the passivation of silicon solar cells. Based on this premise, this study aims to develop and compare two graphene oxide deposition methods on boron-doped and micropyramid-textured silicon wafers. The study compares GO deposition using spin coating and drop casting methods. Optical and morphological characterizations of the GO-coated surface revealed that the drop casting method, with a deposition time of 100 minutes, achieved thinner (2-3 nm) and more homogeneous layers.*

*Key words - Silicon solar cells, Deposition methods, Graphene oxide, Passivation*

## 1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

O desenvolvimento de células solares de silício de alta eficiência depende da redução da recombinação dos portadores de carga minoritários nas superfícies, que pode ser obtida pela passivação química e pelo efeito de campo elétrico produzido por cargas elétricas fixas na camada dielétrica depositada na superfície. Os materiais típicos para passivação de células solares de silício na produção na indústria são $SiN_x$, $SiO_x$, $Al_2O_3$ e $TiO_2$, que podem ter a função de passivação e de filme antirreflexo. A passivação com $SiO_x$ foi amplamente estudada na indústria de microeletrônica e tem um forte impacto na tecnologia de células solares de silício e permitiu o desenvolvimento das primeiras células solares de silício com eficiência superior a 20% (1,2).

A célula solar com emissor e face posterior passivadas (PERC - *passivated emitter and rear cell*) e a célula solar com contatos passivados por óxido e efeito túnel (TOPCon - *tunnel oxide passivated contact*) são as configurações produzidas pela indústria, devido à alta eficiência obtida. Nos dispositivos PERC há uma camada de passivação na face posterior formada com material dielétrica e as células solares TOPCon são produzidas com uma camada ultrafina de óxido de silício e silício policristalino dopado. Nas duas estruturas as camadas na face posterior visam a minimizar a recombinação dos portadores de carga minoritários (3).

Devido à maior eficiência, a tecnologia TOPCon domina o mercado, representando cerca de 75% do mercado global em 2025 (4). A eficiência média comercial das células solares PERC produzidas na indústria atingiu um limite tecnológico, consolidando-se na faixa de 23% a 24% (4,5,6,7). Atualmente, a tecnologia TOPCon, baseada predominantemente em silício tipo n, é o novo padrão da indústria fotovoltaica, com eficiência maior que 26% e módulos fotovoltaicos comerciais com eficiência maior que 23% (5,8).

A redução das perdas por recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície por meio de métodos eficientes aumenta a eficiência das células solares, principalmente pelo aumento da tensão de circuito aberto ($V_{OC}$) (9). Com uma passivação das superfícies adequada, a redução da espessura da lâmina de silício de 200 µm para 20 µm aumentaria a $V_{OC}$, de aproximadamente 750 mV para 800 mV (10,11).

A melhora na passivação combinada com a estrutura de contatos posteriores e células solares de silício com heterojunção (HTBC - *heterojunction TOPCon back contact*) desenvolvidas em laboratório resultou na eficiência de 27,9% (5). No entanto, os materiais típicos, como o $SiO_2$, $SiN_x$ e $Al_2O_3$, são materiais dielétricos e é necessário o recozimento em alta temperatura para que os contatos metálicos perfurem a camada de passivação e/ou antirreflexo. Por outro lado, os filmes semicondutores de silício policristalino e a-Si:H podem absorver a irradiância solar se depositados na face frontal, limitando a corrente elétrica

produzida pela célula solar (12). Consequentemente, diversos materiais emergentes estão sendo estudados para formar camadas de passivação em lâminas de silício monocristalino.

Dentre os materiais emergentes destaca-se o óxido de grafeno (OG). Este material tem sido estudado para a passivação de células solares por ser um material bidimensional com propriedades mecânicas, físicas, elétricas e ópticas que podem reduzir a recombinação dos portadores de carga nas superfícies de células solares de silício. Ele possui baixo coeficiente de absorção da radiação solar, em torno de 2,3%, podendo ser um material de alta transparência (13), além de apresentar propriedades semicondutoras, dependendo da quantidade de oxigênio, do método de produção e das condições de processamento. Segundo Yin *et al.* (2014), o grafeno pode ser funcionalizado com materiais orgânicos ou atuar como uma barreira Schottky, se combinado com semicondutores inorgânicos incluindo seu próprio óxido, criando uma arquitetura G/GO/Si, e otimizando o alinhamento das bandas de energia (14).

Com base no exposto acima, e considerando que a formação da camada de OG depende do substrato de silício e do método de deposição, o objetivo deste artigo é apresentar o desenvolvimento e a comparação dos métodos de deposição de óxido de grafeno por *spin coating* e gotejamento para formar camadas na face dopada com boro de lâminas de silício monocristalino com micropirâmides. Nas células solares TOPCon base n, o emissor na face frontal é formado pela difusão de boro e nos dispositivos PERC base p o campo retrodifusor é produzido pela difusão deste dopante. Portanto, este artigo investiga a deposição de óxido de grafeno no emissor de células solares TOPCon e no campo retrodifusor de dispositivos PERC.

## 2. ESTADO DA ARTE: MÉTODOS DE PRODUÇÃO E APLICAÇÕES EM CÉLULAS SOLARES DE SILÍCIO

O óxido de grafeno é uma estrutura de carbono em camadas que possui diversos grupos funcionais de oxigênio (carbonilas, hidroxilas, éteres, carboxilas) com ligações em ambos os lados da camada, como mostra a Figura 1. Como um material bidimensional produzido a partir de carbono, o OG pode ser depositado com estrutura mono ou multicamadas. A estrutura monocamada é chamada de OG, com duas camadas é denominado de OG de dupla camada, com de três ou quatro camadas é chamado de OG de poucas camadas, com cinco a dez camadas é denominado de multicamadas e de onze camadas ou mais é definido como óxido de grafite (15,16).

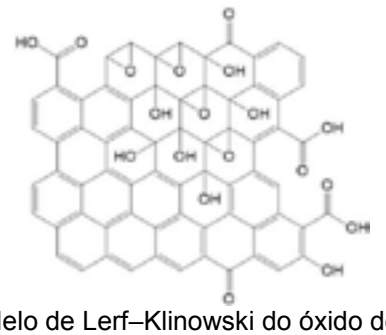


**Figura 1** - Modelo de Lerf–Klinowski do óxido de grafeno (17).

O método mais comum para a produção do óxido de grafeno envolve o uso de um agente oxidante em meio ácido. Porém, também há métodos eletroquímicos e microbiológicos. No método de Hummers são adicionados flocos de grafite e permanganato de potássio a uma solução de nitrato de sódio e ácido sulfúrico resfriada entre 0 e 4 ºC (18). Em 2010 foi desenvolvido o método de Tour com um eletrólito de ácido fosfórico, ácido sulfúrico, permanganato de potássio e grafite em temperatura ambiente (19). O óxido de grafeno também pode ser sintetizado a partir de grafite pelo método de Staudenmaier modificado, com os reagentes HCl, $HNO_3$, $H_2SO_4$ e $KClO_3$ (20).

As propriedades do material produzido estão diretamente vinculadas ao método de síntese, que influencia a quantidade e tipo de grupos funcionais de oxigênio formados no OG. Ao contrário do grafeno, OG é hidrofílico, sendo de fácil inserção em soluções aquosas ou

orgânicas. A presença destes grupos de oxigênio no OG permite a criação de variantes do mesmo, como fluorografeno, bromografeno, grafano, entre outros (17).

Na área de células solares, a literatura relata pesquisas com óxido de grafeno (OG), óxido de grafeno reduzido, OG dopado com nitrogênio, OG dopado com boro e OG com adição de óxidos metálicos. As características isolantes do OG são associadas à alta concentração de oxigênio. O OG reduzido, por sua vez, é caracterizado por maiores valores de condutividade elétrica devido à restauração parcial das ligações do tipo $sp^2$ (21). A literatura apresenta diversas metodologias empregadas para a deposição de OG em substratos de silício, visando a aumentar a eficiência das células solares. Os principais métodos utilizados na deposição de OG são *spin coating*, imersão, *spray coating* e gotejamento, que são resumidos na Tabela 1.

**Tabela 1** - Métodos de deposição de óxido de grafeno em substratos de silício cristalino.

| Nome | Método |
|---|---|
| Rotação (*spin coating*) | A mistura é depositada no substrato e espalhada por rotação da amostra em alta velocidade. A aplicação deste processo resulta na formação de filmes finos com espessura controlada. (22). |
| Imersão (*dip coating*) | Imersão do substrato em uma mistura de OG, seguida da retirada da amostra com uma velocidade constante. A espessura da camada formada é diretamente influenciada pela velocidade de retirada (23). |
| Pulverização (*spray coating*) | Deposita-se um filme fino uniforme em um curto tempo de deposição. É um método comercial e de baixo custo, mas é um processo que pode ser difícil de controlar (24). |
| Gotejamento (*drop casting*) | Gotas da mistura de OG são depositadas diretamente sobre o substrato e secadas sob condições controladas. Este método é econômico, mas pode resultar em camadas de OG não uniformes (25). |

O óxido de grafeno pode atuar como um dopante tipo p em células solares com heterojunção formada entre grafeno e silício. Yavuz *et al.* (2016) mostraram que formar uma barreira Schottky de grafeno-silício com óxido de grafeno em células solares aumenta a eficiência e a estabilidade do dispositivo (26). Sharma *et al.* (2023) investigaram o uso do OG em conjunto com PEDOT:PSS (*polyethylenedioxythiophene polystyrene sulfonate*) para formar uma camada de transporte de lacunas (HTL – *hole transport layer*) em silício tipo n para a produção de células solares. Observaram que o tempo de vida dos portadores de carga minoritários na amostra com camada de OG formada com a mistura com concentração de 0,01% aumentou em 70% comparado ao valor obtido na amostra sem OG (27). Gao *et al.* (2022) desenvolveram células solares de heterojunção com óxido de grafeno/silício e com uma interface com passivação com material orgânico. Os resultados indicaram que a camada de OG atua de forma excelente para o transporte e extração de cargas elétricas (28).

Em células solares de silício, Hsu *et al.* (2014) demonstraram o potencial do óxido de grafeno na passivação da superfície de lâminas de silício cristalino tipo p, reduzindo a recombinação de portadores de carga na interface. Obtiveram um aumento na corrente de curto-circuito e na tensão de circuito aberto de 23% e de 12%, em relação aos valores da célula solar sem a passivação com OG (25). Utila *et al.* (2025) investigaram a aplicação de óxido de grafeno como material de passivação em conjunto com a otimização da formação dos contatos elétricos usando laser na face posterior de células solares de silício PERC. Constataram que as células solares PERC passivadas com óxido de grafeno alcançaram uma eficiência máxima de 15,23%, superior ao valor de 14,67% obtido nas amostras de controle sem passivação (29).

## 3. METODOLOGIA

### 3.1 Preparação do Óxido de Grafeno e das Amostras

Foram preparadas amostras com a estrutura $p^+pp^+$, ou seja, com a região dopada com boro formado nas duas faces da lâmina de silício, as quais foram usadas como substratos para desenvolver os dois métodos de deposição do filme fino de óxido de grafeno. Para isso,

foram utilizadas lâminas de silício monocristalino crescido pelo método Czochralski (Si-Cz) tipo p, grau solar, orientação dos planos cristalinos {100}, espessura de (200 ± 30) μm, diâmetro de (100 ± 0,5) mm e resistividade de base variando de 1 Ω.cm a 20 Ω.cm.

Na Figura 2 apresenta-se o fluxograma das etapas do processo para preparar as amostras com a região dopada com boro, o qual foi baseado em trabalhos anteriores (30). O processo de produção das amostras é resumido nas seguintes etapas: texturação das superfícies em solução com KOH para formar micropirâmides com altura máxima da ordem de 12 μm ilustradas na Figura 3, limpeza química com solução RCA, deposição da solução com boro PBF20 pela técnica de *spin coating,* difusão do boro na temperatura de 930 °C em forno convencional com tubo de quartzo (31), ataque do silicato de boro em ácido fluorídrico e limpeza química RCA, deposição do filme de óxido de grafeno pelos métodos de *spin coating* e de gotejamento, secagem em estufa na temperatura de 100 °C e recozimento em forno de esteira na temperatura de 860 °C. Com este processo foram preparadas amostras com a lâmina de silício inteira para a deposição com a técnica *spin coating* e com ¼ da lâmina de silício com a técnica de gotejamento. Salienta-se que no processo completo para a produção de células solares, as lâminas de silício são processadas no forno de esteira na temperatura de 860 °C para formar os contatos elétricos após a deposição das malhas metálicas. Portanto, as amostras foram recozidas nesta temperatura nas mesmas condições do processo de queima das pastas metálicas (32).




**Figura 2** - Fluxograma da metodologia da preparação das amostras e métodos de caracterização.

O óxido de grafeno foi obtido a partir do método de Staudenmaier modificado (20) e a partir do pó do material preparou-se uma dispersão aquosa com água deionizada, homogeneizada em um sonicador ultrassônico.

Primeiramente, foram depositadas camadas de OG pelo método de *spin coating*. Utilizou-se uma dispersão aquosa de óxido de grafeno com concentração de 8,4 g/L e o volume de 200 μL. As amostras foram colocadas em um *spinner* e variou-se a velocidade de rotação entre 1000, 3000 e 5000 rpm.

No método de gotejamento utilizou-se 1,3 mL da dispersão com concentração de 0,25 g/L para cobrir toda a superfície de uma face da amostra, posicionada na horizontal sobre um suporte de teflon dentro de um béquer. Variou-se o tempo de contato da superfície texturada e dopada com boro com a dispersão aquosa de óxido de grafeno para avaliar o recobrimento

das micropirâmides com a camada de OG. O tempo de deposição foi de 10, 25, 50 e 100 minutos.

Após a deposição, todas as lâminas de Si foram secadas em estufa na temperatura de 100 °C. O tempo de secagem foi de 10 min para as amostras produzidas com o método de *spin coating* e 50 min para o método de gotejamento. Com base em resultados anteriores, estima-se que a espessura do filme formado com óxido de grafeno é da ordem de 2 – 3 nm (20,33).

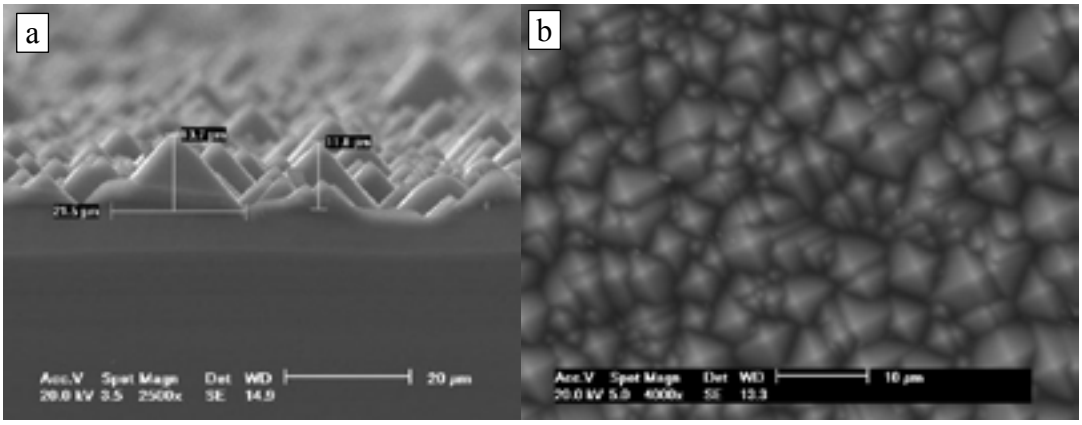



**Figura 3 -** (a) Superfície de uma lâmina de Si-Cz tipo p após o processo de texturação para formar micropirâmides visando a reduzir a refletância. (b) Imagem obtida no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

### 3.2 Métodos de Caracterização

A formação do filme fino de óxido de grafeno na superfície das lâminas de silício foi analisada com o auxílio de imagens obtidas com o microscópio óptico com câmera digital de alta resolução. Para analisar a morfologia superficial das camadas de óxido de grafeno depositadas nas micropirâmides, e o efeito do tempo de contato da dispersão no recobrimento, foram utilizadas imagens obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) com feixe de elétrons emitidos pelo efeito de campo elétrico (FEG - *field emission gun*), marca, TESCAN, modelo MIRA3 e o MEV modelo Inspect F50, marca FEI.

A refletância foi medida por um espectrofotômetro no intervalo de comprimentos de onda de 300 nm a 1800 nm para comprovar a existência do filme de OG formado, com a análise no intervalo de comprimentos de onda da espectral da célula solar de silício, da região do ultravioleta e no infravermelho próximo.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

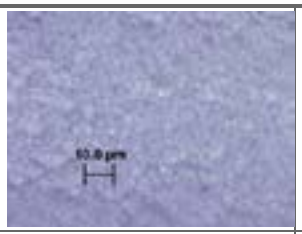
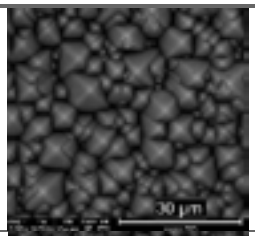
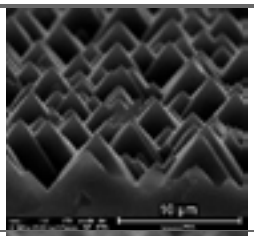
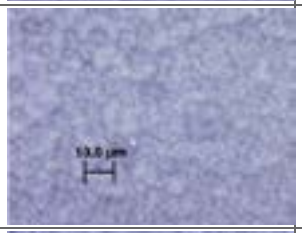
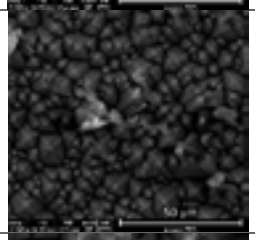
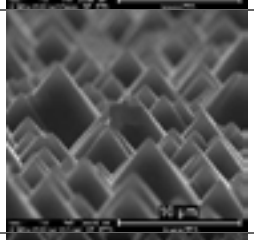
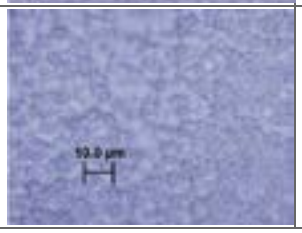
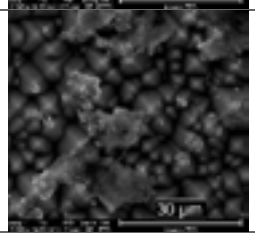
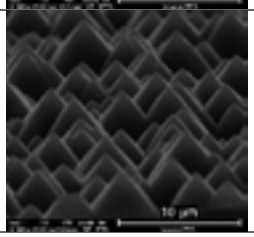
### 4.1 Método de Deposição por *Spin Coating*

Na Tabela 2 são apresentadas as imagens obtidas no MEV e no microscópio óptico das lâminas de silício texturadas e dopadas com boro após a deposição de OG nas velocidades de rotação de 1000 rpm, 3000 rpm e 5000 rpm, seguidas do recozimento a 860 ºC em forno de esteira. As imagens do MEV revelaram que o filme de OG não apresentou recobrimento homogêneo sobre toda a superfície, sendo observada a formação de aglomerados localizados, independente da velocidade de rotação. Além disso, constatou-se que o filme não conformou completamente à geometria das micropirâmides, mantendo contato apenas em pequenas áreas de sua superfície. Este resultado é mais saliente na amostra produzida com a velocidade de rotação de 5000 rpm. Imagens obtidas por microscopia óptica revelaram pequenas regiões brilhantes atribuídas a possíveis impurezas metálicas oriundas da degradação da ponteira do sonificador utilizada na homogeneização da dispersão.

A Figura 4 apresenta a refletância da superfície das lâminas de silício após a deposição da dispersão de óxido de grafeno em diferentes velocidades de rotação. Observou-se que a camada de OG aumentou a refletância em comprimentos de onda na região da resposta

espectral da célula solar de silício, entre 350 nm a 1100 nm. Também se notou que a variação na velocidade de rotação teve pouca influência nos resultados, com valores similares da refletância para as velocidades de rotação de 1000 a 5000 rpm.

**Tabela 2** - Imagens da superfície frontal das lâminas de silício texturadas e dopadas com boro obtidas no microscópio óptico e da superfície frontal e seção transversal obtidas no microscópio eletrônico de varredura, após a deposição e recozimento de filmes finos de OG por *spin coating* em diferentes velocidades de rotação.

| Velocidade de Rotação (rpm) | Microscopia Óptica | MEV Topo | MEV Transversal |
|---|---|---|---|
| **1000** |  |  |  |
| **3000** |  |  |  |
| **5000** |  |  |  |

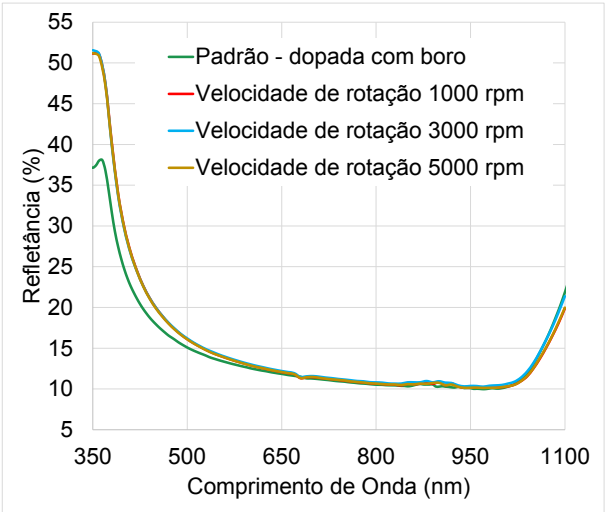



**Figura 4** - Refletância após a deposição de óxido de grafeno pelo método de *spin coating* com velocidade de rotação de 1000, 3000 e 5000 rpm em lâminas de silício com micropirâmides e região dopada com boro após o recozimento na temperatura de 860 °C em forno de esteira.

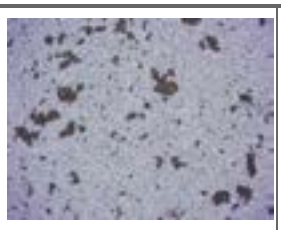
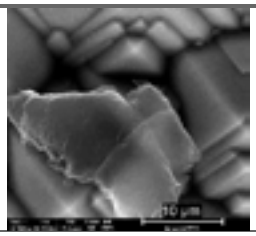
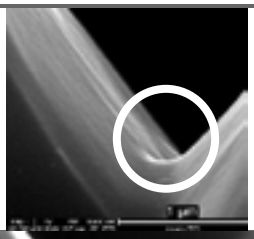
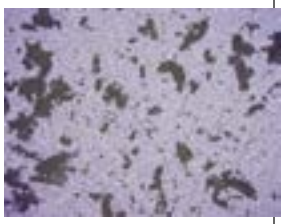
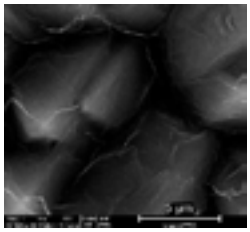
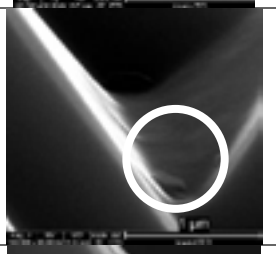
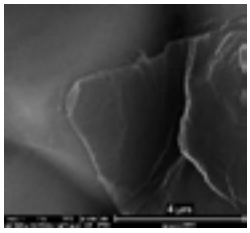
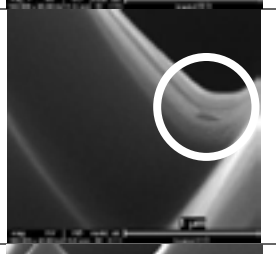
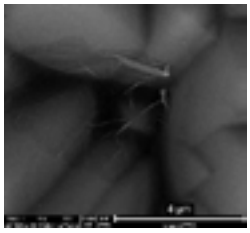
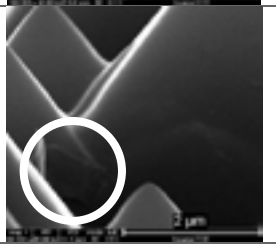
Publicações relatam que o método de *spin coating* apresenta dificuldades na formação de filmes finos de óxido de grafeno em substratos de silício texturados, resultando em recobrimento não homogêneo. As propriedades hidrodinâmicas da dispersão de OG e a velocidade de rotação da amostra provocam uma variação da espessura da camada de OG entre o topo das micropirâmides e os vales, resultando em interfaces heterogêneas (34).

Como a dificuldade de cobrir a superfície com a dispersão é um problema inerente à interação do fluido com a topografia da superfície da lâmina se silício em movimento circular, a variação da velocidade de rotação de 1000 rpm a 5000 rpm não resultou em filmes mais uniformes e não evitou a formação dos aglomerados, mantendo a heterogeneidade da camada de OG na superfície.

### 4.2 Método de Deposição por Gotejamento

A Tabela 3 apresenta as imagens obtidas no microscópio óptico e MEV da superfície das amostras após a deposição da camada de óxido de grafeno pelo método de gotejamento. Das imagens obtidas por microscopia óptica, verificou-se que o aumento do tempo de contato da dispersão com o substrato de silício reduz a concentração e o tamanho dos aglomerados de OG. Considerando que foi utilizado o mesmo volume da dispersão em todas as amostras é possível que o maior tempo de deposição possibilitou que as folhas de OG que formam os aglomerados, as quais estão sobrepostas, se espalhassem pela superfície do silício. A água da dispersão pode ter sido o lubrificante para que as folhas de óxido de grafeno se movessem na superfície, visto que após a secagem e recozimento os aglomerados permaneceram, principalmente nos menores tempos de deposição. Este resultado está ilustrado na Figura 5, que compara a superfície das amostras produzidas com 25 min e 100 min de deposição. Na Figura 5(a) observam-se pequenos aglomerados, que não foram encontrados na amostra processada com 100 minutos de contato da dispersão com o substrato.

**Tabela 3** - Imagens obtidas no microscópio óptico com ampliação de 5 vezes e no MEV da deposição de óxido de grafeno pelo método de gotejamento.

| Tempo de deposição (min) | Microscopia Óptica | MEV Topo | MEV Transversal |
|---|---|---|---|
| **10** |  |  |  |
| **25** |  |  |  |
| **50** |  |  |  |
| **100** |  |  |  |

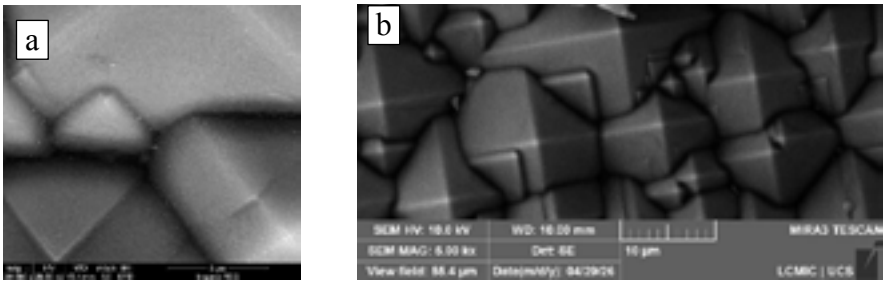



**Figura 5 -** Imagens obtidas no MEV da superfície das lâminas de silício texturadas e dopadas com boro com a camada de óxido de grafeno produzida pelo método de gotejamento com o tempo de deposição de (a) 25 min e (b) 100 min.

Nas imagens obtidas no MEV, foi possível verificar a presença de folhas de OG nas amostras produzidas com todos os tempos de deposição. Percebeu-se que com o aumento do tempo de deposição a camada de OG formada tendeu a copiar melhor a morfologia de superfície das micropirâmides do silício. Este resultado foi visível nas imagens da secção transversal, no vale da pirâmide. Com o tempo de deposição de 100 min, como mostra a Figura 6, formou-se um filme uniforme de OG, recobrindo a micropirâmide. Observou-se também que na região do vale o filme de OG não está completamente formado para o tempo de deposição de 100 min.

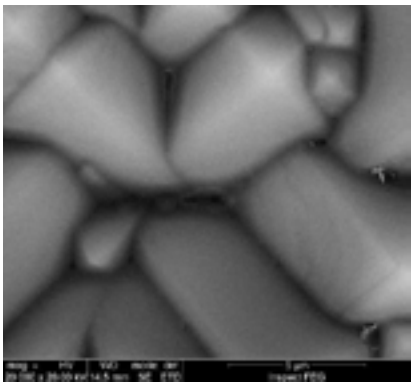


**Figura 6 -** Imagem obtidas no MEV da superfície da lâmina de silício texturada e dopadas com boro com a camada de óxido de grafeno produzida pelo método de gotejamento com o tempo de deposição de 100 min.

A refletância das amostras em função do tempo de deposição de OG é mostrada na Figura 7. Novamente, constatou-se que na região da resposta espectral da célula solar de silício, a camada de OG praticamente não afetou a refletância, independentemente do tempo de deposição. Na região do ultravioleta observou-se que a camada de OG tende a diminuir a refletância, como mostra a Figura 7(B), obtendo-se a menor refletância nas amostras com menor tempo de deposição. No comprimento de onda de 270 nm a refletância foi de 91 % para a amostra de referência dopada com boro, e nas amostras com a camada de OG a refletância variou de 84 % a 88 %. Este resultado sugere que o aumento do tempo de deposição causa a formação de uma camada mais fina de OG, e esta camada absorve menos na região do ultravioleta.

Na região do infravermelho próximo e em comprimentos de onda maiores que 1200 nm comprovou-se a formação da camada de OG por meio da redução da refletância em relação a amostra de referência. A partir da Figura 7(C) notou-se novamente que as amostras produzidas com menor tempo de deposição resultaram em menor refletância, indicando a formação de um filme mais grosso e menos homogêneo. No comprimento de onda de 1250 nm a refletância da amostra formada com o tempo de deposição de 25 min foi de 39 %, menor que o valor de 43 % da amostra produzida com 100 min de contato da dispersão com o substrato. A refletância destas duas amostras é menor que a refletância de 48 %, obtida com a amostra de referência, comprovando a existência da camada de óxido de grafeno.

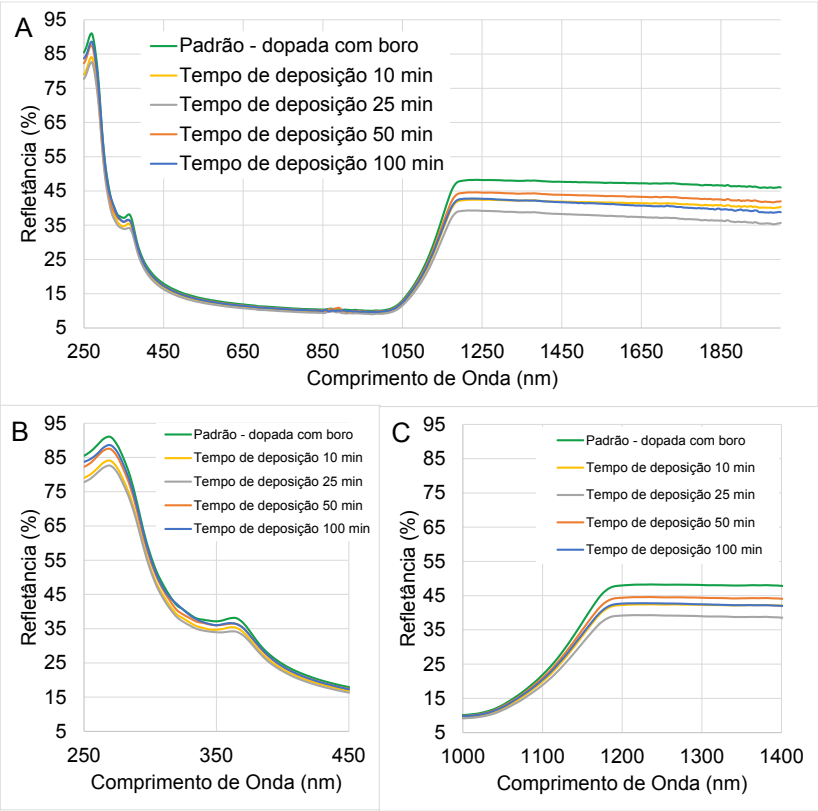



**Figura 7-** Refletância de lâminas de silício com micropirâmides e região dopada com boro com camada de óxido de grafeno depositada pelo método de gotejamento com diferentes tempos de deposição e após o recozimento na temperatura de 860 °C em forno de esteira.

## 5. CONCLUSÕES

Foram desenvolvidos dois métodos de deposição de óxido de grafeno na superfície das micropirâmides da região dopada com boro de células solares de silício TOPCon e PERC.

Concluiu-se que o método de *spin coating* não formou uma camada de óxido de grafeno homogênea sobre a superfície das amostras nas velocidades de rotação de 1000 a 5000 rpm. Com o método de gotejamento foi possível produzir um filme fino do material, constatando-se também que um maior tempo de contato da dispersão aquosa de OG com a superfície da amostra resulta em um recobrimento de melhor qualidade e forma uma camada mais uniforme, recobrindo os picos e vales das micropirâmides. O tempo de deposição de 100 min permitiu que as folhas de OG se conformassem adequadamente à estrutura das micropirâmides, favorecendo a redução de aglomerados. A existência da camada de OG foi comprovada pela redução da refletância na região do ultravioleta e infravermelho próximo.

A camada de óxido de grafeno praticamente não afetou a refletância no intervalo de comprimentos de onda da resposta espectral da célula solar de silício, independentemente do método de deposição. Portanto, o óxido de grafeno é um material que tem potencial para ser utilizado na passivação do emissor de boro de células solares TOPCon e do campo retrodifusor de dispositivos PERC por não aumentar a refletância. Neste intervalo de comprimentos de onda (350 nm a 1200 nm), a refletância média das amostras com a camada de óxido de grafeno depositada por gotejamento durante 100 min foi de 16,1%, um pouco menor que o valor obtido com a amostra de referência que foi de 16,9 %. Isso indica que a deposição da camada de óxido de grafeno e que esta camada tende a diminuir a refletância no intervalo de comprimentos de onda da resposta espectral da célula solar de silício. Em contrapartida, a refletância média de 17,4 % obtida com a amostra produzida com o método de *spin coating* e velocidade de rotação de 5000 rpm foi maior que o valor da referência, possivelmente devido as impurezas metálicas concentradas na superfície das amostras.

Concluiu-se que o método de gotejamento é adequado para a deposição de filmes finos de OG com espessura estimada de 2-3 nm (20,33) e será explorado em futuros estudos para a passivação das regiões dopadas com boro de células solares.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à subvenção da Agência de Financiamento de Estudos e Projetos (FINEP), processo nº 01.22.0194.00, ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), processos nº 304572/2026-8 e 302589/2025-2, à Universidade de Caxias do Sul (UCS) e à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS). Daniel A. K. Coutinho agradece ao CNPq pela bolsa de doutorado.

## REFERÊNCIAS

[1] GLUNZ, S. W.; FELDMANN, F. SiO2 surface passivation layers – a key technology for silicon solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 185, p. 260–269, 1 out. 2018.

[2] KASHYAP, S.; PADHAMNATH, P.; KOTTANTHARAYIL, A. Optimizing the Performance of Multi-Structure TOPCon Solar Cells: A Numerical Analysis using Sentaurus-TCAD. **Solar Energy**, v. 306, p. 114297, mar. 2026.

[3] POLAT, N.; ÇALIŞKAN, M. **Comparative Performance Analysis of PERC and TOPCon Technologies: Cell-to-Module Efficiency Simulation Study**. . Em: EUROPEAN PHOTOVOLTAIC SOLAR ENERGY CONFERENCE AND EXHIBITION (EU PVSEC 2025). Espanha: 22 set. 2025.

[4] VDMA. **International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV): 2025 Results**: 17th. Frankfurt am Main, Germany: VDMA (Verband Deutscher Maschinen- und Anlagenbau), 2025.

[5] GREEN, M. A. et al. Solar Cell Efficiency Tables (Version 67). **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 34, n. 4, p. 482–496, abr. 2026.

[6] WANG, Q. et al. Electrical Performance, Loss Analysis, and Efficiency Potential of Industrial-Type PERC, TOPCon, and SHJ Solar Cells: A Comparative Study. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 32, n. 12, p. 889–903, dez. 2024.

[7] YUAN, D. et al. Efficiency loss analysis and simulation of 23.2% efficiency PERC cell. **Optical and Quantum Electronics**, v. 57, n. 4, p. 216, 21 mar. 2025.

[8] XU, W. et al. Optimizing the manufacturing process to increase fill factor and elevate efficiency of n-type crystalline silicon TOPCon solar cells. **AIP Advances**, v. 15, n. 6, p. 065009, 1 jun. 2025.

[9] WURFEL, U.; CUEVAS, A.; WURFEL, P. Charge Carrier Separation in Solar Cells. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 5, n. 1, p. 461–469, jan. 2015.

[10] AUGUSTO, A. et al. Exploring the practical efficiency limit of silicon solar cells using thin solar-grade substrates. **Journal of Materials Chemistry A**, v. 8, n. 32, p. 16599–16608, 2020.

[11] STEINHAUSER, B. et al. On the Influence of the Sample Properties on the Measurement of the Implied Open-Circuit Voltage. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 11, n. 3, p. 715–724, maio 2021.

[12] YUE, Z. et al. Excellent crystalline silicon surface passivation by transparent conductive Al-doped ZnO/ITO stack. **Applied Surface Science**, v. 645, p. 158845, fev. 2024.

[13] CZERNIAK-RECZULSKA, M.; NIEDZIELSKA, A.; JĘDRZEJCZAK, A. Graphene as a Material for Solar Cells Applications. **Advances in Materials Science**, v. 15, n. 4, p. 67–81, 1 dez. 2015.

[14] YIN, Z. et al. Graphene-Based Materials for Solar Cell Applications. **Advanced Energy Materials**, v. 4, n. 1, p. 1300574, jan. 2014.

[15] SHIN, D. S. et al. Distribution of oxygen functional groups of graphene oxide obtained from low-temperature atomic layer deposition of titanium oxide. **RSC Advances**, v. 7, n. 23, p. 13979–13984, 28 fev. 2017.

[16] KUMAR, V. et al. Estimation of number of graphene layers using different methods: A focused review. **Materials**, v. 14, n. 16, 2 ago. 2021.

[17] JIŘÍČKOVÁ, A. et al. Synthesis and Applications of Graphene Oxide. **Materials**, v. 15, n. 3, p. 920, 25 jan. 2022.

[18] CHEN, X. et al. Mechanism of Oxidization of Graphite to Graphene Oxide by the Hummers Method. **ACS Omega**, v. 7, n. 27, p. 23503–23510, 12 jul. 2022.

[19] MARCANO, D. C. et al. Improved Synthesis of Graphene Oxide. **ACS Nano**, v. 4, n. 8, p. 4806–4814, 24 ago. 2010.

[20] MARASCHIN, T. G. **Nanocompósitos de matriz polimérica e cargas híbridas baseadas em grafeno decorado com nanopartículas metálicas**. Tese de Doutorado—Porto Alegre: Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, 30 set. 2021.

[21] MOMBESHORA, E. T. et al. A review of graphene derivative enhancers for perovskite solar cells. **Nanoscale Advances**, v. 4, n. 9, p. 2057–2076, 2022.

[22] VAQUEIRO-CONTRERAS, M. et al. Graphene oxide films for field effect surface passivation of silicon for solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 187, p. 189–193, dez. 2018.

[23] NANDI, A. et al. Optical and electrical effects of thin reduced graphene oxide layers on textured wafer-based c-Si solar cells for enhanced performance. **Journal of Materials Chemistry C**, v. 5, n. 8, p. 1920–1934, 2017.

[24] JIAO, K.; ZHANG, D.; CHEN, Y. Efficient and cost-effective graphene on silicon solar cells prepared by spray coating. **RSC Adv.**, v. 4, n. 98, p. 55300–55304, 2014.

[25] HSU, W.-T. et al. Passivation ability of graphene oxide demonstrated by two-different-metal solar cells. **Nanoscale Research Letters**, v. 9, n. 1, p. 696, 23 dez. 2014.

[26] YAVUZ, S. et al. Graphene oxide as a p-dopant and an anti-reflection coating layer, in graphene/silicon solar cells. **Nanoscale**, v. 8, n. 12, p. 6473–6478, 2016.

[27] SHARMA, R. K. et al. Multifunctioning graphene oxide capping layer for highly efficient and stable PEDOT:PSS–silicon hybrid solar cells. **Sustainable Energy & Fuels**, v. 8, n. 20, p. 4799–4812, 2024.

[28] GAO, Q. et al. High-Efficiency Graphene-Oxide/Silicon Solar Cells with an Organic-Passivated Interface. **Advanced Materials Interfaces**, v. 9, n. 24, p. 2201221, ago. 2022.

[29] UTILA, M. H. et al. **Graphene-Oxide Passivated Silicon Solar Cells with Locally Laser Fired Contact**. 2025 International Conference on Optical MEMS and Nanophotonics (OMN). **Anais**... Em: 2025 INTERNATIONAL CONFERENCE ON OPTICAL MEMS AND NANOPHOTONICS (OMN). Chiangmai, Thailand: IEEE, 13 jul. 2025. Disponível em: <https://ieeexplore.ieee.org/document/11126009/>. Acesso em: 11 mar. 2026

[30] ZANESCO, I. et al. Influence of Passivation and Solar Cell Configuration on the Electrical Parameter Degradation of Photovoltaic Modules. **Energies**, v. 17, n. 4, p. 832, 9 fev. 2024.

[31] ZANESCO, I. et al. **DESENVOLVIMENTO DA CÉLULA SOLAR COM MAIOR EFICIÊNCIA NO BRASIL COM PROCESSO INDUSTRIAL**. 1 dez. 2018. Disponível em: <https://anaiscbens.emnuvens.com.br/cbens/article/view/245>

[32] CRESTANI, T. et al. Optimization of the Boron Back Surface Field Produced with Reduced Thermal Steps in Bifacial PERT Solar Cell. **Energies**, v. 18, n. 9, p. 2347, 3 maio 2025.

[33] MARASCHIN, T. G. et al. Chitosan Nanocomposites with Graphene-Based Filler. **Materials Research**, v. 22, n. suppl 1, p. e20180829, 2019.

[34] KORE, B. P. et al. Efficient fully textured perovskite silicon tandems with thermally evaporated hole transporting materials. **Energy & Environmental Science**, v. 18, n. 1, p. 354–366, 2025.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# COMPACTAÇÃO DE NÚCLEOS DE TRANSFORMADOR E INDUTOR COM FERRITA RECICLADA EM FORMAS OBTIDAS VIA IMPRESSÃO 3D

Eduardo Duarte Cabral - Autor [1]
Henrique Gabriel Cabral - Autor [2]
Jorge Pimentel de Morais - Autor [3]
Lucas Melo Machado - Autor [4]
Roger Franco Baldissera - Autor [5]
Maria do Carmo Vieira - Orientadora [6]
Marçal Rodrigues Pires - Orientador [7]
Vicente Mariano Canalli - Orientador [8]

**RESUMO**

Uma alternativa para moldagem customizada de núcleos de indutores e transformadores de alta-frequência e potência é apresentada neste artigo com vistas a reutilização de sucatas de *ferrita*. A metodologia emprega o projeto assistido por computador e a impressão 3D das formas. Um dos moldes foi customizado, produzindo um núcleo de potência com dimensões distintas das *ferritas* comerciais. Neste artigo é apresentada a compactação do núcleo de um indutor de um conversor *buck-boost* e do transformador de potência de um conversor intermediário *push pull*, mediante os moldes implementados.

**Palavras Chave -** Customização, Núcleo, Ferrita, Reciclagem, Transformador de potência

[1] Materials Master Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[2] Electrical Engineering Master; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[3] Mechanical Engineer, CNPq - Energy and Gas Application Group, Brazil
[4] Materials Doctoral Student -, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[5] Doctoral Student -, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[6] Doctoral Engineer - CNPq - Energy and Gas Application Group, Brazil
[7] Professor Doctor Engineer - Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
[8] Doctor Engineer - SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

.

Um diagrama simplificado é descrito com base na literatura, para nortear o projeto do enrolamento do indutor de um dos núcleos elaborados, com dimensões similares a um núcleo comercial. São utilizados condutores em paralelo, destinados a implementar os enrolamentos do transformador. Os enrolamentos são dispostos em um carretel específico para cada núcleo. Finalmente são apresentados ensaios preliminares com vistas a determinação de parâmetros elétricos e magnéticos dos dois componentes.

# COMPACTION OF TRANSFORMER AND INDUCTOR CORES WITH RECYCLED FERRITE IN SHAPES OBTAINED VIA 3D PRINTING

Eduardo Duarte Cabral - Author [1]
Henrique Gabriel Cabral - Autor [2]
Jorge Pimentel de Morais - Author [3]
Lucas Melo Machado - Author [4]
Roger Franco Baldissera - Autor [5]
Maria do Carmo Vieira - Adviser [6]
Marçal Rodrigues Pires - Adviser [7]
Vicente Mariano Canalli - Adviser [8]

**ABSTRACT**

This article presents an alternative method for the custom molding of high-frequency, high-power inductor and transformer cores, aimed at reusing ferrite scrap. The methodology utilizes computer-aided design and 3D printing to create the molds. One of the molds was customized to produce a power core with dimensions differing from those of commercial ferrites. The article details the compaction of a buck-boost converter inductor core and a push-pull intermediate converter power transformer core using the implemented molds. A simplified diagram based on the literature is described to guide the design of the inductor winding for one of the developed cores, which has dimensions similar to a commercial core. Parallel conductors are used to implement the transformer windings. The windings are arranged on a bobbin specific to each core. Finally, preliminary tests are presented to determine the electrical and magnetic parameters of the two components.

## 1. INTRODUÇÃO

Com a constante evolução da eletrônica e da informática, diversos equipamentos como fontes comutadas, têm sido descartados em um curto intervalo de tempo. Em alguns casos o manejo dos materiais pode gerar resíduos provenientes da quebra e descarte de componentes, como por exemplo os núcleos de indutores e transformadores que operam a alta frequência. Em geral, os núcleos destes transformadores são implementados com a *ferrita*, que é uma cerâmica desenvolvida através da junção de oxidos de ferro, níquel ou cobalto.

A ferrita é dificilmente aproveitada por métodos de fundição sendo nociva quando descartada diretamente na natureza. A ideia é empregar um processo artesanal [1], cujas etapas preliminares são descritas em [2]. Em [3] e [4] foram construídos moldes com distintas geometrias utilizando uma impressora 3D, destinados a fabricação de núcleos de indutores e transformadores, a partir de pedaços de núcleos de ferrita descartados. Núcleos de amostra são compactados e seus carreteis preenchidos com os enrolamentos dimensionados. É realizada a medição da indutância, usando uma ponte RLC. Com base no número de espiras resultante e em nas dimensões da amostra, são obtidos analiticamente parâmetros magnéticos que servem de base para o dimensionamento do indutor de um conversor CC-CC (Corrente Contínua – Corrente Contínua) redutor elevador. Também é implementado o núcleo customizado de um transformador *push pull*. O conversor apresentado em [5] emprega dois enrolamentos com um tape central no primário e outro no secundário [6], com potencial para estabelecer um fluxo bidirecional de potência. Assim, este conversor pode também promover uma ação regenerativa do barramento do inversor que exerce um efeito capacitivo fornecendo reativos ao motor que é capaz de regenerar energia. Esta ação pode originar sobretensões indesejadas no barramento de tensão contínua. Desta forma segundo [7], é desejável que o conversor intermediário seja bidirecional em corrente, devendo ainda permitir o controle do fluxo de potência regulado em tensão do acionamento do veículo para a bateria mediante o controle do *duty cycle* ou ciclo de trabalho.

## 2. METODOLOGIA PARA ELABORAÇÃO DO NÚCLEO RECICLADO

O diagrama da figura 1 resume os principais passos da metodologia utilizada na elaboração dos núcleos de *ferrita* reciclada, a partir da obtenção do pó

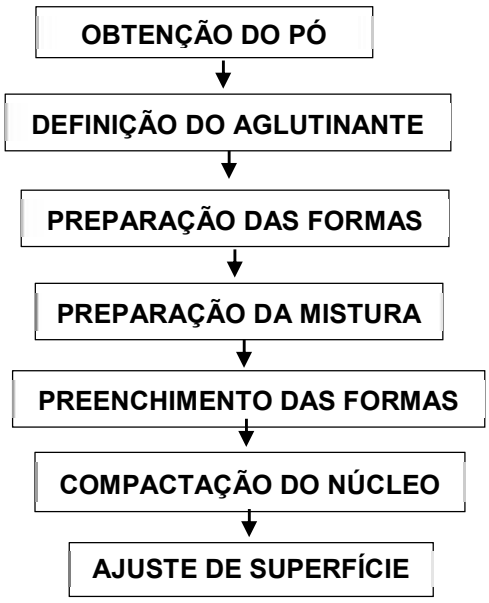



**Figura 1:** Metodologia utilizada na elaboração dos núcleos de *ferrita* reciclada

A metodologia é descrita e ilustrada nos subitens que seguem.

### 2.1. Obtenção do pó

O pó de *ferrita* é obtido selecionando e triturando núcleos danificados como visto na figura 2(a). Na figura 2(b) é apresentado o aspecto do pó obtido, após a moagem dos núcleos, que consiste na matéria prima das compactações apresentadas.



(a)amostra de sucatas de núcleos (b)pó resultante da moagem dos núcleos

**Figura 1:** Obtenção do pó de *ferrita*

## 2.2. Definição dos aglutinantes

Foram testadas como aglutinantes resinas de poliéster e epóxi disponibilizadas comercialmente, apresentadas na figura 2. A resina epóxi embora mais cara do que a de poliéster utilizada em trabalhos com fibra de vidro, demonstrou ser mais adequada, especialmente devido a sua estabilidade dimensional e resistência mecânica.

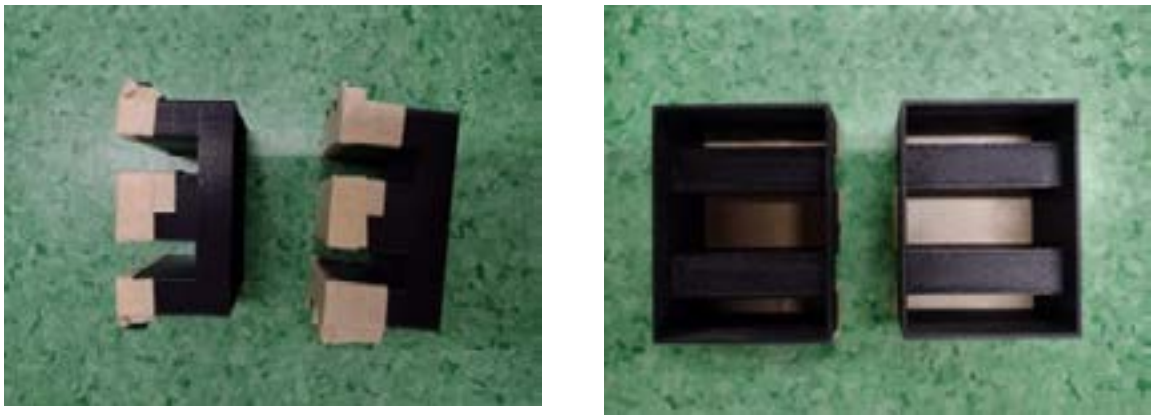



(a)resina de poliéster (b)resina epóxi

**Figura 2:** Resinas utilizadas nos testes

## 2.3. Preparação das formas

As formas que foram impressas e definidas em [3-4], foram preparadas para preenchimento, barrando a saída da resina com fita crepe do tipo utilizado em serviços de pintura, como mostra a figura 3.



(a) Vista lateral (b) vista superior

**Figura 3:** Preparação das formas com a fita crepe

2.4. Quantificação do pó e mistura

Como ilustra a figura 4, o volume de pó utilizado foi selecionado, utilizando como medida a quantidade que preenche a forma preparada. Utilizando um copo de *Becker* o pó foi adicionado um recipiente plástico contendo a resina sem o uso do catalisador. Posteriormente os elementos foram misturados manualmente no mesmo recipiente, utilizando uma espátula

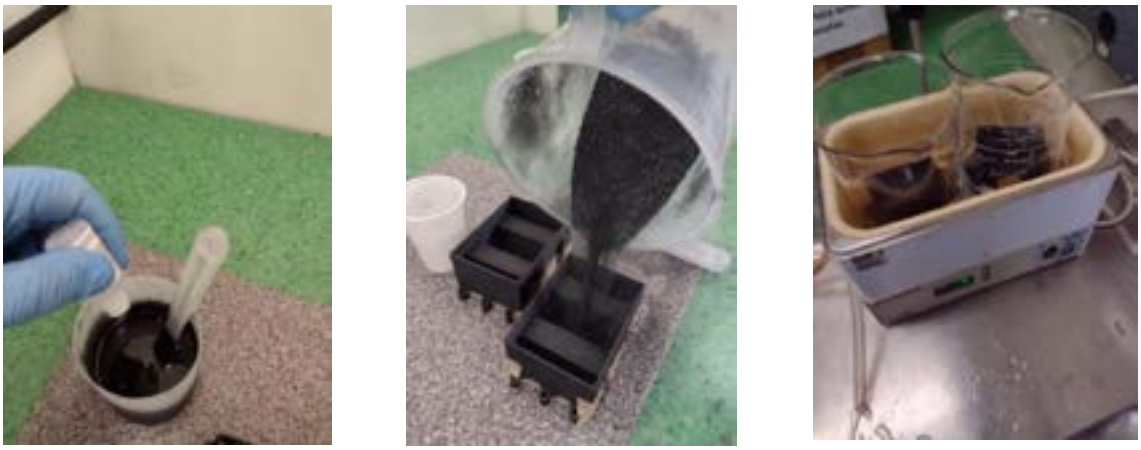


(a)quantificação do pó (b) adição do pó na resina (c) mistura

**Figura 4:** Quantificação do pó e mistura

2.5. Preenchimento da forma e compactação

Na sequência o catalisador é aplicado à mistura. Utilizando o recipiente com a mistura, os moldes dos Es do núcleo são preenchidos com a resina e submetidos a um equipamento de ultrassom durante a compactação, como ilustra a figura 5



(a)adição do catalisador (b)preenchimento da forma (b)utilização do ultrassom

**Figura 5:** Preenchimento da forma e compactação

2.6. Ajuste das superfícies e montagem do núcleo

Nessa etapa, as superfícies de união dos dois Es, que compõe o núcleo, são ajustadas utilizando uma lixa, com vistas a reduzir o entreferro entre as peças, diminuindo a relutância.

O processo de montagem do transformador por meio de parafusos é ilustrado na figura 6.



(a)ajuste da superfície do E (b)peças ajustadas (b)união das peças

**Figura 6:** Ajuste das superfícies e montagem do núcleo

## 3. MONTAGEM DO CARRETEL E ELABORAÇÃO DOS ENROLAMENTOS

O diagrama da figura 7 resume e ilustra as etapas seguidas na elaboração dos enrolamentos.

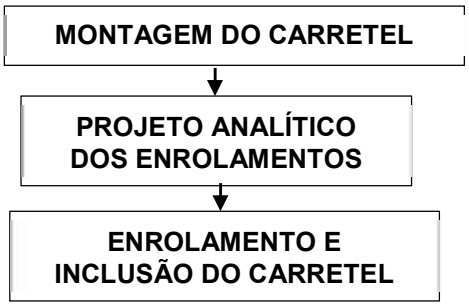
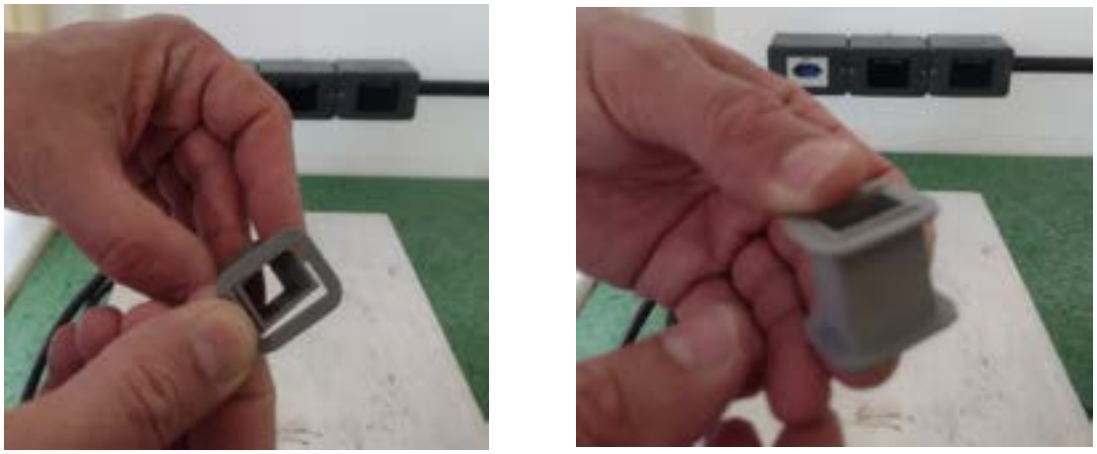



**Figura 7:** Fluxograma que ilustra a elaboração do enrolamento

### 3.1. Montagem do carretel

Como ilustra a figura 8, foi possível montar o carretel unindo as partes produzidas via impressora 3D. O adesivo utilizado foi a *super cola* do fabricante *Loctite*.



(a) peças impressas separadamente (b) união das peças do carretel

**Figura 8:** Montagem do carretel

### 3.2. Projeto analítico dos enrolamentos

O diagrama apresentado na figura 9, resume os passos utilizados no dimensionamento dos enrolamentos. Foram utilizadas também expressões e métodos descritos em [8-11].

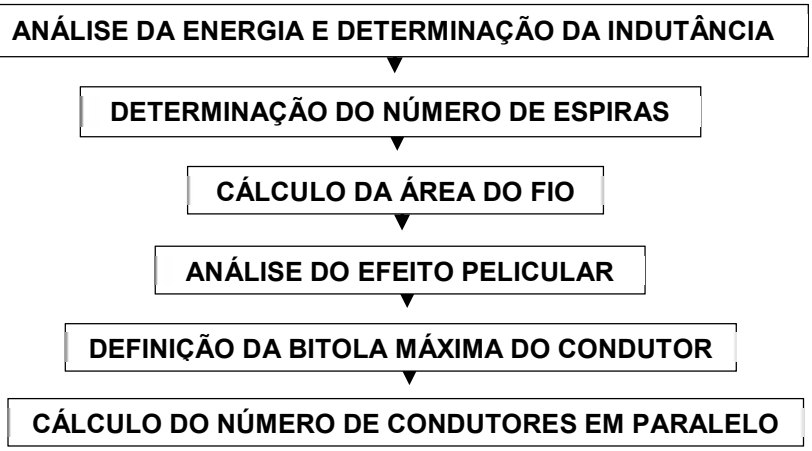



**Figura 9:** Diagrama com passos para o dimensionamento do enrolamento do indutor

3.3. Enrolamento e inclusão do carretel no núcleo

Uma vez calculado o número de espiras e de condutores em paralelo, o enrolamento de baixa potência do indutor e alta potência do transformador poderá ser implementado.

4. TESTES E RESULTADOS EXPERIMENTAIS PRELIMINARES

Nos testes experimentais realizados, foi utilizado o núcleo do indutor com seu carretel preenchido com fio 22AWG, como ilustra a figura 9.



(a)enrolamento indutor (b) revestimento com fita (c) vista do indutor

**Figura 9:** Enrolamento e montagem do núcleo

O teste e procedimento analítico aplicados ao indutor, são resumidos através do diagrama da figura 10. O principal resultado preliminar obtido com este procedimento, foi o valor permeabilidade magnética obtida analiticamente via medição da indutância.




**Figura 10:** Testes e resultados preliminares no indutor

4.1 Medição da indutância

Na medição da indutância ilustrada na figura 11, foi utilizada uma ponte RLC marca *Minipa*, modelo MX1050.



(a)medição (c) tela do equipamento

**Figura 11:** Medição da indutância

4.2 Estimativa da permeabilidade magnética relativa do núcleo

Neste item é apresentada uma estimativa da permeabilidade magnética relativa $\mu_r$ do núcleo, com base em um desenvolvimento analítico e medição da indutância:

4.2.1. Expressão da indutância

A expressão analítica da indutância L é dada por (1):

$$L = \frac{N^2}{\Re} \tag{1}$$

Onde:

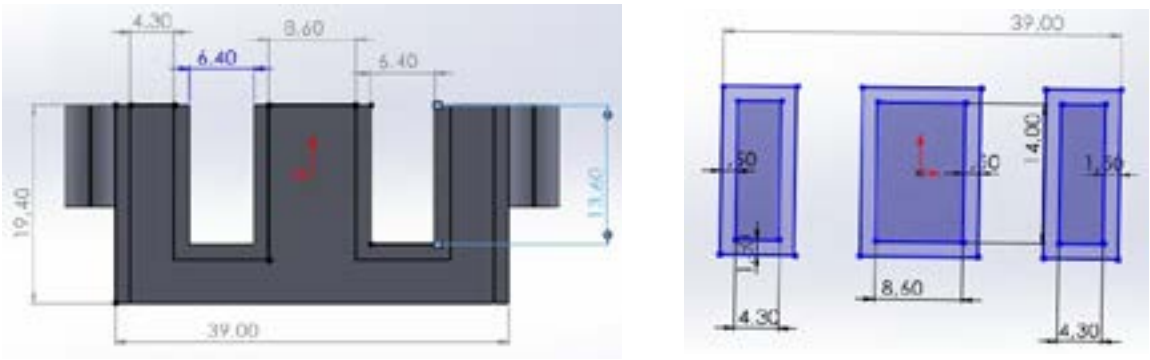
L – indutância [H]
$\Re$ - relutância [Ae/Wb]
N – número de espiras do indutor [adimensional]

4.2.2 Determinação analítica da relutância

Isolando a relutância $\Re$ em (1) resulta a expressão (2):

$$\Re = \frac{N^2}{L} = \frac{65^2}{120{,}7 \cdot 10^{-6} H} = 3{,}5 \cdot 10^5 \, Ae/Wb \qquad (2)$$

Analisando as dimensões do núcleo de amostra definidas em [3] da figura 12 e com base nas dimensões do núcleo E30/15/14 de [12], é possível obter o caminho médio $\ell e$ e a área efetiva *Ae* da coluna central do núcleo




(a) vista lateral (b) corte

**Figura 12:** Dimensões da amostra utilizada para determinar a permeabilidade

Na expressão (3) a relutância $\Re$ é dada por:

$$\Re = \frac{\ell e}{\mu_r \cdot \mu o \cdot Ae} \qquad (3)$$

Onde:
$\ell e$ - caminho médio do núcleo [m]
μ - permeabilidade magnética [Wb/Ae.m]
*Ae* – área efetiva da coluna central do núcleo [$m^2$]

4.2.3 Determinação analítica da permeabilidade magnética

. Os materiais disponibilizados no comércio, possuem valores de permeabilidade magnética que variam conforme o material e a aplicação. Foi considerada a operação em uma frequência de 20kHz que é inaudível para os seres humanos. A frequência de 20 kHz utilizada nos projetos é considerada baixa para a maioria das *ferritas*, o que permite usar a expressão analítica da permeabilidade com boa precisão, sem a necessidade de cálculos complexos de perdas que ocorrem em frequências muito mais altas. Assim, isolando a variável permeabilidade magnética $\mu_r$ em (3) resulta a expressão (4):

$$\mu_r = \frac{\ell e}{\mu o \cdot Ae \cdot \Re} = \frac{9{,}21 \cdot 10^{-2} m}{4\pi \cdot 10^{-7} \cdot 1{,}44 \cdot 10^{-4} m \cdot 3{,}5.10^5 \, Ae/Wb} = 1454{,}2 \qquad (4)$$

Materiais específicos como o *IP12R* das sucatas selecionadas, utilizados em núcleos para aplicações em potência [12], apresentam alta permeabilidade magnética relativa (geralmente na faixa de 1500 a 3000 ou mais), o que torna plausível, o resultado obtido.

## CONCLUSÃO

Este artigo apresentou uma metodologia para utilização de sucatas de f*errita* na compactação dos núcleos magnéticos de um indutor com dimensões comerciais e de um transformador customizado. Os núcleos foram concebidos a partir de formas obtidas via impressão em três dimensões. Foram efetuados ajustes mecânicos para redução do entreferro. A partir da medição da indutância é apresentado um roteiro que permite determinar analiticamente a permeabilidade magnética obtida a partir de um dos núcleos reciclados. Analisando-se o resultado foi possível verificar que a permeabilidade magnética obtida se encontra em uma faixa plausível para *ferritas* utilizadas em eletrônica de potência. O resultado que estabelece a possibilidade de testes futuros dos núcleos obtidos em aplicações com conversores comutados.

## AGRADECIMENTO

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer, pelo incentivo às iniciativas e ao LQAmb pela cessão de equipamentos, espaço físico e orientação.

## REFERÊNCIAS

[1] DA SILVA R.G. – Núcleos toroidais – Faça-os você mesmo, Revista Eletrônica Popular, Abril, 1962

[2] HARTMANN L. Análise, Implementação e Aplicação de Núcleo de Ferrita Reciclado em Circuito Conversor CC-CC Elevador, Trabalho de Conclusão do Curso de Eng. Elétrica, sob orientação de CANALLI V.M., PUCRS, 2017.

[3] CABRAL E.D., CABRAL H.G., DE MORAIS J.P., MACHADO L.M., VIEIRA M.C.B., PIRES M.R., CANALLI V.M., Alternativa para Reciclagem de Núcleos de Ferrita para Indutores via Modelamento 3D, RENOMAT 14th *International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies*, 2025.

[4] CABRAL E.D., CABRAL H.G., DE MORAIS J.P., MACHADO L.M., VIEIRA M.C.B., PIRES M.R., CANALLI V.M., Forma para Customização de Transformador de Conversor de Potência, RENOMAT 14th *International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies*, 2025.

[5] DE AZEREDO N.L., MELO C.R., DUARTE H.L.N., MACHADO L.M., MARCHIORI M.C., CABRAL H.G., DE MORAIS J.P., DE LIMA J.C.M, CANALLI.V.M., Projeto Guarda-Chuva e Protótipo de Veículo Elétrico, RENOMAT 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2023.

[6] CANALLI V.M., Apostila de Conversores CC-CC, ECPCVC, 2025

[7] DE AZEREDO, N.L. Estudo e Implementação de Laço Óptico para Controle da Tensão do Barramento Intermediário de um Conversor Comercial Indireto de Frequência, Trabalho de Conclusão do Curso de Eng. Elétrica, sob orientação de CANALLI V.M., PUCRS, 2023.

[8] CANALLI V.M., Apostila de Projeto de Transformadores, ECPC-VC, 2025

[9] MELLO L.F.P., Análise e Projeto de Fontes Chaveadas, Editora Érica, 1996

[10] MELLO L.F.P., Projeto de Fontes Chaveadas, Editora Érica, 1987

[11] MELLO L.F.P., Projeto de Fontes Chaveadas, Editora Érica, 2011

[12] THORNTON ELETRÔNICA, Catálogo de Ferritas, 2025.

45º SENAFOR

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE DESCARGA E RESPOSTA TÉRMICA DE CÉLULAS COMERCIAIS DE ÍON-SÓDIO EM BAIXA TEMPERATURA

Lucas Melo Machado (1)
Miles Vargas Emmel (2)
Marçal José Rodrigues Pires (3)
Vicente Mariano Canalli (4)

**RESUMO**

Este trabalho avalia o desempenho de células comerciais cilíndricas de íon-sódio, modelo NaCR32140, com capacidade nominal de 10 Ah, submetidas a ensaios de descarga em corrente constante em temperatura ambiente e em baixa temperatura (−20 °C). Como referência metodológica para o condicionamento e a execução dos ensaios, foram adotados procedimentos adaptados da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) Norma Brasileira (NBR) 16975:2021, incluindo a estabilização térmica das amostras por 24 horas antes da descarga. Os ensaios foram realizados a uma taxa de 1C, com corrente de 10 A para a célula de íon-sódio e tensão final de descarga de 2,0 V, sendo monitorados a tensão, a capacidade, o tempo de descarga e a temperatura da célula. A −20 °C, a célula de íon-sódio forneceu 8.821,73 mAh, correspondentes a 88,22% da capacidade nominal e a 96,22% da capacidade obtida no ensaio em temperatura ambiente. Também foi observada elevação de temperatura durante a descarga, associada às perdas internas e à polarização eletroquímica. A comparação com uma célula $LiFePO_4$ indicou menor perda relativa de capacidade para a célula de íon-sódio na condição experimental avaliada. Os resultados demonstram que a célula analisada manteve capacidade próxima à obtida em temperatura ambiente, indicando potencial de aplicação em sistemas sujeitos a ambientes refrigerados.

Palavras-chave — baterias de íon-sódio, baixa temperatura, ensaio de descarga, retenção de capacidade, desempenho eletroquímico, gerenciamento térmico.

## EVALUATION OF DISCHARGE PERFORMANCE AND THERMAL RESPONSE OF COMMERCIAL SODIUM-ION CELLS AT LOW TEMPERATURE

**ABSTRACT**

*This study evaluates the performance of commercial cylindrical sodium-ion cells, model NaCR32140, with a nominal capacity of 10 Ah, subjected to constant-current discharge tests at ambient temperature and at low temperature (−20 °C). Adapted*

(1) Doctoral Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
(2) Undergraduate Student in Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(3) Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(4) Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

*procedures from ABNT NBR 16975:2021 were adopted as a methodological reference for cell conditioning and test execution, including thermal stabilization of the samples for 24 hours before discharge. The tests were performed at a 1C rate, using a current of 10 A for the sodium-ion cell and a final discharge voltage of 2.0 V, while voltage, capacity, discharge time, and cell temperature were monitored. At −20 °C, the sodium-ion cell delivered 8,821.73 mAh, corresponding to 88.22% of its nominal capacity and 96.22% of the capacity obtained in the ambient-temperature test. A temperature rise was also observed during discharge, associated with internal losses and electrochemical polarization. Comparison with a $LiFePO_4$ cell indicated a lower relative capacity loss for the sodium-ion cell under the evaluated experimental condition. The results show that the analyzed cell maintained a capacity close to that obtained at ambient temperature, indicating potential for application in systems exposed to refrigerated environments.*

*Keywords — sodium-ion batteries, low temperature, discharge test, capacity retention, electrochemical performance, thermal management.*

## 1. INTRODUÇÃO

Atualmente, a eletrificação de diferentes setores tem sido impulsionada pelas baterias de íons de lítio, que se tornaram presentes em aplicações como transporte, eletrônicos portáteis, armazenamento de energia e robótica. Essa ampla utilização se deve à alta densidade de energia, longa vida útil e à flexibilidade de aplicação. Entretanto, em baixas temperaturas, essas baterias apresentam seu desempenho comprometido, com redução significativa da potência, diminuição da vida útil e aumento dos problemas de segurança durante a carga [1]. Os efeitos da baixa temperatura nas células de íons de lítio estão relacionados à redução da condutividade iônica e, em condições mais severas, à solidificação parcial do eletrólito, fazendo com que a capacidade disponível seja reduzida e a célula possa até deixar de operar. Durante a carga em baixas temperaturas, pode ocorrer deposição de lítio metálico na superfície do ânodo, favorecendo a formação de estruturas dendríticas e aumentando o risco de curto-circuito interno e fuga térmica [2]. Nesse contexto, as baterias de íon-sódio têm sido pesquisadas como uma tecnologia complementar às baterias de íons de lítio, especialmente para aplicações em baixas temperaturas. Além da maior disponibilidade geográfica dos recursos de sódio, essa tecnologia apresenta características potencialmente favoráveis à operação em uma ampla faixa de temperatura. A menor acidez de Lewis do íon $Na^+$ pode favorecer o processo de dessolvatação na interface entre o eletrólito e os eletrodos, contribuindo para uma melhor cinética de transferência iônica em condições de baixa temperatura. Por essas características, as baterias de íon-sódio vêm sendo consideradas promissoras para aplicações em regiões de clima frio, ambientes refrigerados, grandes altitudes e outros sistemas submetidos a temperaturas inferiores a 0 °C [3]. Este artigo tem como objetivo verificar o comportamento elétrico de uma célula comercial de íon-sódio quando submetida a condições de baixa temperatura, avaliando sua capacidade de descarga, o perfil de tensão e a variação de temperatura durante o ensaio. Adicionalmente, é realizada uma comparação com uma célula comercial de $LiFePO_4$ (LFP).

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta uma revisão bibliográfica sobre as células de íon-sódio, abordando inicialmente o seu princípio de funcionamento e os principais materiais utilizados em sua composição. Em seguida, são discutidos os efeitos da baixa temperatura sobre o desempenho dessas células, considerando aspectos relacionados ao eletrólito, ao transporte iônico e às reações eletroquímicas. Por fim, são apresentados estudos recentes

que avaliaram o comportamento de células de íon-sódio em diferentes condições de temperatura e descarga, com destaque para trabalhos realizados com células comerciais.

## 2.1 Funcionamento das células de íon-sódio

As células de íon-sódio possuem um princípio de funcionamento semelhante ao das células de íons de lítio. São formadas por eletrodo positivo, eletrodo negativo, separador, eletrólito e coletores de corrente. A principal diferença entre as duas tecnologias está no íon responsável pelo transporte de carga. Durante o carregamento, os íons de sódio são retirados da estrutura do eletrodo positivo e se deslocam através do eletrólito em direção ao eletrodo negativo. Ao mesmo tempo, os elétrons são conduzidos pelo circuito externo até o eletrodo negativo. Durante a descarga, o processo ocorre de maneira inversa: os íons de sódio deixam o eletrodo negativo e retornam ao eletrodo positivo, enquanto os elétrons percorrem o circuito externo, fornecendo energia elétrica à carga conectada à célula. Nas células comerciais de íon-sódio, o eletrodo negativo é geralmente produzido com carbono duro, conhecido como *hard carbon*. Esse material apresenta uma estrutura desordenada, com espaços entre as camadas de carbono e poros capazes de armazenar os íons de sódio [4]. O eletrodo positivo pode ser formado por diferentes materiais, entre os quais os óxidos de metais de transição em camadas, os compostos polianiônicos e os análogos do azul da Prússia [3].

Apesar da semelhança estrutural com as células de íons de lítio, as células de íon-sódio apresentam, de modo geral, menor densidade de energia. Isso está relacionado ao maior tamanho e à maior massa do íon de sódio, além do menor potencial eletroquímico do sistema. Entretanto, as células de sódio apresentam vantagens relacionadas à disponibilidade das matérias-primas, ao custo potencial de produção e à menor dependência de elementos críticos [3].

## 2.2 Comportamento das células de íon-sódio em baixa temperatura

As células de íon-sódio também são afetadas pela redução da temperatura. Em baixas temperaturas, ocorre aumento da viscosidade e redução da condutividade iônica do eletrólito. Também ocorre redução da velocidade das reações eletroquímicas e da difusão dos íons de sódio no interior dos materiais dos eletrodos. Esses efeitos aumentam a resistência interna e a polarização da célula, fazendo com que a tensão mínima de descarga seja atingida em menor tempo e reduzindo a capacidade e a energia disponíveis [3,5]. Apesar desses problemas, algumas características do sódio podem contribuir para um melhor comportamento em baixas temperaturas quando comparado ao lítio. O íon $Na^+$ apresenta menor acidez de Lewis e pode apresentar uma interação mais fraca com as moléculas do solvente. Com isso, a energia necessária para retirar as moléculas de solvente ao redor do íon, em um processo denominado dessolvatação, pode ser menor para o $Na^+$ do que para o $Li^+$. Uma dessolvatação mais fácil pode favorecer a transferência dos íons através da interface entre o eletrólito e os eletrodos [3,5]. A composição do eletrólito possui influência direta no desempenho em baixa temperatura. Eletrólitos com menor ponto de congelamento, maior condutividade iônica e menor energia de dessolvatação facilitam o transporte dos íons de sódio. A dessolvatação corresponde à remoção das moléculas de solvente que envolvem o íon antes de sua transferência do eletrólito para o material do eletrodo. Esse processo influencia diretamente a cinética eletroquímica da célula, principalmente em condições de baixa temperatura. Além disso, a utilização de aditivos pode contribuir para a formação de uma interface sólida do eletrólito (SEI) mais fina, estável e com menor resistência. Por esse motivo, muitos estudos recentes procuram desenvolver novos solventes, sais e aditivos específicos para células de íon-sódio destinadas à operação em ambientes frios [3,5]. Em condições severas de baixa temperatura, também pode ocorrer deposição de sódio metálico sobre o carbono duro durante o carregamento. Esse fenômeno pode ocorrer quando a velocidade de inserção dos íons de sódio no eletrodo negativo não acompanha a corrente aplicada. Assim como ocorre com a deposição de lítio nas células de íons de lítio, o carregamento das células de sódio em baixa temperatura também deve ser controlado para reduzir a degradação e os riscos de segurança [6,7].

### 2.3 Estudos de descarga de células de íon-sódio em baixa temperatura

Bischof et al. [8] realizaram uma avaliação de células comerciais de íon-sódio nos formatos 18650 e 26700, com capacidades de 1,5 Ah e 3,5 Ah, respectivamente. Os autores analisaram a composição dos eletrodos, a impedância, a energia específica e o comportamento térmico durante descargas realizadas em diferentes taxas de corrente. Os ensaios de descarga foram conduzidos a 25°C, em taxas entre um décimo (C/10) e três vezes a capacidade (3C), com monitoramento da temperatura superficial. A célula 18650, formada por um eletrodo positivo de óxido de níquel, ferro e manganês e um eletrodo negativo de carbono duro, apresentou energia específica de aproximadamente 128 Wh $kg^{-1}$. Esse valor foi considerado comparável ou superior ao de algumas células comerciais $LiFePO_4$ com ânodo de grafite. Embora o estudo não tenha sido direcionado à operação em baixa temperatura, apresenta uma importante caracterização de células comerciais de íon-sódio e de seu aquecimento durante a descarga.

Rodríguez-Iturriaga, Thatipamula e Onori [9] avaliaram células comerciais de íon-sódio com química NMF/HC em diferentes temperaturas e taxas de descarga. Foram analisados parâmetros como capacidade e tempo de descarga, eficiência e elevação máxima de temperatura. As células de sódio apresentaram capacidade de entrega de potência próxima à das células $LiFePO_4$ utilizadas na comparação. Para as células avaliadas, também foi observada menor dependência do comportamento elétrico em relação à temperatura ambiente, indicando potencial de aplicação em temperaturas inferiores a 10°C. Entretanto, os autores observaram um forte aumento da resistência interna em baixos estados de carga.

Rehm et al. [10] compararam duas células comerciais de íon-sódio, sendo uma de alta energia e outra de alta potência, com uma célula comercial $LiFePO_4$. Os ensaios foram realizados em seis temperaturas diferentes, entre 10 e 45°C. Os resultados mostraram que a capacidade de operação em diferentes taxas de descarga das células de sódio foi comparável à da célula $LiFePO_4$. Entretanto, a resistência e a impedância das células de sódio apresentaram maior dependência da temperatura e do estado de carga. Em estados de carga inferiores a 50%, as perdas de eficiência energética das células de sódio foram aproximadamente duas vezes maiores do que quando as células operaram acima de 50% de carga. Esse resultado demonstra que a temperatura e o estado de carga devem ser considerados na aplicação das células de íon-sódio [10].

Marikundam et al. [7] avaliaram células comerciais de íon-sódio nas temperaturas de 20, 0 e −20 °C, comparando seu comportamento com células comerciais de íons de lítio. Os autores observaram que a redução da temperatura aumentou a resistência interna e reduziu a velocidade do transporte dos íons. Também foi identificada uma diferença entre as capacidades de carga e descarga das células de sódio em baixas temperaturas, denominada histerese de capacidade. As análises realizadas após os ensaios mostraram a formação de sódio metálico sobre o eletrodo de carbono duro e diferenças na estabilidade da interface sólida do eletrólito entre células de fabricantes distintos. O estudo demonstra que células comerciais com a mesma formulação química podem apresentar comportamentos diferentes devido à composição do eletrólito e às características da interface entre o eletrodo e o eletrólito.

Os trabalhos encontrados mostram que as células de íon-sódio podem apresentar bom desempenho em baixas temperaturas, mas esse comportamento não é igual para todas as células. A capacidade disponível depende da composição do eletrodo positivo, da estrutura do carbono duro, da formulação do eletrólito, da taxa de descarga, da temperatura e do tempo utilizado para a estabilização térmica. Além disso, grande parte dos estudos é realizada com células experimentais de pequena capacidade ou com eletrólitos desenvolvidos especificamente para baixas temperaturas.

Ainda são limitados os trabalhos realizados com células comerciais cilíndricas de maior capacidade, especialmente no formato 32140 (células cilíndricas com 32 mm de diâmetro e 140 mm de altura), submetidas a ensaios de descarga após um período controlado de estabilização térmica. Nesse contexto, o presente trabalho avalia uma célula comercial NaCR32140 de 10 Ah submetida a uma descarga de 1C, ou seja, como a capacidade é de

10Ah a corrente será de 10A. Com a temperatura ambiente e a −20 °C, monitorando sua tensão, capacidade, tempo de descarga e variação de temperatura. Também é realizada uma comparação com uma célula $LiFePO_4$, permitindo verificar a perda relativa de capacidade das duas tecnologias nas condições experimentais avaliadas.

## 3. METODOLOGIA

Para a definição dos procedimentos de carga e descarga, foram adotados, de forma adaptada, os procedimentos descritos na ABNT NBR 16975:2021 [11], que estabelece especificações elétricas e métodos de ensaio para células e baterias secundárias de lítio em aplicações estacionárias. A adaptação foi utilizada como referência metodológica para o ensaio das células de íon-sódio. Antes do ensaio de descarga, as células permaneceram em equilíbrio térmico por 24 horas. Foram realizados três ensaios com três células diferentes, pertencentes ao mesmo modelo, capacidade e lote.

### 3.1 Célula de Sódio NaCR PKENERGY

A célula de íon-sódio utilizada é do tipo cilíndrica, com 32 mm de diâmetro e 140 mm de altura, modelo NaCR32140, massa de 265 g e capacidade nominal de 10 Ah, visto na figura 1.



**Figura 1 -** Célula NaCR32140 PKNERGY com capacidade de 10 Ah

A célula apresenta tensão nominal de 3,0 V, tensão máxima de carga de 3,95 V e tensão final de descarga padrão de 2,0 V. Segundo o fabricante PKNERGY, a célula pode operar em descarga entre −40 e 60 °C e em carga entre −20 e 60 °C, apresenta vida útil estimada superior a 2.000 ciclos e suporta descarga contínua máxima de 60 A. Para comparação, foi utilizada uma célula de lítio-ferro-fosfato ($LiFePO_4$) de 6,0 Ah, modelo 32700, com características elétricas próximas às da célula de sódio, porém com aproximadamente metade do comprimento, conforme apresentado na Tabela 1.

**Tabela 1 -** Características das células avaliadas

| Parâmetro | Célula de sódio | Célula LFP |
|---|---|---|
| Modelo | NaCR32140 10Ah 3.0V | 32700-3.2V6.0Ah |
| Capacidade nominal | 10 Ah (mín. 9,8 Ah) | 6,0 Ah (mín. 5,8 Ah) |
| Tensão nominal | 3,0 V | 3,2 V |
| Tensão máx. de carga | 3,95 V | 3,65 V |

| | | |
|---|---|---|
| Tensão final de descarga | 2,0 V | 2,0 V |
| Descarga contínua máxima | 60 A (6C) | 18 A (3C) |
| Temperatura de operação em carga | -20 a 60 °C | 0 a 60 °C |
| Temperatura de operação em descarga | -40 a 60 °C | -20 a 60 °C |
| Dimensões | Ø32 × 140 mm | Ø32 × 70 mm |
| Massa | 265 g | 145 g |
| Ciclo de vida | ≥2000 ciclos | ≥2000 ciclos |

3.2 Procedimento de Carga das Células

As células foram carregadas em temperatura ambiente, a 23 °C ± 2 °C. As tensões e as correntes de carregamento foram ajustadas conforme as especificações fornecidas pelos fabricantes. Para a célula de íon-sódio, foram utilizados 3,95 V e corrente contínua de 10 A, enquanto para a célula LFP foram utilizados 3,65 V e 6 A. O carregamento foi realizado utilizando o equipamento de ciclagem BTS-4008Q-5V15A, da marca NEWARE. O equipamento apresenta precisão de ±0,05% para tensão e ±0,10% para corrente, garantindo o carregamento das células até os limites recomendados, sem exceder os valores estabelecidos pelo fabricante das células.

3.3 Ensaios de Descarga das Células

Os ensaios de descarga foram divididos em duas etapas: a primeira realizada em temperatura ambiente e a segunda em câmara fria, para avaliação do comportamento das células em baixa temperatura. No ensaio em temperatura ambiente, mantida em 25 °C ± 2 °C, o procedimento foi iniciado após as células permanecerem em repouso por 24 horas, garantindo a estabilização térmica. Em seguida, as células foram conectadas aos terminais do equipamento de teste, respeitando-se a polaridade correta. A descarga foi realizada até a tensão final de 2,0 V. Para a célula de íon-sódio, foi aplicada corrente contínua de 10 A, correspondente a uma taxa de descarga de 1C em relação à sua capacidade nominal de 10 Ah. Para a célula LFP, foi aplicada corrente contínua de 6 A, também correspondente a 1C em relação à capacidade nominal de 6 Ah. Para o monitoramento da temperatura, foi utilizado um sensor posicionado na região central da superfície da célula, permitindo acompanhar sua variação térmica durante o processo de descarga, ver figura 2.



**Figura 2** – Localização do sensor de temperatura na célula.

Os dados foram registrados segundo a segundo, possibilitando a geração de gráficos e a análise do comportamento térmico. O ensaio de descarga em baixa temperatura seguiu o mesmo procedimento adotado em temperatura ambiente. Entretanto, após o carregamento,

as células foram colocadas em uma câmara térmica e mantidas durante 24 horas à temperatura de −20 °C, para garantir o equilíbrio térmico antes do início do ensaio. Após esse período, foi realizada a descarga com corrente contínua de 10 A para a célula de íon-sódio e 6 A para a célula LFP, utilizando o mesmo descarregador. Os cabos de conexão foram passados através do passa-cabos da câmara térmica, permitindo a realização do ensaio sem a necessidade de abertura da câmara. Foi utilizado um termo-higrômetro digital como medição independente para comparação da temperatura da câmara térmica durante o ensaio. Para a realização das descargas, foi utilizado o equipamento Atorch DL24. A aquisição dos dados elétricos foi realizada por meio do software 02-BW150_PC_Application_V1.0.5. Posteriormente, os dados obtidos foram tratados utilizando programação em Python, permitindo a análise dos resultados e a geração dos gráficos.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os ensaios realizados em temperatura ambiente, a 25 °C ± 2 °C, apresentaram valores próximos aos especificados nos datasheets das células, conforme a figura 3 e a tabela 2.

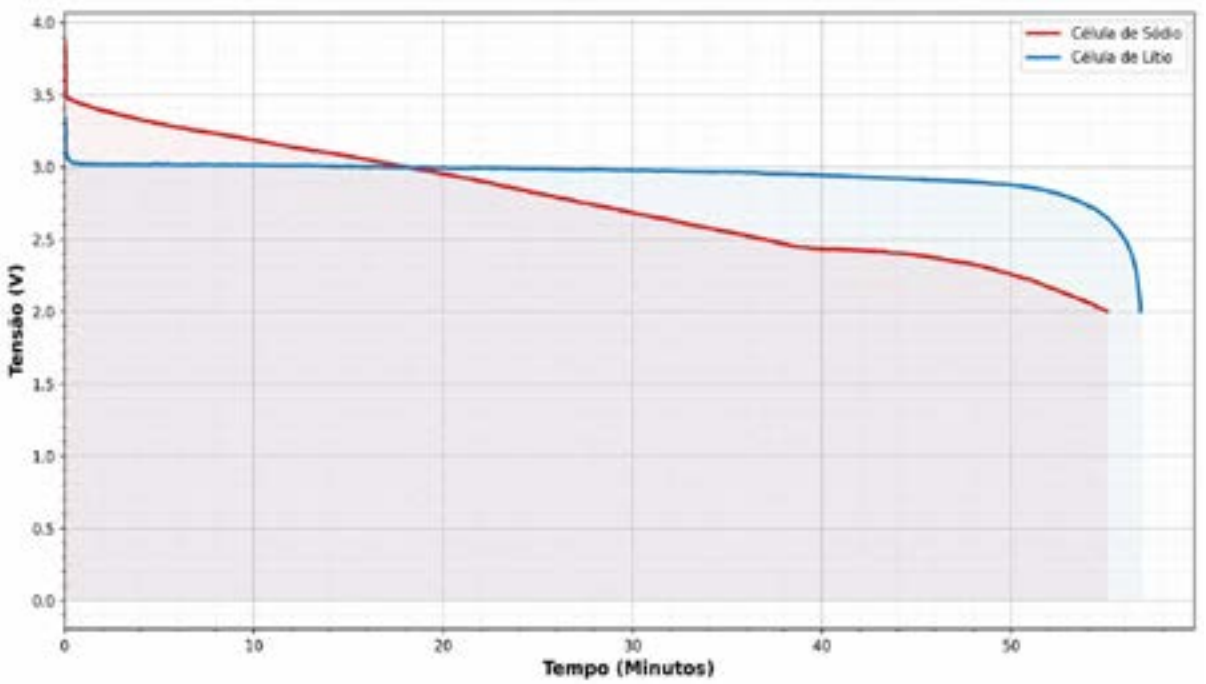



**Figura 3** - Curvas de descarga em corrente contínua das células NaCR e LFP em temperatura ambiente de 25°C ± 2 °C

Na célula de íon-sódio, a tensão inicial foi de 3,88 V e a tensão final de 2,00 V, com tempo total de descarga de 55,07 min e capacidade de 9,17 Ah. A temperatura variou de 24,4 °C para 33,4 °C, correspondendo a uma elevação de 9,0 °C. Na célula LFP, a tensão inicial foi de 3,34 V e a tensão final de 2,00 V, com tempo de descarga de 56,82 min, capacidade de 5,67 Ah e elevação de temperatura de 6,8 °C. Considerando os valores nominais de tensão, capacidade e dimensões apresentados na Tabela 1, a célula LFP apresenta maior densidade de energia volumétrica. Observa-se também uma diferença no perfil de descarga: a célula LFP mantém uma região de tensão próxima de 3,0 V durante grande parte do ensaio, enquanto a célula NaCR apresenta uma redução mais gradual da tensão ao longo da descarga.

**Tabela 2 -** Resultados dos ensaios de corrente contínua das células NaCR e LFP em temperatura ambiente de 25 °C ± 2 °C

| Identificação | Tensão Inicial (V) | Tensão Final (V) | Tempo (min) | Corrente (A) | Temp. Inicial (°C) | Temp. Final (°C) | Capacidade (mAh) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Célula NaCR | 3,88 | 2,00 | 55,07 | 10,00 | 24,4 | 33,4 | 9.168,37 |
| Célula LFP | 3,34 | 2,00 | 56,82 | 6,00 | 25,2 | 32,0 | 5.674,71 |

Nos ensaios realizados a −20 °C ± 2 °C, a célula NaCR apresentou tensão inicial de 3,88 V e tensão final de 2,00 V, com tempo total de descarga de 52,97 min e capacidade de 8,82 Ah. A temperatura da célula variou de −18,7 °C para 4,5 °C, correspondendo a uma elevação de 23,2 °C. Na célula LFP, a tensão inicial foi de 3,34 V e a tensão final de 2,00 V, com tempo de descarga de 49,80 min e capacidade de 4,98 Ah. A temperatura variou de −21,0 °C para 17,5 °C, resultando em uma elevação de 38,5 °C, conforme apresentado na figura 4 e na tabela 3.

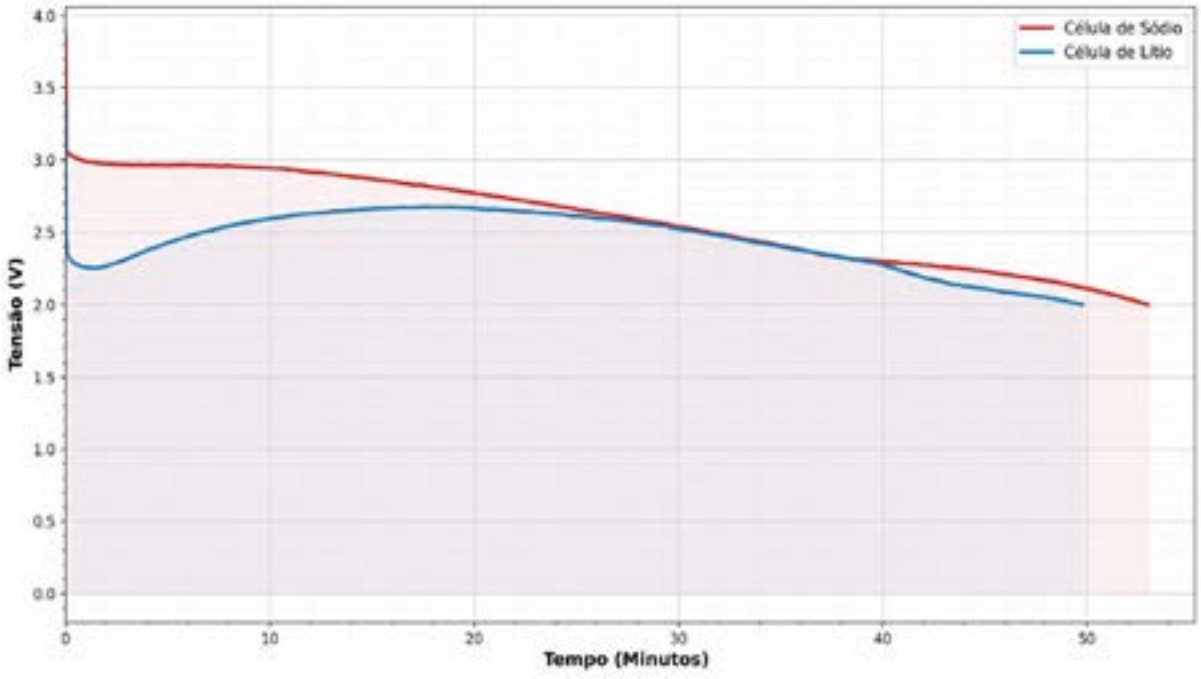



**Figura 4** - Curvas de descarga em corrente contínua das células NaCR e LFP em baixa temperatura de −20 °C ± 2 °C

As curvas evidenciam que, na condição experimental avaliada, a célula LFP foi mais afetada pela baixa temperatura. No início da descarga, observa-se uma queda mais acentuada da tensão da célula LFP. A partir da metade do ensaio, as curvas apresentam valores de tensão mais próximos, porém a célula LFP não mantém o mesmo patamar de tensão observado no ensaio em temperatura ambiente.

**Tabela 3 - Resultados dos ensaios de corrente contínua das células NaCR e LFP em baixa temperatura de −20 °C ± 2 °C**

| Identificação | Tensão Inicial (V) | Tensão Final (V) | Tempo (min) | Corrente (A) | Temp. Inicial (°C) | Temp. Final (°C) | Capacidade (mAh) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Célula de Sódio -20 °C | 3,88 | 2,00 | 52,97 | 10,00 | -18,7 | 4,5 | 8.821,73 |
| Célula LFP - 20 °C | 3,34 | 2,00 | 49,80 | 6,00 | -21,0 | 17,5 | 4.977,59 |

Na comparação entre os ensaios da célula NaCR realizados a −20 °C e 25 °C, observa-se uma redução da tensão ao longo da descarga em baixa temperatura, porém com manutenção de um perfil semelhante. A diferença no tempo total de descarga foi de aproximadamente 2,1 min, enquanto a capacidade apresentou redução de 346,64 mAh, equivalente a 3,78% em relação ao ensaio em temperatura ambiente, conforme apresentado na figura 5.

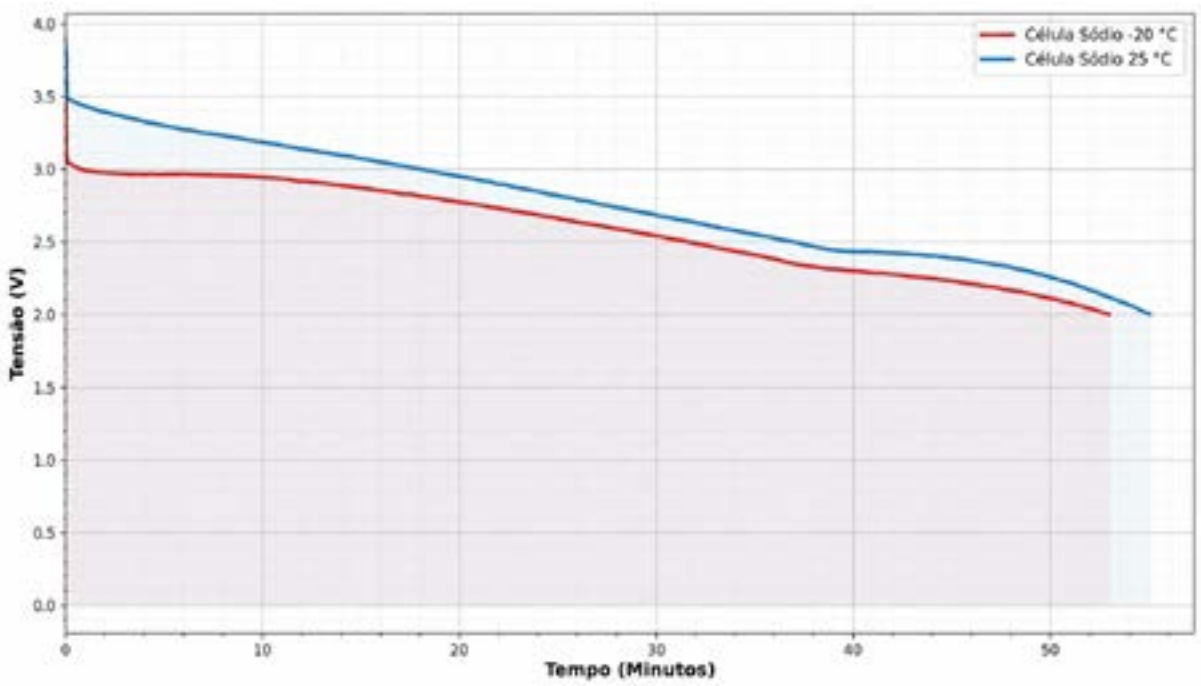



**Figura 5** - Curvas de descarga em corrente contínua da célula NaCR nas temperaturas de −20 °C ± 2 °C e 25 °C ± 2 °C

Na comparação das curvas da célula NaCR em temperatura ambiente e em baixa temperatura, observa-se queda de tensão mais acentuada nos instantes iniciais da descarga a −20 °C. Após aproximadamente 10 minutos, as curvas apresentam comportamento semelhante, embora a tensão da célula submetida à baixa temperatura permaneça ligeiramente inferior. Mesmo assim, o tempo total de descarga apresentou pequena diferença entre as duas condições. A capacidade obtida a −20 °C correspondeu a 96,22% da capacidade medida em temperatura ambiente.

## 5. CONCLUSÕES

Com base nos ensaios apresentados, observa-se que a célula de íon-sódio possui menor

densidade de energia volumétrica quando comparada à célula LFP utilizada neste estudo, considerando a operação em temperatura ambiente de 25°C. O perfil de descarga também apresenta diferenças entre as tecnologias, uma vez que a tensão da célula NaCR diminui de forma mais gradual ao longo da descarga, enquanto a célula LFP mantém uma tensão mais constante durante grande parte do ensaio. Em aplicações de potência aproximadamente constante, essa redução de tensão pode exigir um aumento da corrente ao longo da descarga.

Em baixa temperatura, a célula de íon-sódio apresentou bom desempenho, manteve um perfil de descarga próximo ao observado em temperatura ambiente, mesmo com uma diferença de 45 °C entre as condições avaliadas. A capacidade obtida a −20°C correspondeu a 96,22% do valor medido a 25°C, enquanto a célula LFP manteve 87,72% da capacidade obtida em temperatura ambiente. Esses resultados indicam potencial para a aplicação de células de íon-sódio em equipamentos que operam em ambientes de baixa temperatura. Entretanto, ainda devem ser realizados estudos complementares, principalmente relacionados ao carregamento em baixa temperatura, à segurança durante essa operação e à avaliação de um maior número de ciclos e amostras.

## AGRADECIMENTOS

Agradece-se à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) pelo apoio, à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS) pela infraestrutura disponibilizada e aos professores Dr. Marçal José Rodrigues Pires e Dr. Vicente Mariano Canalli pela orientação e pelas contribuições ao desenvolvimento deste trabalho. Por fim, agradece-se à Globalbat pelo apoio ao desenvolvimento deste estudo.

## REFERÊNCIAS

[1] PIAO, N. et al. Challenges and development of lithium-ion batteries for low temperature environments. eTransportation, v. 11, 100145, 2022. DOI: 10.1016/j.etran.2021.100145.

[2] LUO, H. et al. Lithium-Ion Batteries under Low-Temperature Environment: Challenges and Prospects. Materials, v. 15, n. 22, 8166, 2022. DOI: 10.3390/ma15228166.

[3] QIU, X. et al. Research on low-temperature sodium-ion batteries: challenges, strategies and prospect. Energy Storage Materials, v. 72, 103760, 2024. DOI: 10.1016/j.ensm.2024.103760.

[4] WU, C. et al. Hard carbon for sodium-ion batteries: progress, strategies and future perspective. Chemical Science, v. 15, p. 6244-6268, 2024. DOI: 10.1039/D4SC00734D.

[5] BAI, H. et al. Advances in sodium-ion batteries at low-temperature: challenges and strategies. Journal of Energy Chemistry, v. 90, p. 518-539, 2024. DOI: 10.1016/j.jechem.2023.11.004.

[6] WANG, Y. et al. A high-power rechargeable sodium-ion full battery operating at −40 °C. Advanced Functional Materials, v. 34, 2315498, 2024. DOI: 10.1002/adfm.202315498.

[7] MARIKUNDAM, H. et al. Observation of anomalous capacity hysteresis in commercial sodium ion batteries at low temperatures. EES Batteries, v. 2, p. 652-664, 2026. DOI: 10.1039/D5EB00185D.

[8] BISCHOF, K. et al. Evaluation of commercial 18650 and 26700 sodium-ion cells and comparison with well-established lithium-ion cells. Journal of Power Sources Advances, v. 27, 100148, 2024. DOI: 10.1016/j.powera.2024.100148.

[9] RODRÍGUEZ-ITURRIAGA, P.; THATIPAMULA, S.; ONORI, S. Comparative electrical characterization of commercial sodium-ion and lithium-ion cells using enhanced Ragone plot analysis. Future Batteries, v. 6, 100056, 2025. DOI: 10.1016/j.fub.2025.100056.

[10] REHM, M. et al. Comparing the electrical performance of commercial sodium-ion and lithium-iron-phosphate batteries. Journal of Power Sources, v. 633, 236290, 2025. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2025.236290.

[11] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR 16975:2021: Células e baterias secundárias de lítio para aplicações estacionárias - Especificação elétrica e métodos de ensaios. Rio de Janeiro: ABNT, 2021.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Desenvolvimento teórico e algorítmico de um controlador de carga automatizado para revitalização de baterias chumbo-ácido visando maximizar sua vida útil.

Lucio Albino Amaro da Silva, lucio.albino@ufrgs.br (1)
Lírio Schaeffer, 00002781@ufrgs.br (1)

[1]Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Centro de Tecnologia, Av. Bento Gonçalves, 9500, bairro Agronomia, Porto Alegre, RS, CEP 91509-900

**RESUMO**

Em sistemas fotovoltaicos *off-grid*, os controladores de carga tradicionais utilizam *setpoints* de tensão fixos (geralmente entre 14,4 V e 14,8 V) que frequentemente resultam em carregamento insuficiente, culminando na "sulfatação dura" e na degradação prematura de baterias chumbo-ácido. Estudos anteriores comprovaram que a aplicação de uma carga de equalização com baixa corrente contínua, até o alcance do limite teórico máximo de tensão, é capaz de reverter esse quadro e restaurar a capacidade da bateria. Este trabalho propõe o desenvolvimento teórico e o algoritmo de controle de um carregador inteligente que automatiza esse processo. Baseando-se nas reações eletroquímicas clássicas descritas nas baterias de chumbo-ácido e em técnicas modernas de carregamento, propõe-se um sistema que opera no regime IUIa modificado. A automação identifica o platô final de tensão indicativo de desulfatação completa via monitoramento da derivada da tensão no tempo ($dV/dt = 0$), mitigando riscos de gaseificação excessiva e *Thermal Runaway*, e retornando autonomamente à fase de flutuação.

Palavras-chave: Bateria de chumbo-ácido, controlador de carga, desulfatação, algoritmo de controle, vida útil.

# THEORETICAL AND ALGORITHMIC DEVELOPMENT OF AN AUTOMATED CHARGE CONTROLLER FOR LEAD-ACID BATTERY REVITALIZATION AIMED AT MAXIMIZING SERVICE LIFE.

**ABSTRACT**

*In off-grid photovoltaic systems, traditional charge controllers use fixed voltage setpoints (typically between 14.4 V and 14.8 V) that often result in insufficient charging, leading to 'hard sulfation' and premature degradation of lead-acid batteries. Previous studies have proven that applying an equalization charge with low continuous current, until reaching the theoretical maximum voltage limit, can reverse this condition and restore battery capacity. This work proposes the theoretical development and control algorithm of an intelligent charger that automates this process. Based on classical electrochemical reactions described for lead-acid batteries and modern charging techniques, a system operating in the modified IUIa regime is proposed. The automation identifies the final voltage plateau indicative of complete desulfation by monitoring the voltage derivative over time (dV/dt = 0), mitigating risks of excessive gassing and Thermal Runaway, and autonomously returning to the float stage.*

*Keywords Lead acid battery, Charge controller, Desulfation, Control Algorithm, Service life.*

## 1. INTRODUÇÃO

A expansão das fontes de energia renováveis, impulsionada pela busca de um desenvolvimento ambientalmente sustentável, consolidou os sistemas fotovoltaicos como uma das tecnologias mais promissoras da matriz energética global. Em particular, os sistemas fotovoltaicos autônomos e desconectados da rede (*off-grid*) desempenham um papel crucial no atendimento a demandas energéticas em áreas remotas ou com acesso precário à infraestrutura elétrica. Nesses cenários, o armazenamento confiável de energia é um dos maiores desafios técnicos e econômicos. Para esta finalidade, as Baterias de Chumbo-Ácido (LAB - *Lead-Acid Battery*) despontam como a tecnologia predominante. Utilizadas comercial e industrialmente há mais de um século e meio, as LABs mantêm sua relevância devido ao baixo custo inicial, facilidade de fabricação, infraestrutura de produção descentralizada e notável confiabilidade [1]. Mesmo com a ascensão das baterias de íons de lítio, as LABs ainda detêm cerca de 70% do mercado global de baterias secundárias, atendendo desde aplicações automotivas (Partida, Iluminação e Ignição – SLI, *Starting, Lighting, and Ignition*) até o uso estacionário em telecomunicações e sistemas *off-grid* [2,3].

Contudo, a vida útil limitada desses dispositivos em aplicações cíclicas profundas apresenta um obstáculo significativo. Em média, as unidades de LAB em sistemas autônomos necessitam de substituição a cada 3 a 6 anos, o que equivale a aproximadamente 150 a 200 ciclos para uma bateria de 100 Ah operando a 100% de profundidade de descarga (DoD - *Depth of Discharge*). A necessidade de substituições prematuras eleva drasticamente o custo total de propriedade (TCO) da instalação e agrava a pegada de carbono do sistema. A questão do descarte é de suma importância ambiental, uma vez que as baterias são compostas predominantemente por chumbo e soluções ácidas, exigindo reciclagem rigorosa devido à alta toxicidade e corrosividade de seus componentes [4].

A restrição na longevidade das LABs decorre fundamentalmente da degradação de sua capacidade, impulsionada pela interação de vários mecanismos de envelhecimento que afetam os eletrodos, os coletores de corrente e o eletrólito [5]. Embora existam fatores como a corrosão da grade positiva, a degradação do Material Ativo Positivo (PAM - *Positive Active Material*) e a estratificação do eletrólito, a perda de água (desidratação) e, principalmente, a

"sulfatação dura" destacam-se como os maiores desafios em sistemas fotovoltaicos. Em sistemas *off-grid*, a sulfatação dura ocorre frequentemente devido a rotinas de carregamento insuficientes geradas pela intermitência solar. Isso resulta na formação de densos cristais de sulfato de chumbo que isolam as placas e não são facilmente convertidos de volta em material ativo durante os ciclos normais de operação [6-9].

Os controladores de carga tradicionais, que operam majoritariamente com *setpoints* de tensão fixos (geralmente entre 14,4 V e 14,8 V), muitas vezes falham em completar a reação eletroquímica necessária para a plena recuperação da capacidade da bateria. Estudos anteriores, como os desenvolvidos por Silva e Schaeffer (2026) [10], demonstraram que a aplicação periódica de uma carga de equalização — caracterizada por uma baixa corrente contínua estendida até o limite teórico máximo de tensão — é capaz de reverter quadros severos de sulfatação e restaurar o Estado de Saúde (SOH) das células, mitigando o envelhecimento prematuro.

Entretanto, a implementação manual ou baseada em parâmetros fixos e temporizados desse processo de revitalização apresenta riscos operacionais críticos. A manutenção prolongada de altas tensões em baterias de chumbo-ácido pode desencadear a gaseificação excessiva (*gassing*), acelerar a desidratação da bateria e induzir o perigoso fenômeno de fuga térmica (*thermal runaway*), comprometendo a segurança e a integridade física do acumulador. Portanto, a transição de um processo experimental manual para uma solução tecnológica escalável exige o desenvolvimento de sistemas de controle inteligentes que possam monitorar a complexa dinâmica eletroquímica em tempo real. A literatura técnica fornece as bases para regimes de carga mais eficientes, como o IUIa, que combina fases de corrente constante e tensão constante de forma otimizada para maximizar a aceitação de carga [11-13].

Neste contexto, este trabalho propõe o desenvolvimento teórico e o algoritmo de controle de um carregador inteligente automatizado, projetado especificamente para a revitalização e dessulfatação de baterias chumbo-ácido sob um regime IUIa modificado. A inovação central do sistema reside na automação da identificação do ponto de dessulfatação completa por meio do monitoramento algorítmico da derivada da tensão no tempo ($dV/dt \approx 0$). Ao detectar o platô final de tensão — que evidencia que a regeneração do material ativo atingiu seu pico e não há mais sulfato de chumbo para ser convertido —, o controlador assegura que a bateria atingiu sua carga plena sem os riscos associados à sobrecarga prolongada, retornando de forma autônoma e segura à fase de flutuação.

Com essa abordagem de controle em malha fechada, busca-se não apenas a recuperação da capacidade nominal e a mitigação dos mecanismos de envelhecimento, mas a maximização efetiva da vida útil operacional das baterias. Ao reduzir a frequência de descarte prematuro e minimizar os custos operacionais, esta solução tecnológica contribui diretamente para aumentar a confiabilidade, a viabilidade econômica e a sustentabilidade de sistemas fotovoltaicos *off-grid* em longo prazo.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1. DINÂMICA ELETROQUÍMICA E O FENÔMENO DA SULFATAÇÃO

A operação fundamental das baterias de chumbo-ácido baseia-se na conversão química e reversível de seus materiais ativos. Durante a fase de descarga, o dióxido de chumbo ($PbO_2$) no eletrodo positivo (cátodo) e o chumbo esponjoso (Pb) no eletrodo negativo (ânodo) são convertidos em sulfato de chumbo ($PbSO_4$). Em sistemas fotovoltaicos *off-grid*, a inerente variabilidade da irradiação solar frequentemente impede que a bateria atinja seu estado de carga plena (SOC 100%), forçando-a a operar em estados parciais de carga por períodos prolongados. É nesse cenário de subcarga contínua que o processo reversível da sulfatação se agrava, tornando-se o principal mecanismo de degradação do

acumulador [6].

### 2.1.1. REAÇÕES ELETROQUÍMICAS

Do ponto de vista eletroquímico, as reações que governam esse processo podem ser delineadas pelas equações descritas a seguir. No eletrodo positivo (cátodo), o dióxido de chumbo reage com o ácido sulfúrico, resultando na formação de sulfato de chumbo e água:

$$PbO_2 + 4H^+ + 2e^- = Pb^{2+} + 2H_2O \quad (1)$$

$$Pb^{2+} + SO_4^{2-} = PbSO_4 \quad (2)$$

No eletrodo negativo (ânodo), o chumbo reage com os íons de sulfato para produzir sulfato de chumbo adicional:

$$Pb = Pb^{2+} + 2e^- \quad (3)$$

$$Pb^{2+} + SO_4^{2-} = PbSO_4 \quad (4)$$

Essa dinâmica pode ser sucintamente representada pela reação global [12,14,15]:

$$Pb + PbO_2 + 2H_2SO_4 \rightleftharpoons 2PbSO_4 + 2H_2O \quad (5)$$

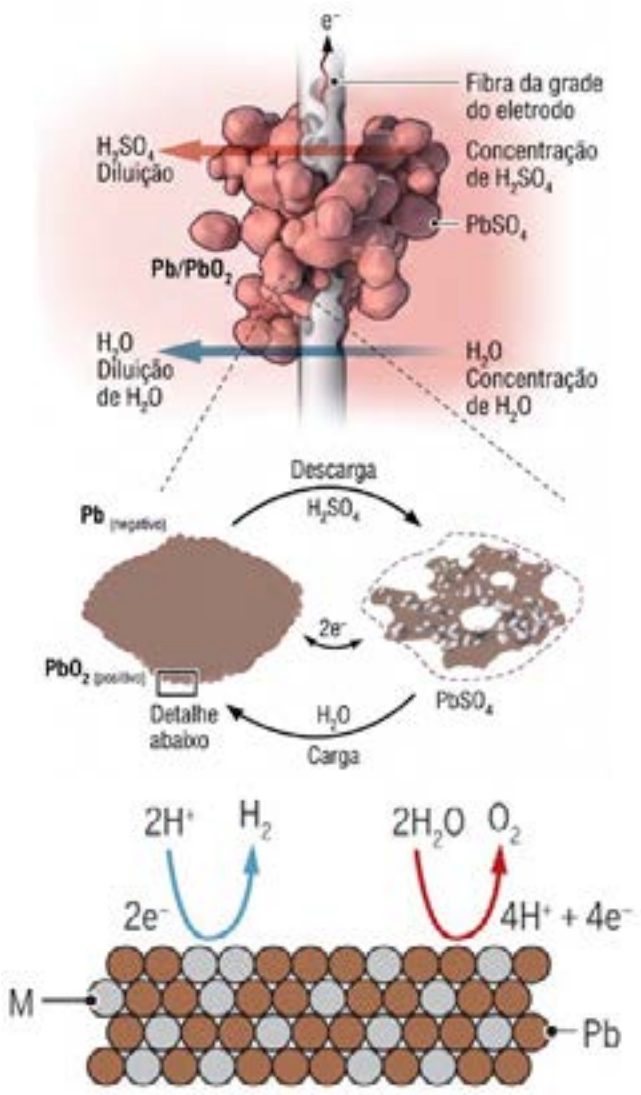



**Figura 1**: Ilustração do ciclo de carga-descarga em uma bateria de chumbo-ácido, demonstrando as mudanças materiais associadas às reações eletroquímicas na superfície das fibras da grade do eletrodo. No detalhe é representada a decomposição das moléculas de água em gases $H_2$ e $O_2$ em escala manométrica) durante a sobrecarga ou na presença de impurezas metálicas (M). Adaptado de LOPES e STAMENKOVIC [16].

A Equação (5), historicamente designada por Gladstone e Tribe [17] como a "reação do duplo sulfato", elucida que a extração de corrente da bateria resulta inevitavelmente na geração de $PbSO_4$ em ambos os eletrodos e na síntese de água, o que dilui o eletrólito. Essas transformações ocorrem por meio de um mecanismo de dissolução-precipitação, no qual os íons $Pb^{2+}$ se dissolvem no ácido sulfúrico e subsequentemente se redepositam na superfície do eletrodo. Ao longo dos ciclos de carga-descarga, interfaces intrincadas se formam entre o Pb e o $PbSO_4$, promovendo contínuas alterações micro e nanoestruturais que, a longo prazo, contribuem para a corrosão das grades dos eletrodos (conforme ilustrado na Figura 1).

### 2.1.2. Transição para a Sulfatação Dura e a Regra de Von Weimarn

Inicialmente, o sulfato de chumbo gerado na descarga apresenta-se de forma finamente dividida e porosa (estado amorfo), o que permite uma fácil penetração do eletrólito e uma recuperação direta por meio da recarga convencional. No entanto, quando a bateria permanece em um estado de subcarga prolongado — situação típica em sistemas solares *off-grid* —, os cristais de $PbSO_4$ tendem a coalescer e recristalizar em estruturas maiores, mais densas e termodinamicamente estáveis. Esse fenômeno é conhecido na literatura técnica como "sulfatação dura" [11].

A cinética de crescimento desses cristais é regida pela regra de Von Weimarn, que estabelece que o tamanho do cristal de $PbSO_4$ aumenta à medida que a supersaturação inicial de $Pb^{2+}$ diminui [18, 19]. Quando a supersaturação é baixa, o crescimento cristalino domina a nucleação, levando ao desenvolvimento de grandes maciços de $PbSO_4$, conforme evidenciado na Figura 2 [20].

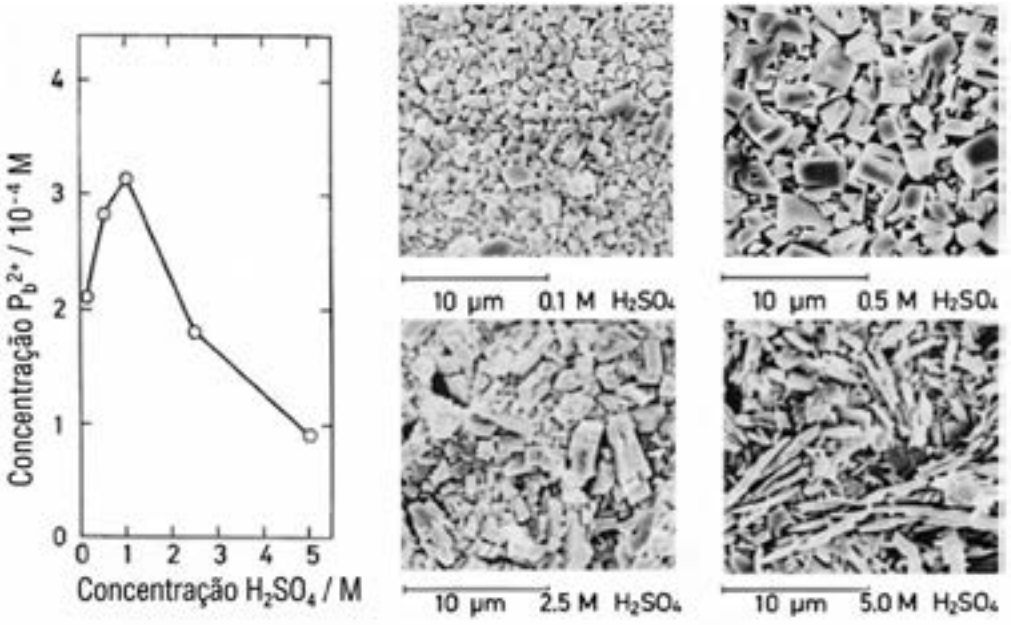



**Figura 2**: Influência da supersaturação de $Pb^{2+}$ no tamanho dos cristais de $PbSO_4$. A concentração de $H_2SO_4$ afeta a supersaturação de $Pb^{2+}$ (à esquerda). Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura mostram a superfície do eletrodo após a descarga de $PbO_2$ a 2,5 mA/cm² sob diferentes concentrações de $H_2SO_4$ (à direita). Adaptado de TAKEHARA [21].

### 2.1.3. Impactos Operacionais e a Barreira Termodinâmica

A consolidação da sulfatação dura gera consequências severas para a dinâmica elétrica do acumulador. Os grandes cristais formados possuem baixíssima condutividade elétrica e mínima área de superfície exposta ao eletrólito. Eles se acumulam progressivamente, revestindo e isolando o material ativo, o que aumenta de forma drástica a impedância interna da célula e reduz sua capacidade ativa útil [22, 23]. Essa camada de sulfato atua como uma barreira resistiva quase instransponível.

A reversão desse processo exige um aporte de energia que supere a barreira termodinâmica imposta pela alta estabilidade desses cristais endurecidos. É neste ponto crítico que os controladores de carga tradicionais falham: os *setpoints* de tensão convencionais, programados para operar na faixa de 14,4 V a 14,8 V, são insuficientes para quebrar essa barreira [6, 21–23]. Além disso, devido à lentidão das reações químicas necessárias para a reconversão do sulfato, a aplicação forçada de altas correntes de carregamento resulta apenas em aquecimento localizado (já que a corrente flui preferencialmente pelas raras áreas não sulfatadas) e na intensa liberação de gases (*gassing*), podendo causar o desprendimento de material ativo (lama/sedimento) e danos estruturais irreparáveis às placas [11, 12, 24].

Portanto, mitigar a subcarga crônica em sistemas *off-grid* e reverter a sulfatação dura exige estratégias avançadas de carregamento. A aplicação de correntes controladas e sustentadas até o limite teórico máximo de tensão, aliada a um monitoramento algorítmico rigoroso — conforme proposto pela estratégia do carregador inteligente —, apresenta-se como o caminho termodinamicamente adequado para dissolver esses grandes cristais e recuperar o Estado de Saúde (SOH) da bateria sem induzir sua degradação física.

## 2.2. Equalização de Carga para Dessulfatação e Balanceamento

Como abordado na seção anterior, a "sulfatação dura" impõe uma barreira termodinâmica que exige estratégias específicas para ser transposta. Esse desafio é exacerbado pelo fato de que as baterias são frequentemente conectadas em série (formando *strings* ou bancos), onde diferenças de tensão entre células individuais podem levar a desequilíbrios severos e falhas em potencial. Em configurações multicelulares, é comum que uma ou mais células apresentem tensões significativamente mais baixas do que as outras, muitas vezes como consequência direta dessa sulfatação assimétrica. Durante a descarga, essas células de menor tensão correm o risco tanto de sobrecarga quanto de descarga profunda (excessiva), o que pode infligir danos irreversíveis e exigir a substituição prematura da célula ou o descarte completo do banco de baterias.

Quando tais disparidades nas tensões das células surgem, uma carga de equalização torna-se indispensável. Neste contexto, a carga de equalização é definida como uma estratégia de carregamento intencional destinada a converter totalmente os materiais ativos em todos os eletrodos, reequilibrando assim o sistema [11, 25, 26]. Essa técnica é especialmente eficaz para reverter a sulfatação, pois restaura o sulfato de chumbo às suas formas eletroquimicamente ativas, melhorando a capacidade de ciclagem. O objetivo primordial da equalização é alinhar o Estado de Carga (SOC - *State of Charge*) em todas as células, garantindo a uniformidade da tensão — sabendo-se que, em células de chumbo-ácido, um desvio de apenas 10 mV reflete tipicamente uma discrepância de SOC de cerca de 5%. Esforços contínuos de pesquisa corroboram a premissa de que o controle rigoroso da equalização é vital para o desempenho operacional e que métodos de equalização podem gerar desempenhos comparáveis aos de monoblocos únicos perfeitamente carregados [27, 28].

- Lohner [25] demonstrou que restringir a tensão da célula com o maior potencial em uma string mitiga os riscos de sobrecarga e minimiza a perda de água, promovendo maior confiabilidade sem hardware adicional.

- Belmokhtar [29] investigou a equalização em Sistemas Híbridos de Energia (HPS), comparando a equalização ativa (transferência de carga entre células) e a equalização passiva (dissipação resistiva). Seus resultados (Figura 3) ressaltam a necessidade de correntes de carga consistentes para compensar tolerâncias de fabricação, gradientes térmicos e envelhecimento natural, confirmando a superioridade dos métodos ativos.

- Kutkut [30] examinou o uso de equalizadores individuais em strings de baterias. As baterias equipadas com equalizadores alcançaram mais de 450 ciclos, o triplo dos 140

ciclos observados no sistema sem controle.

- De forma complementar, Roy [31] implementou um procedimento de equalização baseado em baixa corrente até atingir 100% do SOC. O estudo validou que o uso de baixas correntes rejuvenesce a capacidade, converte o sulfato de chumbo de forma eficiente e sustenta a confiabilidade sob ciclos rápidos de carga-descarga [32].

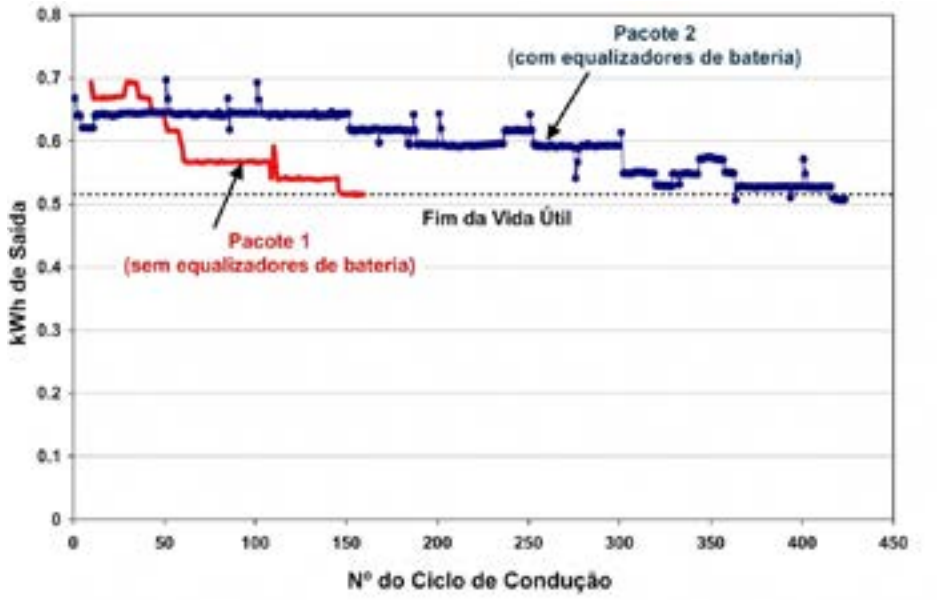



**Figura 3**: Impacto da equalização ativa e passiva na capacidade do banco de baterias. Adaptado de BELMOKHTAR [29].

## 2.3. Evolução dos Protocolos e o Regime de Carga IUIa Modificado

Para implementar a equalização discutida anteriormente e reverter ativamente o acúmulo de sulfato, é necessário modificar os protocolos de carregamento padrão. O carregamento tradicional de baterias de chumbo-ácido (LABs) emprega corrente constante (CC), tensão constante (CV) ou uma abordagem híbrida referida como método CC-CV (Figura 4) [33].

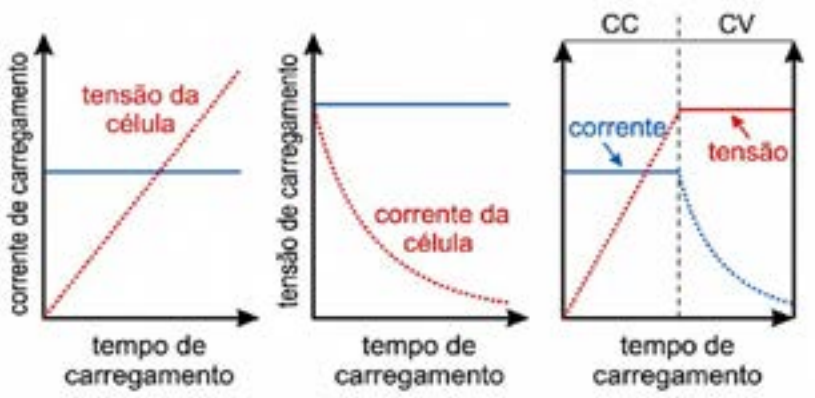



**Figura 4**: Abordagens comuns de carregamento para LABs incluem métodos de corrente constante (CC), tensão constante (CV) e corrente constante-tensão constante (CC-CV), com linhas contínuas representando os parâmetros de entrada e linhas tracejadas indicando a resposta da célula. Adaptado de SERHAN e AHMED [33].

Técnicas isoladas de CC e CV são comumente utilizadas devido à sua simplicidade, embora envolvam durações de carregamento prolongadas. O protocolo híbrido CC-CV visa otimizar a aceitação de carga: começa com o carregamento em CC até que um limite de tensão especificado seja alcançado, mudando em seguida para CV até que a corrente caia

para um nível de saturação [33, 34]. Contudo, embora o método CC-CV ofereça vantagens, ele ainda herda os longos tempos de carga e frequentemente não atinge o limiar energético necessário para dissolver cristais densos de sulfato [35].

Para superar essas limitações, a literatura técnica e industrial recomenda processos multiestágios mais avançados [36]. Um processo de equalização eficiente pode ser descrito através de um algoritmo de quatro estágios, que forma a base do regime conhecido como IUIa (Corrente Constante, Tensão Constante, Corrente Constante de Equalização, Terminação Automática). Conforme ilustrado na Figura 5, este perfil divide-se em:

- **Estágio 1 (Fase I - *Bulk*)**: A bateria é carregada usando uma corrente constante até que a tensão nos terminais atinja um limite (ex: 14,4 V).
- **Estágio 2 (Fase U - Absorção)**: A tensão é mantida constante (ex: 14,6 V) enquanto a corrente diminui gradualmente.
- **Estágio 3 (Fase a - Flutuação)**: A tensão é reduzida e estabilizada (ex: 13,5 V).
- **Estágio 4 (Fase I de Equalização)**: A tensão é elevada (ex: 16,2 V) enquanto a corrente de carregamento é estritamente limitada a valores baixos (ex: 0,5 A a 1 A) para realizar o processo de dessulfatação.




**Figura 5**: Quatro estágios para o carregamento com equalização. Adaptado de HORKOS, et. al. [36].

Nas práticas convencionais, a equalização (Estágio 4) é aplicada como uma sobrecarga temporizada, interrompida por um temporizador fixo (geralmente após três horas) ou parâmetros manuais engessados [12]. Quando aplicada de forma empírica, há um risco considerável de superaquecimento, gaseificação excessiva e perda de eletrólito [27].

A modificação proposta neste trabalho foca especificamente no aprimoramento desta última etapa, aqui denominada Fase Ia (Fase de Equalização com terminação automática algorítmica). Enquanto controladores convencionais terminam esta fase por tempo, o controlador inteligente aqui desenvolvido busca o limite teórico máximo de tensão de forma dinâmica. Ao invés de impor um tempo fixo, o algoritmo monitora em tempo real a derivada da tensão ($dV/dt = 0$).

Neste platô, a energia fornecida é direcionada quase exclusivamente para a quebra dos cristais de sulfato remanescentes e para a homogeneização do eletrólito (reversão da estratificação). Ao detectar matematicamente que a tensão parou de subir — indicando que não há mais sulfato de chumbo passível de reconversão —, o controlador encerra a equalização e retorna a bateria com segurança para o estágio de flutuação, eliminando os riscos de *thermal runaway* e degradação física das placas [25, 27, 29].

Em síntese, o regime de carga IUIa modificado proposto neste estudo automatiza e otimiza o que a literatura aponta como a solução ideal: uma equalização de baixa corrente

estendida até o limite termodinâmico, garantindo um processo completo de dessulfatação sem causar danos estruturais, contribuindo assim para uma melhoria marcante na vida útil de sistemas fotovoltaicos *off-grid*.

### 2.4. O Critério *dV/dt* e o Platô de Tensão na Terminação da Carga

A identificação do momento exato e seguro em que o processo de dessulfatação é concluído representa o desafio central no controle de cargas de equalização. Como discutido nas seções anteriores, os métodos tradicionais que utilizam temporizadores fixos ou limiares de tensão absolutos (*setpoints* rígidos) são suscetíveis a falhas, pois não consideram o estado intrínseco de cada bateria. Para superar essa limitação e evitar os danos severos associados à sobrecarga prolongada — como a corrosão da grade positiva, a excessiva perda de água e o risco de fuga térmica (*thermal runaway*) —, o regime IUIa modificado proposto emprega o monitoramento contínuo da taxa de variação da tensão, conhecido como critério matemático da derivada *dV/dt*.

Do ponto de vista eletroquímico, durante a Fase Ia (equalização sob corrente constante e baixa), a energia fornecida pelo carregador é primariamente consumida na quebra da barreira termodinâmica da "sulfatação dura". À medida que os últimos cristais densos de sulfato de chumbo ($PbSO_4$) são dissolvidos e reconvertidos em material ativo ($PbO_2$ e Pb), a resistência interna da célula se altera e a tensão da bateria sobe gradualmente, refletindo o aumento do Estado de Carga (SOC).

No entanto, quando a reação química principal de conversão se encerra por esgotamento do sulfato disponível, a eficiência faradaica do carregamento cai drasticamente. Nesse ponto, a corrente elétrica injetada não realiza mais o trabalho útil de regeneração do material ativo; em vez disso, a energia excedente passa a ser dissipada na eletrólise do solvente aquoso do eletrólito, desencadeando reações parasitas de liberação de gases (*gassing*): geração de oxigênio no eletrodo positivo e hidrogênio no eletrodo negativo. Fisicamente, a célula atinge sua sobretensão máxima para aquela corrente específica, e a curva de tensão para de subir, estabilizando-se em uma assíntota horizontal conhecida como platô de saturação ou platô de tensão [25-27].

Matematicamente, a transição da fase de aceitação de carga para a fase de eletrólise é perfeitamente identificada pela primeira derivada da tensão em relação ao tempo. Enquanto a bateria está ativamente convertendo sulfato, a tensão cresce de forma aproximadamente linear e a derivada assume valores positivos ($dV/dt > 0$). À medida que se aproxima do platô, o gradiente de crescimento diminui. Quando a saturação é plenamente atingida, a curva se achata e a derivada tende a zero ($dV/dt \approx 0$). O microcontrolador do carregador inteligente, operando em malha fechada, realiza amostragens periódicas da tensão nos terminais e calcula esse diferencial em tempo real (frequentemente aplicando filtros digitais, como médias móveis, para mitigar ruídos de leitura).

A grande inovação e robustez do uso da derivada (*dV/dt*) como variável de controle reside em sua natureza comportamental e dinâmica. Diferentemente de uma tensão absoluta (ex: 16,2 V), que pode variar drasticamente devido à temperatura ambiente, às tolerâncias de fabricação, à concentração específica do eletrólito ou ao grau de envelhecimento natural da bateria (aumento da resistência ôhmica), a forma da curva (o achatamento rumo ao platô) é um fenômeno universal e termodinâmico.

Dessa forma, o critério $dV/dt \approx 0$ permite que o algoritmo identifique o "Estado de Saúde Pleno" e o fim da dessulfatação de forma totalmente autônoma e adaptativa, personalizando a carga para o estado exato daquela bateria naquele momento. Ao detectar matematicamente esse limiar, o algoritmo utiliza o platô como um gatilho seguro e instantâneo para interromper a fase de equalização, comandando o retorno imediato do sistema ao regime de flutuação, maximizando assim a recuperação da capacidade sem comprometer a integridade física do acumulador.

### 2.5. AVALIAÇÃO DE CAPACIDADE E ESTADO DE SAÚDE (SOH)

Para validar a eficácia de regimes avançados de carregamento, como o IUIa modificado, é imprescindível quantificar o ganho real de desempenho do acumulador. Na engenharia de baterias, isso é estabelecido através do monitoramento do Estado de Saúde (SOH - *State of Health*), que reflete a capacidade atual da bateria de armazenar e fornecer energia em comparação à sua capacidade nominal de fábrica. A reversão da "sulfatação dura" manifesta-se fisicamente pelo aumento direto do SOH [37, 38].

A determinação precisa da capacidade retida é tipicamente realizada por meio de testes padronizados de descarga à corrente constante. A relação entre a corrente de descarga e a capacidade efetiva de uma bateria de chumbo-ácido não é linear, sendo governada pela Lei de Peukert. De acordo com este princípio empírico, a quantidade de energia extraível de uma bateria diminui à medida que a taxa (corrente) de descarga aumenta [19]. Portanto, avaliações de capacidade devem especificar a taxa de descarga utilizada, usualmente denotada como C/t, onde t é o tempo em horas (por exemplo, a taxa C/20 indica a corrente necessária para descarregar a capacidade nominal em 20 horas).

Ao submeter baterias degradadas a ciclos de equalização e, subsequentemente, a testes de descarga com parâmetros de corte de tensão controlados (ex: tensão mínima de 10,5 V para sistemas de 12 V, visando evitar descargas profundas irreversíveis), é possível mensurar a Capacidade Restaurada (RC - *Restored Capacity*). A comparação entre a capacidade inicial da bateria degradada e a capacidade medida após o tratamento algorítmico fornece a validação quantitativa da eficácia da quebra termodinâmica dos cristais de sulfato, comprovando o restabelecimento da integridade eletroquímica do sistema [27, 37].

## 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção, detalham-se a arquitetura do sistema proposto e a lógica de controle matemático implementada no algoritmo de revitalização. A metodologia delineada foca na integração entre o monitoramento contínuo de variáveis elétricas (tensão e corrente) e a tomada de decisão para a execução precisa do regime IUIa modificado. Para validar a teoria termodinâmica sem as variáveis de perturbação inerentes ao desenvolvimento inicial de um hardware (protótipo físico), adotou-se uma rigorosa abordagem de emulação experimental.

### 3.1. DESENVOLVIMENTO DO ALGORITMO DE CONTROLE (O REGIME IUIA MODIFICADO)

A parte central deste trabalho é o algoritmo de controle de estados, estruturado para transitar entre as quatro fases operacionais de forma segura e eficiente. O diferencial tecnológico reside no cálculo da derivada *dV/dt* para a tomada de decisão autônoma de encerramento da dessulfatação. A sequência lógica programada é descrita a seguir:

1. **Fase I (Corrente Constante - Bulk)**: O controlador inicia a carga aplicando uma corrente constante, tipicamente fixada em 0,1C10 (onde C10 representa a capacidade nominal de descarga em 10 horas). Esta fase permanece ativa até que a tensão nos terminais da bateria atinja o *setpoint* de absorção estipulado (ex: 14,4 V a 14,8 V, ajustável termicamente).
2. **Fase U (Tensão Constante - Absorção)**: A tensão é rigorosamente mantida no *setpoint* alcançado na fase anterior, enquanto a corrente decai naturalmente à medida que a resistência interna da bateria aumenta com a aceitação da carga. A transição para a próxima etapa ocorre quando a corrente de absorção atinge um valor mínimo de "cauda" (tipicamente 0,02C10).
3. **Fase a (Flutuação - Float)**: Imediatamente após a detecção do platô ($dV/dt \approx 0$), o controlador reduz e estabiliza a tensão para 13,5 V. Esta fase final mantém a bateria em estado de prontidão, compensando a autodescarga natural sem estressar os eletrodos.

4. **Fase Ia (Equalização Automatizada / Revitalização)**: É nesta etapa que ocorre a quebra da sulfatação dura. O sistema volta a operar em corrente constante, porém em baixíssima intensidade (fixada na ordem de 0,01C10 a 0,03C10). O algoritmo monitora continuamente a inclinação da curva de tensão. O critério absoluto de parada é definido pela inequação $dV/dt < \varepsilon$, onde $\varepsilon$ é uma constante de limiar próxima a zero. O atingimento deste limiar identifica matematicamente o platô de saturação eletroquímica (início da eletrólise).

### 3.2. CONFIGURAÇÃO EXPERIMENTAL (INSTRUMENTAÇÃO E MATERIAIS)

Para a execução e registro computacional dos ensaios, montou-se uma bancada experimental composta por equipamentos de aferição de alta precisão. A aplicação de carga foi realizada por meio de uma Fonte de Alimentação de Corrente Contínua regulável, modelo Minipa MPS-3005A (30V/3A), que atuou como o "estágio de potência" do sistema (Figura 6). A precisão de corrente desta fonte CC é de $\pm 2\times10^{-3}$ + 6 mA, a precisão do voltímetro é de ±1% da leitura + 2 dígitos e a precisão do amperímetro é de ±2% da leitura + 2 dígitos, todos a temperaturas ambientes de 23°C ± 5°C. Condição atingida pela realização dos testes em sala climatizada.

Para controlar, monitorar e registrar a descarga, empregou-se um Analisador de Bateria Computadorizado (CBA IV, West Mountain Radio), que atua como um "sensor" de aquisição de dados, o qual é ilustrado na Figura 7. Este equipamento permite a medição contínua da dinâmica elétrica e gera gráficos de tensão e corrente em tempo real por meio de seu programa de interface nativo (Figura 8). O software do CBA IV permitiu a medição contínua e gerou dados de descarga ao longo dos testes para análise subsequente. O Estado de Saúde (SOH) da bateria foi monitorado antes e após o processo de dessulfatação para avaliar as melhorias de desempenho. Para a avaliação quantitativa do Estado de Saúde (SOH - *State of Health*) e da resistência interna ôhmica das células, antes e após as intervenções, utilizou-se o Testador de Baterias ANCEL BST100 (Figura 9). Estes testes permitiram avaliar o nível de degradação inicial e a eficácia da reversão dos cristais de sulfato, correlacionando o armazenamento de energia com a longevidade do dispositivo.



**Figura 6**: Fonte de alimentação DC 3A 30V. Fonte: Elaborado pelo autor.




**Figura 7**: Analisador de Bateria Computadorizado (Computerized Battery Analyzer – CBA). Fonte: Elaborado pelo autor.

À medida que a bateria era carregada, sua tensão aumentava, mas foi limitada a 16,2 V, o que corresponde à tensão máxima teórica de equalização [10]. Quando a bateria se aproximava da carga completa, a taxa de aumento da tensão diminuía até se estabilizar, sinalizando que a carga estava completa e a bateria estava pronta para ser descarregada. Este ciclo foi repetido para eliminar progressivamente o acúmulo de sulfato de chumbo dentro da bateria, visando restaurá-la à sua condição original e, assim, prolongar sua vida útil.



**Figura 8**: Programa de interface para análise de baterias (CBA software). Fonte: Elaborado pelo autor.



**Figura 9**: Testador de bateria ANCEL BST100. Fonte: Elaborado pelo autor.

### 3.3. Protocolo de Testes e Caracterização

Para validar a eficácia do algoritmo de revitalização em cenários reais, foram selecionadas baterias de chumbo-ácido inundadas e seladas VRLA que apresentavam de três a cinco anos de uso em campo. Estas amostras exibiam sinais claros de sulfatação severa, caracterizados por impedância interna elevada e acentuada redução da capacidade nominal de armazenamento. O protocolo experimental foi rigorosamente dividido em três etapas:

- **Caracterização Inicial**: Inspeção com o testador ANCEL BST100 seguida de um ensaio de descarga profunda controlada pelo CBA IV (regime C10 ou C20 até a tensão de corte estipulada) para determinar a capacidade residual e o SOH inicial.
- **Ciclo de Revitalização (Regime IUIa)**: Aplicação do protocolo de carga focado na Fase Ia (Equalização), com aquisição contínua dos dados de Tensão (V) e Corrente (I), possibilitando o acompanhamento dinâmico do gradiente *dV/dt*.
- **Caracterização Final**: Após um período de repouso (para estabilização térmica e química), realizou-se um novo ensaio de descarga com os mesmos parâmetros iniciais para quantificar o ganho de Capacidade Restaurada (RC) e a respectiva redução da resistência interna.

### 3.4. Procedimento de Emulação do Algoritmo (Metodologia *Human-in-the-Loop*)

A validação de um novo algoritmo de controle eletrônico requer a comprovação de que as premissas químicas e matemáticas são verdadeiras no mundo real. Para validar o critério do platô de tensão sem as interferências (ruídos de *hardware*, aquecimento de componentes, falhas de montagem) de um protótipo microcontrolado nas fases iniciais da pesquisa, adotou-se a metodologia de emulação experimental em malha aberta, conhecida como *human-in-the-loop* (humano no laço de controle).

Nesta configuração, o pesquisador atuou desempenhando a função lógica exata do microcontrolador proposto no item 3.1. O pesquisador monitorou em tempo real as leituras da fonte de alimentação, aplicando visual e matematicamente o critério da derivada. Ao identificar o achatamento absoluto da curva — condição na qual a tensão para de subir no tempo, confirmando o limiar de saturação eletroquímica ($dV/dt \approx 0$) —, o pesquisador operou imediatamente a transição manual na fonte CC, interrompendo a equalização (Fase Ia) e reajustando os parâmetros para o estágio de flutuação (Fase a).

Essa metodologia garantiu o isolamento do fenômeno: provou-se que o comportamento químico da bateria responde exatamente conforme teorizado pelo algoritmo. Dessa forma, demonstrou-se a viabilidade lógica (Prova de Conceito) do critério termodinâmico para o posterior desenvolvimento de embarcados de *hardware* totalmente

automatizados em trabalhos futuros.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo apresenta os resultados empíricos obtidos na validação da lógica de controle do algoritmo e discute a eficácia do regime IUIa modificado (com foco na detecção da derivada *dV/dt*) na revitalização de baterias de chumbo-ácido degradadas.

### 4.1. ANÁLISE DO PERFIL DE TENSÃO E VALIDAÇÃO DO CRITÉRIO DO PLATÔ (*DV/DT*)

O comportamento elétrico das baterias durante a Fase Ia (Equalização Automatizada) confirmou as premissas termodinâmicas estabelecidas. Sob a injeção contínua de baixíssima corrente (na ordem de 0,01C10 a 0,03C10), observou-se que a tensão das células — inicialmente na faixa de absorção (13,5 V a 14,4 V) — elevou-se de forma gradual e assintótica, refletindo a quebra progressiva da resistência imposta pela "sulfatação dura". A identificação da tensão na fonte de corrente contínua mostrou que se atingiu um pico de estabilidade absoluta (platô) em aproximadamente 16,2 V. Exatamente neste ponto, a variação da tensão no tempo tornou-se nula ($dV/dt \approx 0$). Atuando com base na metodologia de emulação *human-in-the-loop* descrita na Seção 3.4, a transição para a Fase de Flutuação foi comandada prontamente ao se identificar este limiar matemático.

Este comportamento prático valida a hipótese central do algoritmo: a identificação dinâmica do platô é substancialmente superior ao uso de temporizadores fixos ou *setpoints* estáticos de tensão. Ao atuar apenas com base na resposta química em tempo real da bateria, o sistema garante que a energia de dessulfatação seja aplicada pelo tempo exato necessário. A inspeção visual e o monitoramento térmico confirmaram que o corte baseado na derivada mitigou a ocorrência de gaseificação excessiva (*gassing*) e eliminou qualquer risco de fuga térmica (*thermal runaway*), mantendo a integridade estrutural das placas.

### 4.2. ESTUDOS DE CASO: RECUPERAÇÃO DE CAPACIDADE E ESTADO DE SAÚDE (SOH)

Para quantificar o impacto do processo, baterias em final de vida útil presumida foram submetidas a ensaios de ciclagem. Os resultados refletem a eficácia do método em superar a regra de Von Weimarn (dissolvendo grandes cristais) por meio de sucessivos ciclos controlados [19].

#### 4.2.1. CARGA E DESCARGA: BATERIA TUDOR VRLA INUNDADA (100 AH)

A primeira amostra analisada foi uma bateria Tudor VRLA de 12 V, 100 Ah (C20), 760 CCA. Inicialmente, após anos de uso operando sob regimes de subcarga crônica, a bateria apresentava um Estado de Saúde (SOH) de apenas 60%, indicando uma degradação severa e extensa sulfatação. Uma tentativa inicial de carregamento com parâmetros convencionais (corte estático em 14,5 V) revelou baixa aceitação de carga, elevando o SOH de forma insatisfatória e mantendo a resistência interna elevada (aprox. 4,78 mΩ), comprovando que tensões limitadas não quebram a barreira de sulfatação profunda.

Sob a aplicação do protocolo IUIa modificado, a bateria foi submetida a 20 ciclos de carga-descarga a uma corrente constante de 1,0 A (C/100). Nos ciclos iniciais, os tempos de carregamento foram longos e as curvas de tensão irregulares. Contudo, à medida que os ciclos avançaram, o gradiente de tensão estabilizou-se. O processo evidenciou uma clara progressão: o SOH subiu gradativamente de 38%, ultrapassando as marcas de 60% e 76% em ciclos intermediários, até atingir o seu ápice.

O limite de descarga foi ajustado de forma conservadora pelo software CBA IV, descendo até 10,5 V (tensão mínima segura para evitar danos). Em conformidade com a Lei de Peukert, a corrente de descarga foi estritamente controlada para corresponder ao balanço energético da carga. A medição final de capacidade, no último ciclo (ilustrado na Figura 10), indicou um SOH restaurado para 92%. Isso representa um ganho líquido de

capacidade superior a 140% em relação ao estado inicial de degradação, validando a alta responsividade de baterias robustas à dessulfatação de baixa corrente.

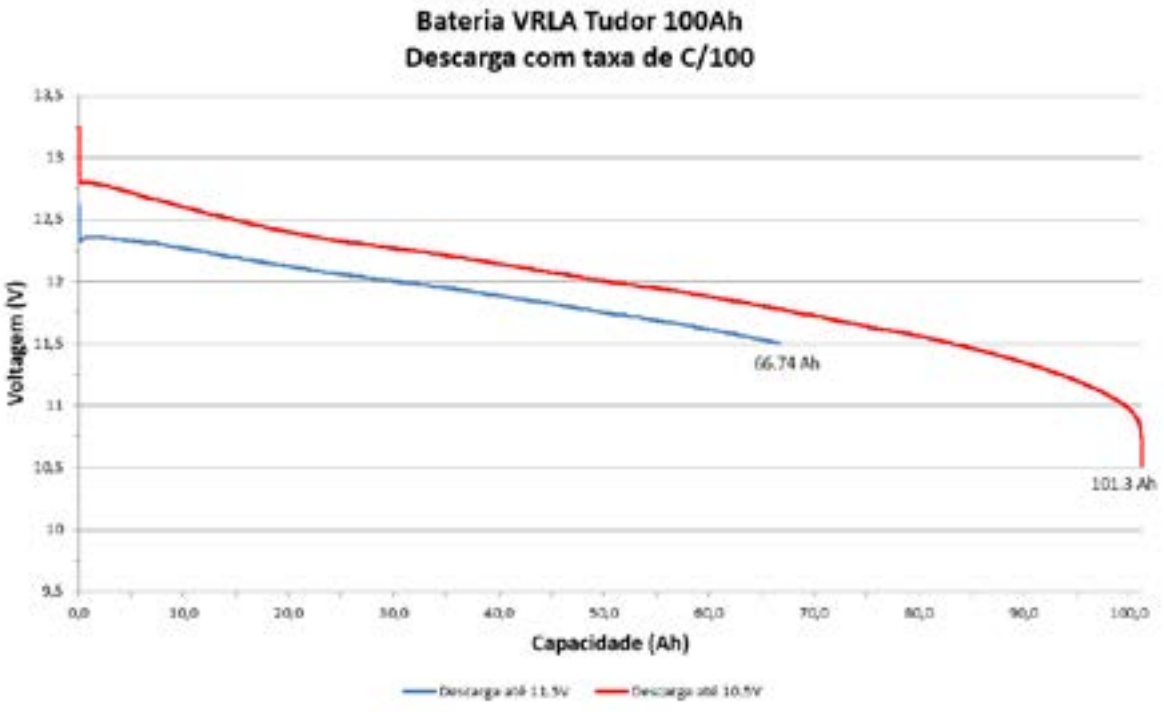



**Figura 10**: Queda de tensão durante a descarga. A linha azul indica uma etapa intermediária do tratamento e a linha vermelha representa o passo de descarga final (capacidade restaurada). Fonte: Elaborado pelo autor.

### 4.2.2. Carga e Descarga: Bateria Moura VRLA Inundada (60 Ah)

A segunda amostra, uma bateria Moura VRLA de 12 V e 60 Ah (C20), iniciou os testes com um SOH de aproximadamente 42%. Foi submetida a 30 ciclos de dessulfatação com uma corrente proporcionalmente injetada de 0,3 A. O teste final de descarga a 3 A (C/20) revelou um SOH restaurado de 75%.

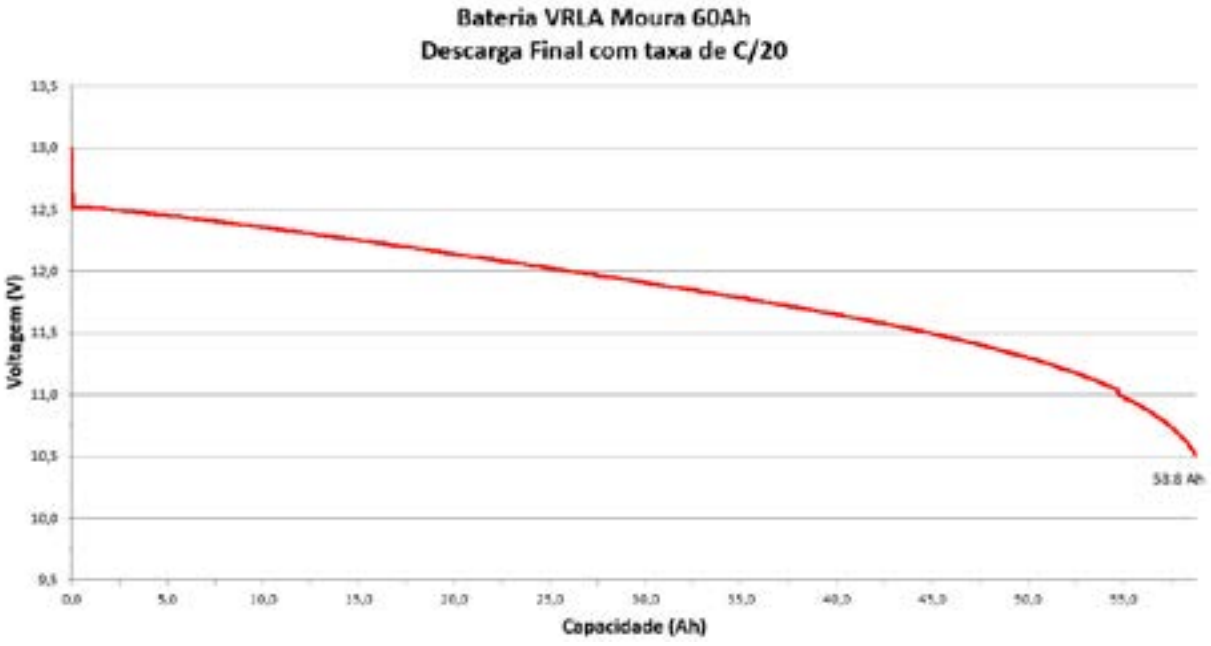



**Figura 11**: Queda de tensão durante a descarga final da bateria Moura 60 Ah após a revitalização. Fonte: Elaborado pelo autor.

Embora o ganho tenha sido notável e suficiente para recolocar o equipamento em operação, a recuperação foi ligeiramente inferior à da amostra de 100 Ah (Figura 11). Esse fenômeno é justificado na literatura por limitações construtivas e histórico de uso: fatores como menor área de superfície ativa dos eletrodos e uma malha de sulfato mais densificada reduzem a taxa absoluta de recuperação, reforçando que a eficácia termodinâmica da dessulfatação depende parcialmente da arquitetura interna da bateria [40, 41].

### 4.3. Síntese do Fenômeno e Redução da Impedância

Os resultados dos ensaios comprovam de forma quantitativa que a maior parcela da perda de capacidade destas baterias não decorria de um desgaste mecânico irreversível (como corrosão avançada da grade ou desprendimento total de material ativo), mas sim de um isolamento químico reversível. As medições de impedância pós-tratamento indicaram uma redução consistente na resistência interna em todas as amostras, confirmando estruturalmente o que a curva matemática $dV/dt \approx 0$ apontava: a reconversão do cristal isolante de $PbSO_4$ em material condutor útil.

### 4.4. Sustentabilidade e Impacto Econômico (LCOE) em Sistemas Off-Grid

A comparação do algoritmo desenvolvido frente aos controladores tradicionais de *setpoint* fixo (14,4 V – 14,8 V) destaca a defasagem operacional das tecnologias convencionais. Enquanto sistemas padrão permitem que a "sulfatação dura" se acumule passivamente, conduzindo a bateria ao descarte prematuro, o regime IUIa modificado atua proativamente na causa raiz da degradação.

A demonstração empírica de que o SOH pode ser restaurado de níveis críticos (≈40%) para patamares operacionais de excelência (75-92%) sugere uma alteração direta no paradigma de dimensionamento energético. O emprego da eletrônica de potência baseada no critério da derivada tem o potencial de estender expressivamente a vida útil dos acumuladores, dobrando o tempo de serviço estimado antes da necessidade de substituição. Em sistemas fotovoltaicos off-grid, essa mitigação da obsolescência traduz-se em uma redução drástica no Custo Nivelado de Energia (LCOE - *Levelized Cost of Energy*). Além do fator econômico, a diminuição da rotatividade das baterias de chumbo-ácido promove uma redução profunda no impacto ambiental, evitando descartes prematuros de metais pesados e eletrólitos tóxicos, validando a sustentabilidade e a viabilidade da aplicação de controladores inteligentes [42, 43].

## 5. CONCLUSÃO

Este estudo propôs e validou com sucesso o desenvolvimento teórico e algorítmico de um controlador de carga inteligente focado na revitalização de baterias de chumbo-ácido, utilizando o regime IUIa modificado. A aplicação da metodologia empírica de emulação (*human-in-the-loop*) comprovou categoricamente que o uso da derivada da tensão ($dV/dt \approx 0$) como critério de corte é uma abordagem termodinâmica e operacionalmente superior aos tradicionais temporizadores e *setpoints* fixos. O monitoramento do platô de saturação evitou a sobrecarga, anulou o risco de fuga térmica (*thermal runaway*) e garantiu que a energia fornecida fosse exclusivamente direcionada para a dissolução dos cristais de "sulfatação dura".

Os ensaios experimentais confirmaram a eficácia do protocolo de equalização em baixas correntes, demonstrando ganhos expressivos em diferentes capacidades e arquiteturas. No caso da bateria Tudor VRLA de 100 Ah, o sistema evidenciou altíssima responsividade à dessulfatação eletroquímica, restaurando o Estado de Saúde (SOH) de um patamar crítico de 38% para 92%. Esse desempenho notável é atribuído à robustez de sua construção interna e à expressiva massa de material ativo disponível para reconversão. De forma complementar, os testes realizados na bateria Moura VRLA de 60 Ah — que evoluiu de um SOH inicial de 42% para 75% — validaram a viabilidade do método para sistemas de

menor porte. Embora a taxa de recuperação percentual da segunda amostra tenha sido inferior (fator justificado pela menor área de superfície ativa dos eletrodos e maior densificação cristalina do sulfato), a reversão foi substancial o suficiente para permitir a reinserção segura do acumulador em operação.

De maneira global, os resultados ratificam que a perda prematura de capacidade em baterias submetidas a regimes intermitentes (como em sistemas fotovoltaicos *off-grid*) advém primordialmente de barreiras químicas reversíveis, e não de degradação mecânica definitiva. A implementação deste controle algorítmico possui o potencial de estender drasticamente a vida útil dos bancos de baterias, impactando positivamente a viabilidade financeira das microrredes pela redução do Custo Nivelado de Energia (LCOE).

Sob a ótica da sustentabilidade global, a adoção de protocolos inteligentes de dessulfatação desempenha um papel crucial ao reduzir a frequência de descartes prematuros, mitigando o impacto ambiental severo atrelado aos resíduos de chumbo e ácido sulfúrico. Por fim, tendo sido comprovada a validade do critério algorítmico (*dV/dt*) e a fenomenologia química da recuperação, trabalhos futuros devem se concentrar na transição deste modelo lógico para o desenvolvimento de um hardware embarcado autônomo (protótipo físico), consolidando um equipamento comercial escalável para a gestão sustentável de ativos energéticos.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao governo brasileiro pelo apoio recebido de agências de fomento como o CNPq e a Capes, que apoiam e viabilizam os programas de mestrado e doutorado no PPG3M da UFRGS.

## REFERÊNCIAS

[1] RUETSCHI, P., Review on the Lead-Acid battery science and technology. Journal of Power Sources, v. 2 (1), pp. 3–24, 1977. https://doi.org/10.1016/0378-7753(77)85003-9.

[2] MAY, G. J.; DAVIDSON, A.; MONAHOV, B., Lead batteries for utility energy storage: A review. Journal of Energy Storage, v. 15, pp. 145-157, 2018. https://doi.org/10.1016/j.est.2017.11.008.

[3] JUNG, J., ZHANG, L, ZHANG, J., Fundamentals of lead-acid rechargeable batteries. Lead-acid battery technologies: Fundamentals, materials and applications. Boca Raton: CRC Press, 2016, pp. 2-65.

[4] IPCS. Environmental Health Criteria 85: Lead – Environmental Effects. Geneva. WHO, 1989.

[5] HUTCHINSON, R. Temperature effects on sealed lead acid batteries and charging techniques to prolong cycle life (No. SAND2004-3149). Albuquerque, NM, and Livermore, CA (United States): Sandia National Laboratories SNL, 2004.

[6] RUETSCHI, P., Aging mechanisms and service life of lead–acid batteries. Journal of Power Sources, v. 127 (1–2), pp. 33–44, 2004. https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2003.09.052.

[7] CATHERINO, H. A., FERES, F. F., TRINIDAD, F., Sulfation in lead–acid batteries. Journal of Power Sources, v. 129 (1), pp. 113–120, 2004. https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2003.11.003.

[8] YANG, J., et al., Review on the research of failure modes and mechanism for lead–acid batteries. International Journal of Energy Research, v. 41 (3), p. 336–352, 2017. DOI:10.1002/er.3613.

[9] SHI, Y., FERONE, C. A., RAHN, C. D., Identification and remediation of sulfation in lead-acid batteries using cell voltage and pressure sensing. Journal of Power Sources, v. 221 (1), pp. 177–185, 2013. https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2012.08.013.

[10] SILVA, L. A. A. da, & SCHAEFFER, L. (2026). Efeito da máxima carga de equalização teórica com baixa intensidade de corrente constante na vida útil de baterias estacionárias de chumbo ácido inundadas para aplicações em sistemas residenciais fotovoltaicos. Revista DCS, 23(90), e5280, 2026. https://doi.org/10.54899/dcs.v23i90.5280.

[11] GENERAL ELECTRIC, The Sealed Lead Battery Handbook, Gainesville FL, USA, 1979.

[12] LINDEN, D.; REDDY, B., Handbook of Batteries. Third edition ed., McGraw-Hill Handbooks, 2002.

[13] PAVLOV, D., Lead-Acid Batteries Science and Technology: A handbook of lead-acid battery technology and its influence on the product. Amsterdam: Elsevier, 2011.

[14] WITTE, O. A., The Automobile Storage Battery: Its care and repair. ABE (American Bureau of Engineering, Inc.). Chicago, 1922.

[15] BULLOCK, K., Lead-acid batteries. Journal of Power Sources, v. 51, pp. 1-17, 1994. https://doi.org/10.1016/0378-7753(94)01952-5.

[16] LOPES, P. P., STAMENKOVIC, V. R., Past, present, and future of lead–acid batteries. Science, v. 369 (6506), pp. 923–924, 2020. DOI:10.1126/science.abd3352.

[17] GLADSTONE, J. H.; TRIBE, A., The chemistry of the Planté and Faure accumulator. Nature, v. 25, pp. 221-223, 1882.

[18] BAIRD, J. K., HILL, S. C., CLUNIE, J. C., Kinetics of protein crystal nucleation and growth in the batch method. Journal of Crystal Growth, v. 196 (2-4), pp. 220–225, 1999. https://doi.org/10.1016/S0022-0248(98)00839-2.

[19] TAKEHARA, Z., KANAMURA, K., Effect on cathodic reduction of β-PbO2 in sulfuric acid solution of surface concentration of Pb2+ ions formed on β-PbO2. Electrochimica Acta, v. 29 (12), pp. 1643–1648, 1984. https://doi.org/10.1016/0013-4686(84)89004-0.

[20] KANAMURA, K., TAKEHARA, Z., Microscopic reaction site model for cathodic reduction of lead sulfate to lead, Journal of the Electrochemical Society, v. 139 (2), pp. 345–351, 1992. DOI 0.1149/1.2069218.

[21] TAKEHARA, Z. I., Dissolution and precipitation reactions of lead sulfate in positive and negative electrodes in lead acid battery. Journal of Power Sources, v. 85 (1), pp. 29–37, 2000. https://doi.org/10.1016/S0378-7753(99)00378-X.

[22] BRODA, B., INZELT, G., Investigation of the electrochemical behavior of lead dioxide in aqueous sulfuric acid solutions by using the in situ EQCM technique. Journal of Solid State Electrochemistry, v. 24, pp. 1–10, 2020. https://doi.org/10.1007/s10008-019-04450-y.

[23] TOMANTSCHGER, K., et al., Laboratory and field evaluations of Optima VRLA batteries utilizing rapid charging. Thirteenth Annual Battery Conference on Applications and Advances. Proceedings of the Conference, 1998: pp. 173–178. https://api.semanticscholar.org/CorpusID:111353393.

[24] BODE, H., Lead Acid Batteries (The Electrochemical Society Series), John Wiley and Sons, New York, 1977. 387p.

[25] LOHNER, A., KARDEN, E., DE DONCKER, R. W., Charge equalizing and lifetime increasing with a new charging method for VRLA batteries, Proceedings of Power and Energy Systems in Converging Markets, Melbourne, VIC, Australia, pp. 407-411, 1997. doi: 10.1109/INTLEC.1997.645919.

[26] HUA, A. C.-C., SYUE, B. Z.-W., Charge and discharge characteristics of lead-acid battery and LiFePO4 battery, in: The 2010 International Power Electronics Conference - ECCE ASIA -, Sapporo, Japan, 2010, pp. 1478-1483. doi: 10.1109/IPEC.2010.5544506.

[27] KREIN, P. T., BALOG, R., Life extension through charge equalization of lead-acid batteries, 24th Annual International Telecommunications Energy Conference, Montreal, QC, Canada, 2002, pp. 516-523, doi: 10.1109/INTLEC.2002. 1048705.

[28] VINAL, G. W., Storage Batteries. Fourth edition ed., Wiley, New York, 1955.

[29] BELMOKHTAR, K., et al., Charge equalization systems for serial valve regulated lead-acid (VRLA) connected batteries in hybrid power systems applications, Energy Procedia, v. 99, pp. 277-284, 2016. https://doi.org/10.1016/j.egypro.2016.10.117.

[30] KUTKUT, N. H., DIVAN, M. D., NOVOTNY, D. W., Charge Equalization for Series Connected Battery Strings, Proceedings of 1994 IEEE Industry Applications Society Annual Meeting, Denver, CO, USA, 1994, pp. 1008-105, v. 2. doi: 10.1109/IAS.1994.377541.

[31] ROY, A., PATIL, R. B., SEN, R., The effect of fast charging and equalization on the reliability and cycle life of the lead acid batteries. Journal of Energy Storage, v. 55, part D, 105841, 2022. https://doi.org/10.1016/j.est.2022.105841.

[32] GALLARDO-LOZANO, J., et. al., Battery equalization active methods, Journal of Power Sources, v. 246, pp. 934-949, 2014. https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2013.08.026.

[33] SERHAN, H. A., AHMED, E. M., "Effect of the different charging techniques on battery life-time: Review," 2018 International Conference on Innovative Trends in Computer Engineering (ITCE), Aswan, Egypt, pp. 421-426, 2018. doi: 10.1109/ITCE.2018.8316661.

[34] FRANKE, M., KOWAL, J., Empirical sulfation model for valve-regulated leadacid batteries under cycling operation. Journal of Power Sources v. 380, pp. 76–82, 2018. doi:10.1016/j.jpowsour.2018.01.053.

[35] JUANICO, D. E. O., Revitalizing lead-acid battery technology: a comprehensive review on material and operation-based interventions with a novel sound-assisted charging method. Frontiers in Batteries and Electrochemistry, v. 2:1268412, 2024. DOI: 10.3389/fbael.2023.1268412.

[36] HORKOS, P. G., YAMMINE, E., KARAMI, N., Review on different charging techniques of lead-acid batteries. 2015 International Conference on Technological Advances in Electrical, Electronics and Computer Engineering (TAEECE), Beirut, Lebanon, 2015, pp. 27-32. DOI: 10.1109/TAEECE.2015.7113595.

[37] CUGNET, M., DUBARRY, M., LIAW, B. Y., Peukert's law of a Lead-acid battery simulated by a mathematical model, Electrochemical Society, 25 (35), 2021. DOI 10.1149/1.3414021.

[38] BROWN, H. G., The Lead Storage Battery. Forth Edition, J. Sherratt, Altrincham, Cheshire, 1959.

[39] MOON, B., JUN, et al., A study on the modified Arrhenius equation using the oxygen permeation block mode of crosslink structure, Polymers, v. 11 (1), 136, 2019. https://doi.org/10.3390/polym11010136.

[40] KUTKUT, N. H., Life cycle testing of series battery strings with individual battery equalizers, white paper, Power Designers, Inc., Madison, WI, 2000. Available: http://www.powerdesigners.com/products/PowerCheq/HEV_Paper.pdf.

[41] FRU, S. E., TSAFACK, P., TANYI, E., An investigation on the impact of the magnitude of electric charging current on the effective energy stored in lead acid batteries, Journal of Energy Storage, v.39, 102581, 2021. https://doi.org/10.1016/j.est.2021.102581.

[42] ANTONANZAS-TORRES, F.; ANTONANZAS, J.; BLANCO-FERNANDEZ, J. Impacto ambiental de sistemas solares residenciais na África Subsaariana. *Sustainability* 2021 , *13* , 9708. https://doi.org/10.3390/su13179708.

[43] SWINGLER, A.; TORREALBA, J. Oportunidade para aprimorar o gerenciamento de baterias de chumbo-ácido em sistemas híbridos de energia fotovoltaica-gerador-bateria com base em dados de campo medidos. *Energies* 2019 , *12* , 2237. https://doi.org/10.3390/en12122237.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# DESMONTAGEM DE CÉLULAS COMERCIAIS DE ÍON-SÓDIO E RECUPERAÇÃO DO ELETRÓLITO POR DESTILAÇÃO A BAIXA TEMPERATURA ASSISTIDA POR VÁCUO

Lucas Melo Machado - Autor [(1)]
Miles Vargas Emmel - Autor [(2)]
Marçal José Rodrigues Pires - Orientador[(3)]
Vicente Mariano Canalli - Orientador[(4)]

**RESUMO**

As baterias de íon-sódio têm recebido atenção crescente como alternativa para sistemas de armazenamento de energia. A desmontagem controlada de células comerciais permite a separação e avaliação de seus componentes internos. A recuperação do eletrólito apresenta dificuldades devido à sua distribuição entre os eletrodos e separadores e à volatilidade de seus componentes. Neste trabalho, são avaliados procedimentos para a desmontagem de células comerciais de íon-sódio e recuperação de seus componentes, com ênfase na coleta do eletrólito. Inicialmente, as células são descarregadas e abertas de forma controlada, permitindo a separação dos componentes sólidos e a determinação de sua composição mássica. Os eletrodos representaram aproximadamente 74% da massa total da célula, enquanto a massa do eletrólito foi estimada em 10,58g, correspondendo a aproximadamente 4%. Diante da dificuldade de coleta direta, foi aplicado um procedimento de destilação a baixa temperatura assistida por vácuo em células previamente resfriadas e perfuradas. Os componentes volatilizados foram conduzidos até uma *trap* criogênica resfriada com nitrogênio líquido, onde foram condensados e coletados. O procedimento possibilitou a recuperação de material

para análises posteriores; entretanto, o volume coletado foi inferior ao esperado, devido à condensação de parte do material nas paredes internas da estufa. Os resultados demonstram a aplicabilidade do procedimento para a recuperação do eletrólito, embora melhorias no sistema sejam necessárias para aumentar a eficiência de coleta.
Key words– baterias de íon-sódio; desmontagem de células; engenharia reversa; destilação assistida por vácuo; recuperação de eletrólito.

(1)Doctoral Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
(2)Undergraduate Student in Mechanical Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(3) Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(4) Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

## DISASSEMBLY OF COMMERCIAL SODIUM-ION CELLS AND ELECTROLYTE RECOVERY BY LOW-TEMPERATURE VACUUM-ASSISTED DISTILLATION

### ABSTRACT

*Sodium-ion batteries have received increasing attention as an alternative for energy storage systems. The controlled disassembly of commercial cells enables the separation and evaluation of their internal components; however, electrolyte recovery remains challenging due to its distribution within the electrodes and separators and the volatility of its components. In this study, procedures for the disassembly of commercial sodium-ion cells and the recovery of their components were evaluated, with emphasis on electrolyte collection. Initially, the cells were discharged and opened under controlled conditions, allowing the separation of the solid components and the determination of their mass composition. The electrodes accounted for approximately 74% of the total cell mass, while the electrolyte mass was estimated at 10.58 g, corresponding to approximately 4%. Due to the difficulty of direct collection, a low-temperature vacuum-assisted distillation procedure was applied to previously cooled and perforated cells. The volatilized components were directed to a cryogenic trap cooled with liquid nitrogen, where they were condensed and collected. The procedure enabled the recovery of material for subsequent analyses; however, the collected volume was lower than expected due to the condensation of part of the material on the inner walls of the vacuum oven. The results demonstrate the applicability of the procedure for electrolyte recovery, although improvements to the system are required to increase collection efficiency.*
*Key words — sodium-ion batteries; cell disassembly; reverse engineering; vacuum-assisted distillation; electrolyte recovery.*

## 1.INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, as baterias de íon-sódio têm recebido atenção crescente da comunidade científica e da indústria de armazenamento de energia. Esse interesse ocorre, principalmente, devido à abundância do sódio na natureza, ao menor custo das matérias-primas e à possibilidade de utilização em aplicações em que o custo final do sistema é um fator determinante [1].

De maneira geral, uma célula de íon-sódio é composta por quatro elementos principais: cátodo, ânodo, eletrólito e separador. Esses componentes atuam em conjunto para garantir o transporte de íons, o armazenamento de carga e a segurança operacional da célula

[1]. Para o estudo individual desses componentes e dos materiais que os constituem, é necessário acessar a estrutura interna da célula. Nesse sentido, a abertura controlada de células comerciais constitui uma etapa importante, uma vez que a desmontagem possibilita a separação dos componentes e a obtenção de amostras para análises posteriores [2].

Entretanto, durante a abertura convencional, a recuperação do eletrólito apresenta maior dificuldade quando comparada à separação dos componentes sólidos. O eletrólito encontra-se absorvido nos poros dos separadores e eletrodos, além de apresentar elevada volatilidade à temperatura ambiente, dificultando sua coleta direta. Sendo assim, torna-se necessário o emprego de procedimentos específicos para sua recuperação.

Uma alternativa para reduzir essas perdas consiste na remoção do eletrólito antes da desmontagem completa da célula. Para isso, pode ser utilizado um processo de destilação a baixa temperatura assistida por vácuo para a recuperação do eletrólito [4]. A aplicação de vácuo durante o tratamento permite reduzir as temperaturas necessárias para a volatilização dos solventes, possibilitando sua extração a partir de células previamente perfuradas e evitando a exposição completa do conjunto eletroquímico ao ambiente [5].

Diante desse contexto, o presente trabalho tem como objetivo avaliar a desmontagem de células comerciais de íon-sódio e a recuperação de seus componentes internos. Inicialmente, foi realizada a abertura convencional das células para identificação e separação dos componentes e determinação de sua composição mássica. A dificuldade associada à coleta do eletrólito durante esse procedimento levou à aplicação de uma metodologia específica para sua recuperação, baseada no resfriamento e na perfuração controlada da célula, seguida de destilação a baixa temperatura assistida por vácuo e condensação criogênica dos componentes volatilizados.

## 2. METODOLOGIA

Neste trabalho foram utilizadas células comerciais de íon-sódio cilíndricas, modelo NaCR32140, fabricadas pela empresa PKNERGY. As principais especificações técnicas das células foram obtidas a partir da ficha técnica fornecida pelo fabricante e estão apresentadas no Quadro 1.

| Parâmetro | Valor |
|---|---|
| Fabricante | PKENERGY |
| Modelo | NaCR32140 |
| Tecnologia | Íon-sódio |
| Capacidade nominal | 10 Ah |
| Capacidade mínima | 9,8 Ah |
| Tensão nominal | 3,0 V |
| Dimensões nominais | Φ32 mm × 140 mm |
| Massa nominal | 265 g |

**Quadro 1**: Principais especificações da célula de íon-sódio utilizada neste estudo. Fonte: Adaptado da ficha técnica do fabricante PKNERGY [3]

As etapas experimentais desenvolvidas neste trabalho compreenderam a descarga controlada das células, a abertura e separação dos componentes internos, a extração do eletrólito por destilação a baixa temperatura assistida por vácuo e a determinação da composição mássica dos componentes obtidos após a desmontagem.

2.1. Descarga das células

Antes da abertura, as células foram submetidas a um procedimento de descarga com o objetivo de reduzir a energia residual armazenada e minimizar riscos associados ao processo de desmontagem. Essa etapa é importante para aumentar a segurança durante o manuseio, reduzindo a probabilidade de ocorrência de curto-circuito, aquecimento excessivo e outros eventos indesejados decorrentes da presença de carga elétrica remanescente.

2.2. Abertura das células

O procedimento de abertura foi realizado em capela de exaustão, utilizando equipamentos de proteção individual (EPIs), incluindo luvas e óculos de segurança. Essas medidas foram adotadas para minimizar a exposição aos componentes internos da célula, especialmente ao eletrólito, e aumentar a segurança durante o processo de desmontagem.

Inicialmente, foi utilizada uma microrretífica rotativa elétrica da marca Dexter, equipada com disco de corte abrasivo. O corte foi realizado de forma gradual e controlada, evitando o avanço excessivo do disco para o interior da célula e, consequentemente, possíveis danos aos componentes internos.

Após a abertura, a carcaça foi removida e o conjunto eletroquímico interno foi retirado. Em seguida, o conjunto foi desenrolado e seus componentes foram separados e organizados individualmente para facilitar sua identificação e posterior quantificação.

2.3.Extração do eletrólito por destilação a baixa temperatura assistida por vácuo

Devido às dificuldades observadas na recuperação direta do eletrólito durante a abertura convencional, foi utilizado um procedimento específico para sua extração antes da desmontagem completa da célula. O método empregado foi baseado na destilação a baixa temperatura assistida por vácuo, adaptada para as células de íon-sódio utilizadas neste trabalho [4,5].

Inicialmente, as células descarregadas foram mantidas em congelamento a −18 °C durante 48 h [4], com o objetivo de reduzir as perdas dos componentes voláteis do eletrólito durante a etapa de perfuração. Após esse período, as células foram perfuradas em capela de exaustão e encaminhadas para o sistema de extração.

O sistema utilizado para a recuperação do eletrólito é composto por uma estufa a vácuo, uma bomba de vácuo e uma *trap* criogênica conectada entre ambos os equipamentos. O sistema também possuía uma entrada de nitrogênio gasoso, utilizada durante a preparação da atmosfera interna, enquanto a trap era resfriada externamente com nitrogênio líquido. A Figura 1 apresenta uma representação esquemática do sistema utilizado no procedimento.

Após a inserção da célula perfurada na estufa, o sistema foi fechado e submetido a ciclos alternados de vácuo e preenchimento com nitrogênio. Inicialmente, a bomba de vácuo foi acionada para reduzir a pressão interna do sistema. Em seguida, a bomba foi desligada e a linha de nitrogênio foi aberta até a equalização da pressão interna com a pressão atmosférica, garantindo o preenchimento do sistema com nitrogênio. Após a equalização, a entrada do gás foi fechada e a bomba de vácuo novamente acionada. Esse procedimento foi repetido duas vezes antes do início da extração.

Após os ciclos de vácuo e nitrogênio, a *trap* criogênica foi resfriada com nitrogênio líquido. A estufa foi então ajustada para a temperatura de 105 °C, mantendo o sistema sob pressão de 450mbar. Nessas condições, os componentes voláteis do eletrólito foram removidos da célula e conduzidos pelo sistema de vácuo até a *trap* criogênica, onde foram condensados e retidos.




**Figura 1:** Representação esquemática do sistema utilizado para extração e coleta do eletrólito. Fonte: Elaborada pelo autor com auxílio do ChatGPT [6].

Ao final do procedimento, o aquecimento e o sistema de vácuo foram desligados. O material condensado na trap criogênica foi então coletado e armazenado para posterior análise.

2.4. Determinação da composição mássica

Inicialmente, foi registrada a massa total da célula antes da abertura. Após a desmontagem, os componentes foram mantidos em capela de exaustão para favorecer a evaporação dos componentes voláteis do eletrólito presentes nos eletrodos e separadores. Em seguida, foram realizadas as pesagens do cátodo, ânodo, separadores, carcaça metálica, componentes metálicos auxiliares e demais materiais recuperados durante o procedimento de desmontagem.

As medições de massa foram realizadas utilizando uma balança analítica BG1000 (Gehaka), com divisão de 0,01g. A partir dos valores obtidos, foram calculadas as frações mássicas de cada componente em relação à massa total da célula.

Devido à volatilidade do eletrólito e à sua distribuição entre os diferentes componentes internos da célula, sua massa não pôde ser determinada diretamente por pesagem. Dessa forma, a massa do eletrólito foi estimada por balanço de massa, considerando a diferença entre a massa inicial da célula e a soma das massas dos componentes recuperados após a desmontagem.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção, são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir dos procedimentos de desmontagem das células comerciais de íon-sódio, identificação e quantificação mássica de seus componentes internos, bem como da recuperação do eletrólito por destilação a baixa temperatura assistida por vácuo.

3.1. Desmontagem e identificação dos componentes internos

A abertura da célula permitiu acessar o conjunto eletroquímico e identificar os principais componentes presentes em sua estrutura interna. Após a remoção da carcaça metálica, foram observadas as conexões entre o conjunto eletroquímico e os terminais da célula, incluindo as regiões de solda apresentadas na Figura 2(a) .

Após a remoção dessas conexões, foi possível retirar o conjunto eletroquímico da carcaça. Conforme apresentado na Figura 2(b), os eletrodos e separadores encontram-se organizados em uma estrutura enrolada no interior da célula. O desenrolamento do conjunto eletroquímico permitiu a separação e visualização individual das diferentes camadas que constituem a célula, conforme apresentado na Figura 2(c).

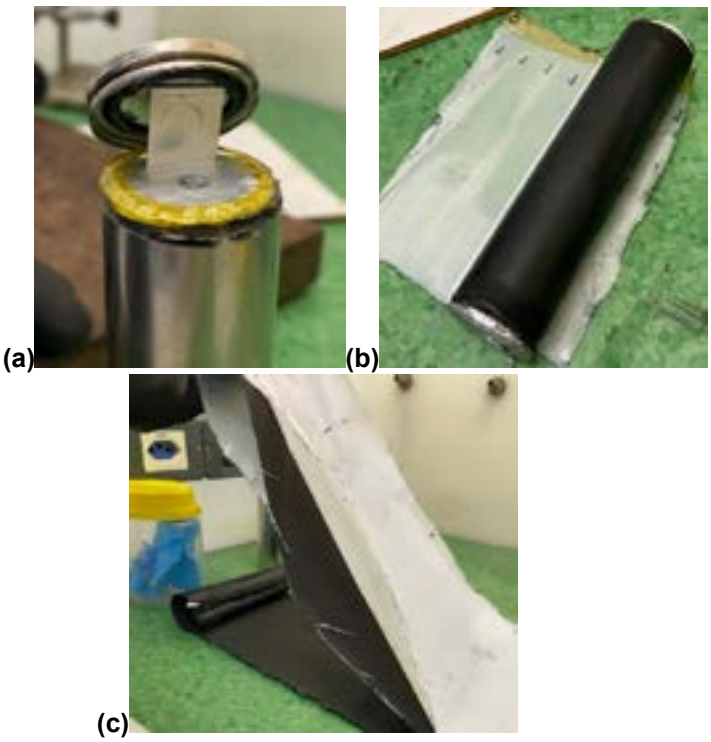


**Figura 2**: (a)Detalhe da conexão soldada entre os componentes internos da célula e o terminal metálico. (b)Conjunto eletroquímico interno da célula imediatamente após sua remoção da carcaça metálica, antes do desenrolamento das camadas. (c) Conjunto eletroquímico após o desenrolamento, evidenciando os eletrodos e separadores presentes na célula.

Entretanto, diferentemente dos componentes sólidos, não foi possível realizar a coleta direta do eletrólito durante a abertura convencional da célula, pois o eletrólito encontrava-se distribuído e absorvido nos poros dos eletrodos e separadores e, após a abertura da carcaça, seus componentes voláteis ficaram expostos ao ambiente, dificultando sua recuperação. Dessa forma, a abertura convencional mostrou-se adequada para a separação dos componentes sólidos, porém apresentou limitações para a recuperação do eletrólito.

3.2. Composição mássica da célula

Após a desmontagem, os componentes sólidos foram separados e pesados individualmente para determinação de suas respectivas frações mássicas. O Quadro 2 apresenta os valores obtidos para cada componente, bem como a massa estimada de eletrólito presente na célula.

Os resultados mostram que os eletrodos representam a maior parcela da massa da célula correspondendo, em conjunto, a aproximadamente 74% da massa total. Em seguida, destacam-se os componentes metálicos, constituídos pela carcaça e pelos componentes metálicos auxiliares, que representam aproximadamente 18% da massa da célula. Os materiais poliméricos, representados pelos separadores e pelo filme plástico interno, correspondem a uma parcela menor da composição total.

Diferentemente dos demais componentes, a massa do eletrólito não foi determinada por pesagem direta. Devido à sua distribuição entre os eletrodos e separadores e às perdas por volatilização durante a abertura, sua massa foi estimada pela diferença entre a massa inicial da célula e a soma das massas dos componentes após a desmontagem e secagem. A massa estimada foi de 10,58 g, correspondente a aproximadamente 4,00% da massa total da célula.

| Componente | Massa (g) | Fração Mássica (%) |
|---|---|---|
| Cátodo | 119,36 | 45,09 |
| Ânodo | 77,29 | 29,19 |
| Carcaça metálica | 30,11 | 11,37 |
| Componentes metálicos auxiliares | 16,75 | 6,33 |
| Eletrólito* | 10,58 | 4,00 |
| Separadores | 10,15 | 3,83 |
| Filme Plástico Interior | 0,51 | 0,19 |
| Total | 264,75 | 100,00 |

* Massa estimada por diferença entre a massa inicial da célula e a soma das massas dos componentes recuperados após a desmontagem e secagem.

**Quadro 2**: Composição mássica dos componentes obtidos após a desmontagem da célula de íon-sódio.

### 3.3. Recuperação do eletrólito

A dificuldade de recuperação do eletrólito observada durante a abertura convencional motivou a aplicação do procedimento de destilação a baixa temperatura assistida por vácuo. Diferentemente da desmontagem completa da célula, a realização da extração a partir da célula apenas perfurada reduziu sua exposição direta ao ambiente e possibilitou o direcionamento dos componentes volatilizados para a *trap* criogênica.

Durante o processo, foi observada a condensação de material na *trap* criogênica, indicando a transferência de componentes voláteis presentes no interior da célula para o sistema de coleta. Após o término do procedimento, o condensado foi removido da *trap* e armazenado para posterior caracterização.

Apesar da obtenção de material condensado na *trap* criogênica, o volume coletado foi inferior ao esperado. Durante o procedimento, observou-se que parte do material volatilizado condensou nas paredes internas da estufa a vácuo, reduzindo a quantidade efetivamente direcionada e recuperada na *trap*. Esse comportamento indica que a configuração utilizada ainda apresenta espaço para melhorias, principalmente em relação à eficiência de transferência e condensação dos componentes volatilizados.

Além disso, o baixo volume recuperado por célula constitui uma limitação para aplicações que demandam maiores quantidades de eletrólito para análises posteriores. Nessas condições, seria necessário processar um número maior de células para obter um volume suficiente de amostra. Dessa forma, melhorias no sistema que reduzam a condensação nas paredes da estufa e favoreçam o direcionamento dos vapores para a *trap* podem aumentar a eficiência de coleta e reduzir a quantidade de células necessária.

A eficiência de recuperação do eletrólito pode ser influenciada pelas condições operacionais e pela configuração do processo, incluindo parâmetros como temperatura, pressão e configuração das células [5].

## CONCLUSÃO

A abertura controlada das células de íon-sódio permitiu a separação e identificação dos principais componentes internos, possibilitando a determinação de sua composição mássica. Os eletrodos representaram a maior parcela da massa total da célula, enquanto a massa do eletrólito foi estimada de forma indireta devido à dificuldade de sua recuperação durante a abertura convencional.

A dificuldade observada na coleta direta do eletrólito demonstrou a necessidade de um procedimento específico para sua recuperação. A aplicação da destilação a baixa temperatura assistida por vácuo em células previamente perfuradas possibilitou a volatilização dos componentes do eletrólito e sua posterior condensação e coleta em *trap* criogênica, demonstrando a viabilidade do procedimento para obtenção de amostras destinadas a análises posteriores.

Entretanto, o volume de material recuperado foi inferior ao esperado, sendo observada a condensação de parte dos componentes volatilizados nas paredes internas da estufa a vácuo. Dessa forma, o sistema ainda apresenta possibilidades de otimização, principalmente quanto ao direcionamento dos vapores e à eficiência de condensação na *trap*. Para a obtenção de maiores volumes de amostra nas condições utilizadas, seria necessário aumentar o número de células processadas ou aprimorar o sistema de coleta.

De modo geral, os procedimentos empregados permitiram tanto a recuperação e quantificação dos componentes sólidos, quanto a coleta do material volátil presente nas células, estabelecendo uma metodologia que pode ser aprimorada e utilizada em estudos posteriores de caracterização dos componentes de células comerciais de íon-sódio.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP, 2103/23) e à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS) pelo apoio à realização deste trabalho, bem como aos professores Dr. Marçal Pires e Dr.Vicente Canalli pelas orientações e contribuições. Por fim, agradecem à Globalbat pelo apoio e colaboração.

## REFERÊNCIAS

[1] DESHMUKH, Kishor et al. Sodium-ion batteries: state-of-the-art technologies and future prospects. Journal of Materials Science, v. 60, p. 3609–3633, 2025. DOI: https://doi.org/10.1007/s10853-025-10671-6

[2] SÁNCHEZ, F. A. L.; LACAVA, P.; ENDRES, S. M. E.; TROJANER, M. R.; VEIT, H. M. Desmontagem e processamento mecânico de baterias automotivas de lítio ferro fosfato (LFP) pós uso para obtenção de frações concentradas em lítio. In: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE RESÍDUOS DE EQUIPAMENTOS ELETROELETRÔNICOS, 6., 2023, Rio de Janeiro.

[3] PKNERGY. Sodium-ion Battery Technology Specification: NaCR32140 10Ah 3.0V. Shenzhen, China, 2024. Ficha técnica.

[4] ZACHMANN, Nils; PETRANIKOVA, Martina; EBIN, Burçak. Electrolyte recovery from spent lithium-ion batteries using a low temperature thermal treatment process. Journal of Industrial and Engineering Chemistry, v. 118, p. 351–361, 2023. DOI: 10.1016/j.jiec.2022.11.020.

[5] TAWONEZVI, Tendai; SINTO, Anele; ZIDE, Dorcas; NOMNQA, Myalelo; BLADERGROEN, Bernard J. Recovery of organic electrolyte solvents from spent perforated Li-ion cells using a low-temperature vacuum-

assisted distillation process. Chemical Engineering Journal Advances, v. 24, art. 100896, 2025. DOI: 10.1016/j.ceja.2025.100896.

[6] OPENAI. ChatGPT. Inteligência artificial. 2026. Disponível em: https://chatgpt.com/. Acesso em: agosto 2026.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA E COMPARAÇÃO DA DENSIDADE DE ENERGIA DE CÉLULAS COMERCIAIS DE ÍON-SÓDIO E $LiFePO_4$

Lucas Melo Machado (1)
Miles Vargas Emmel (2)
Marçal José Rodrigues Pires (3)
Vicente Mariano Canalli (4)

**RESUMO**

O presente trabalho apresenta ensaios de descarga em corrente contínua a uma vez a capacidade (1C) e em temperatura ambiente, conduzidos em células comerciais cilíndricas de íon-sódio NaCR32140 (10 Ah, 3,0 V) e $LiFePO_4$ 32700 (6,0 Ah, 3,2 V). São analisadas as curvas de tensão e a capacidade, além da comparação das densidades de energia gravimétrica e volumétrica estimadas a partir dos *datasheets*. Nos ensaios de descarga, a célula de sódio apresentou capacidade de 9,5 Ah, equivalente a 95% da nominal, enquanto a célula $LiFePO_4$ apresentou 5,9 Ah, equivalente a 99% da nominal. O perfil de descarga das duas células revelou comportamentos eletroquímicos distintos. A célula $LiFePO_4$ apresentou um platô de tensão mais estável, enquanto a célula de sódio exibiu uma queda de tensão mais gradual ao longo de toda a descarga. Esse comportamento é relevante para a parametrização de sistemas de gerenciamento de bateria (*Battery Management System*, BMS) e para a estimativa do estado de carga (*State of Charge*, SOC). A análise da densidade de energia das amostras indicou vantagem da célula $LiFePO_4$ em termos gravimétricos e volumétricos, aspecto que deve ser considerado na seleção da tecnologia utilizada em cada aplicação. Os resultados contribuem para o estabelecimento de parâmetros técnicos de referência para a tecnologia de íon-sódio frente à tecnologia $LiFePO_4$ já consolidada.

Palavras-chave – baterias de íon-sódio, $LiFePO_4$, caracterização elétrica, curva de descarga, densidade de energia, BMS.

(1) Doctoral Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
(2) Undergraduate Student in Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(3) Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(5) Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

# ELECTRICAL CHARACTERIZATION AND ENERGY DENSITY COMPARISON OF COMMERCIAL SODIUM-ION AND $LiFePO_4$ CELLS

**ABSTRACT**

*This work presents direct-current discharge tests at 1C and ambient temperature conducted on commercial cylindrical sodium-ion NaCR32140 (10 Ah, 3.0 V) and $LiFePO_4$ 32700 (6.0 Ah, 3.2 V) cells. Voltage curves and capacity are analyzed, together with a comparison of gravimetric and volumetric energy densities estimated from datasheet data. In the discharge tests, the sodium-ion cell delivered 9.5 Ah, equivalent to 95% of its nominal capacity, while the $LiFePO_4$ cell delivered 5.9 Ah, equivalent to 99% of its nominal capacity. The discharge profiles revealed distinct electrochemical behavior. The $LiFePO_4$ cell exhibited a more stable voltage plateau, whereas the sodium-ion cell showed a more gradual voltage decrease throughout the discharge. This behavior is relevant to battery management system (BMS) parameterization and state-of-charge (SOC) estimation. The energy-density analysis indicated an advantage for the $LiFePO_4$ cell in both gravimetric and volumetric terms, which should be considered when selecting the most suitable technology for each application. The results provide technical reference parameters for sodium-ion technology in comparison with the already established $LiFePO_4$ technology.*

*Keywords – sodium-ion batteries, $LiFePO_4$, electrical characterization, discharge curve, energy density, battery management system.*

## 1. INTRODUÇÃO

Com o aumento da demanda global por energia, os estudos sobre novas tecnologias de armazenamento estão em crescimento, principalmente devido à busca pela redução da poluição e das emissões de gases de efeito estufa. Com o uso cada vez mais amplo das baterias de íons de lítio, novas tecnologias de células começam a se tornar comercialmente disponíveis. Atualmente, as baterias de íons de lítio são utilizadas em praticamente todos os setores elétricos, principalmente na eletromobilidade, abrangendo aplicações que vão desde patinetes elétricos até grandes sistemas de armazenamento de energia. No entanto, essas baterias dependem de recursos minerais que são limitados e concentrados geograficamente. Nesse contexto, as baterias de íons de sódio surgem como uma alternativa devido à elevada disponibilidade desse elemento, cujas reservas são estimadas como aproximadamente mil vezes maiores do que as de lítio [1].

Este artigo tem como objetivo comparar as características elétricas de uma célula de íons de sódio e de uma célula de íons de lítio do tipo $LiFePO_4$, identificando suas principais diferenças de desempenho, sendo que ambas as células são comerciais. Os ensaios foram realizados utilizando um analisador de carga e descarga de células, permitindo monitorar e registrar a temperatura e grandezas elétricas como tensão, corrente e a capacidade em ampere-hora (Ah). Com base nos dados obtidos, são discutidas as principais diferenças entre as células e suas possíveis implicações para a utilização de cada tecnologia.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O funcionamento das baterias de íons de sódio é baseado no transporte reversível de íons $Na^+$ entre os eletrodos positivo e negativo. Durante a carga, os íons de sódio são extraídos do material catódico, atravessam o separador por meio do eletrólito e são armazenados no ânodo. Ao mesmo tempo, os elétrons percorrem o circuito externo em direção ao eletrodo negativo por meio dos coletores de corrente. Durante a descarga, o

processo ocorre no sentido inverso, com os íons $Na^+$ deixando o ânodo e retornando ao cátodo, enquanto os elétrons percorrem o circuito externo, fornecendo energia à carga conectada [2]. As baterias de fosfato de ferro-lítio, conhecidas como LFP ou $LiFePO_4$, tornaram-se uma das químicas de íons de lítio mais utilizadas por apresentarem menor custo relativo, elevada vida útil e maior estabilidade térmica e de segurança quando comparadas a outras químicas de íons de lítio, especialmente aquelas à base de níquel e cobalto [3]. As baterias de íons de sódio, por sua vez, apresentam potencial para se tornarem competitivas em termos de custo em relação às baterias LFP, principalmente devido à maior disponibilidade de matérias-primas e à possibilidade de utilização de materiais menos críticos [1]. Uma das diferenças construtivas que pode contribuir para a redução do custo das células de íons de sódio é a possibilidade de utilização de folhas de alumínio como coletores de corrente nos dois eletrodos. Nas células convencionais de íons de lítio, incluindo as células LFP com ânodo de grafite, utiliza-se normalmente alumínio no eletrodo positivo e cobre no eletrodo negativo. Nas células de íons de sódio, o alumínio também pode ser utilizado como coletor de corrente do ânodo, substituindo o cobre e contribuindo para a redução da massa e do custo da célula [4]. Outra possível vantagem está relacionada à segurança durante condições de sobredescarga, armazenamento e transporte. Determinadas químicas de células de íons de sódio podem ser descarregadas e armazenadas em tensões próximas de 0 V, reduzindo a energia armazenada na célula. Nas células de íons de lítio, a descarga excessiva pode causar a oxidação e a dissolução do coletor de cobre do ânodo, podendo provocar danos internos e comprometer a segurança da célula. Entretanto, a estabilidade das células de íons de sódio em 0 V não é uma característica garantida para todas as químicas, pois depende dos materiais utilizados nos eletrodos, do eletrólito e da estabilidade das interfaces internas da célula [4]. Como as células de íons de lítio e de íons de sódio apresentam estruturas e princípios construtivos semelhantes, as células de sódio também podem ser fabricadas em formatos cilíndricos, prismáticos e *pouch*. Além disso, parte dos processos, equipamentos e da infraestrutura utilizados na fabricação de células de íons de lítio pode ser adaptada para a produção de células de íons de sódio, contribuindo para a expansão industrial dessa tecnologia [1,5].

## 3. METODOLOGIA

O principal objetivo desses ensaios foi garantir que as células fossem cicladas de maneira padronizada, permitindo a reprodução dos procedimentos. Os procedimentos de carga, repouso e descarga foram definidos com base nas recomendações dos fabricantes e, de forma complementar, nos métodos apresentados na ABNT NBR 16975:2021, adotados como referência para a padronização dos ensaios. Para a realização foram selecionadas duas células comerciais, sendo uma de lítio ferro fosfato e outra de íons de sódio. A célula LFP é do modelo 32700, com capacidade de 6,0 Ah, enquanto a célula de sódio NaCR é do modelo 32140, com capacidade de 10,0 Ah. Ambas são células cilíndricas com 32 mm de diâmetro. Entretanto, o comprimento das duas difere, tendo a célula NaCR 140 mm, o dobro do comprimento da célula LFP, de 70 mm, conforme apresentado na Figura 1.



**Figura 1 – Célula LFP em laranja e célula NaCR em azul.**

As características elétricas são próximas, com tensões nominais de 3,2 V para a célula LFP e 3,0 V para a célula NaCR. A tensão final de descarga indicada pelos fabricantes é a mesma, de 2,0 V. Determinadas químicas de células de íons de sódio podem ser armazenadas em tensões próximas de 0 V, mas essa condição depende dos materiais e das recomendações do fabricante, não sendo adotada nos ensaios deste trabalho [4]. A tensão máxima de carga é de 3,95 V para a NaCR e de 3,65 V para a LFP, limites que devem ser respeitados para evitar danos por sobretensão. A corrente máxima de descarga é de 6C para a NaCR, correspondente a 60 A, e de 3C para a LFP, correspondente a 18 A. Essas e as demais informações são apresentadas na Tabela 1.

**Tabela 1 –** Características das células avaliadas.

| Parâmetro | Célula de sódio | Célula LFP |
|---|---|---|
| Modelo | NaCR32140 10 Ah 3,0 V | 32700 6,0 Ah 3,2 V |
| Capacidade nominal | 10 Ah (mín. 9,8 Ah) | 6,0 Ah (mín. 5,8 Ah) |
| Tensão nominal | 3,0 V | 3,2 V |
| Tensão máx. de carga | 3,95 V | 3,65 V |
| Tensão final de descarga | 2,0 V | 2,0 V |
| Descarga contínua máxima | 60 A (6C) | 18 A (3C) |
| Temperatura de operação em carga | -20 a 60 °C | 0 a 60 °C |
| Temperatura de operação em descarga | -40 a 60 °C | -20 a 60 °C |
| Dimensões | Ø32 × 140 mm | Ø32 × 70 mm |
| Massa | 265 g | 145 g |
| Ciclo de vida | ≥ 2000 ciclos | ≥ 2000 ciclos |

Cada ensaio foi repetido três vezes para verificar a consistência dos resultados. Neste trabalho, são apresentadas as curvas de um ensaio representativo de cada célula.

3.1 Procedimento de carga das células

As células foram carregadas em temperatura ambiente (23 °C ± 2 °C). As tensões máximas de carregamento foram ajustadas conforme as especificações fornecidas pelos fabricantes, utilizando o equipamento de ciclagem de células modelo BTS-4008Q-5V15A, da marca NEWARE, conforme apresentado na Figura 2a. Esse equipamento possui precisão de ±0,05% para tensão e ±0,10% para corrente e foi utilizado para garantir o carregamento das células até os valores máximos recomendados, sem exceder os limites definidos pelos fabricantes.

3.2 Ensaios de descarga das células

Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente controlada de 23 °C ± 2 °C. O procedimento foi iniciado após 24 horas de repouso depois da carga, permitindo que as células atingissem o equilíbrio térmico. Em seguida, as células foram conectadas aos terminais do equipamento de teste, respeitando a polaridade correta. A descarga foi realizada a 1C até que a tensão final de 2,0 V fosse atingida. Para a célula de sódio, a corrente de 10 A representa 1C em relação à capacidade nominal de 10 Ah, enquanto, para a célula LFP, a corrente de 6 A representa 1C em relação à capacidade nominal de 6 Ah. Para o monitoramento da temperatura, foi utilizado um sensor posicionado na região central da superfície externa de cada célula. Os dados foram registrados pelo equipamento a cada segundo, possibilitando a geração dos gráficos.

O descarregador Atorch DL24 foi utilizado para realizar a descarga e registrar os dados por meio do software 02-BW150_PC_Application_V1.0.5. Posteriormente, os dados foram tratados por programação em Python para análise e geração dos gráficos, conforme apresentado na Figura 2b.

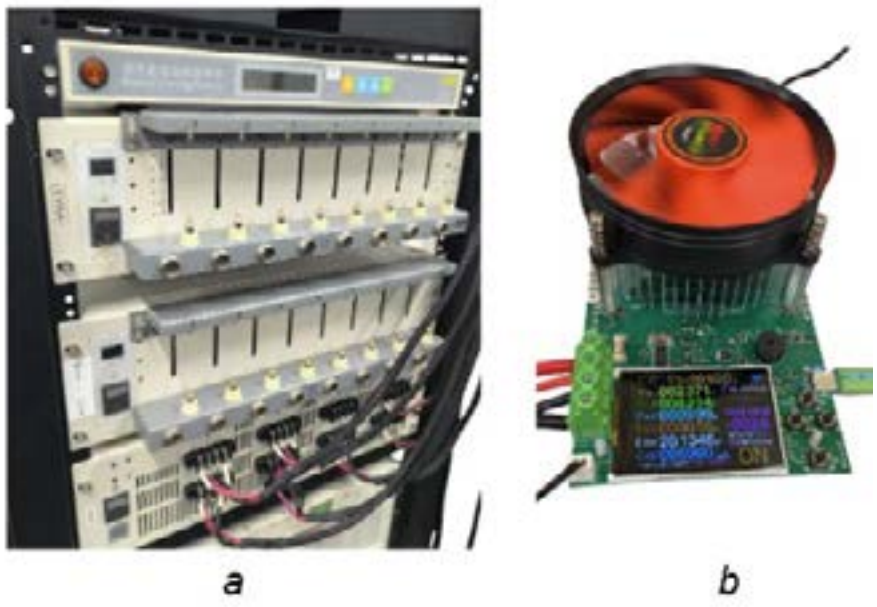



**Figura 2 –** a) Ciclador de células modelo BTS-4008Q-5V15A, da marca NEWARE; b) descarregador Atorch DL24.

### 3.3 Cálculo das densidades de energia

A energia nominal de cada célula foi estimada a partir dos valores de tensão nominal e capacidade nominal informados nos respectivos *datasheets*, conforme o procedimento descrito por De Santis et al. [7] e apresentado na Equação 1:

$$E_n = V_n \cdot C_n \quad (1)$$

em que $E_n$ corresponde à energia nominal da célula, em watt-hora (Wh), $V_n$ é a tensão nominal, em volts (V), e $C_n$ é a capacidade nominal, em ampere-hora (Ah).

A densidade de energia gravimétrica foi calculada pela razão entre a energia nominal e a massa da célula, conforme a Equação 2:

$$E_g = \frac{E_n}{m} \quad (2)$$

No qual Eg representa a densidade de energia gravimétrica, em Wh/kg, e m corresponde à massa da célula, em quilogramas, obtida a partir das informações fornecidas pelos fabricantes.

Para o cálculo da densidade de energia volumétrica, inicialmente foi determinado o volume externo de cada célula. Como as amostras analisadas apresentam formato cilíndrico, o volume foi calculado utilizando o diâmetro e o comprimento informados nos datasheets, conforme a Equação 3:

$$V_c = \pi \left(\frac{D}{2}\right)^2 \cdot L \quad (3)$$

Em que Vc corresponde ao volume externo da célula, D é o diâmetro e L é o comprimento da célula. Quando as dimensões foram utilizadas em milímetros, o volume obtido em milímetros cúbicos foi convertido para litros, considerando-se que:

$$1\,L\ =\ 1.000.000\,mm^3$$

A densidade de energia volumétrica foi calculada pela razão entre a energia nominal e o volume externo da célula, conforme a Equação 4:

$$E_v = \frac{E_n}{V_c} \tag{4}$$

Em que Ev representa a densidade de energia volumétrica, em Wh/L, e Vc corresponde ao volume externo da célula, em litros. Os valores obtidos representam estimativas baseadas nas características nominais, na massa e nas dimensões externas informadas pelos fabricantes. Portanto, esses valores não correspondem diretamente à energia efetivamente fornecida durante os ensaios de descarga, que deve ser determinada pela integração dos valores de tensão e corrente ao longo do tempo.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nos ensaios de descarga a 1C, a célula de sódio, com capacidade nominal de 10 Ah, foi descarregada a 10 A, enquanto a célula LFP, com capacidade nominal de 6 Ah, foi descarregada a 6 A. A célula LFP manteve a tensão mais estável durante grande parte do ensaio, apresentando queda acentuada apenas no final. A célula de sódio apresentou maior variação de tensão ao longo da descarga, conforme apresentado na Figura 3.

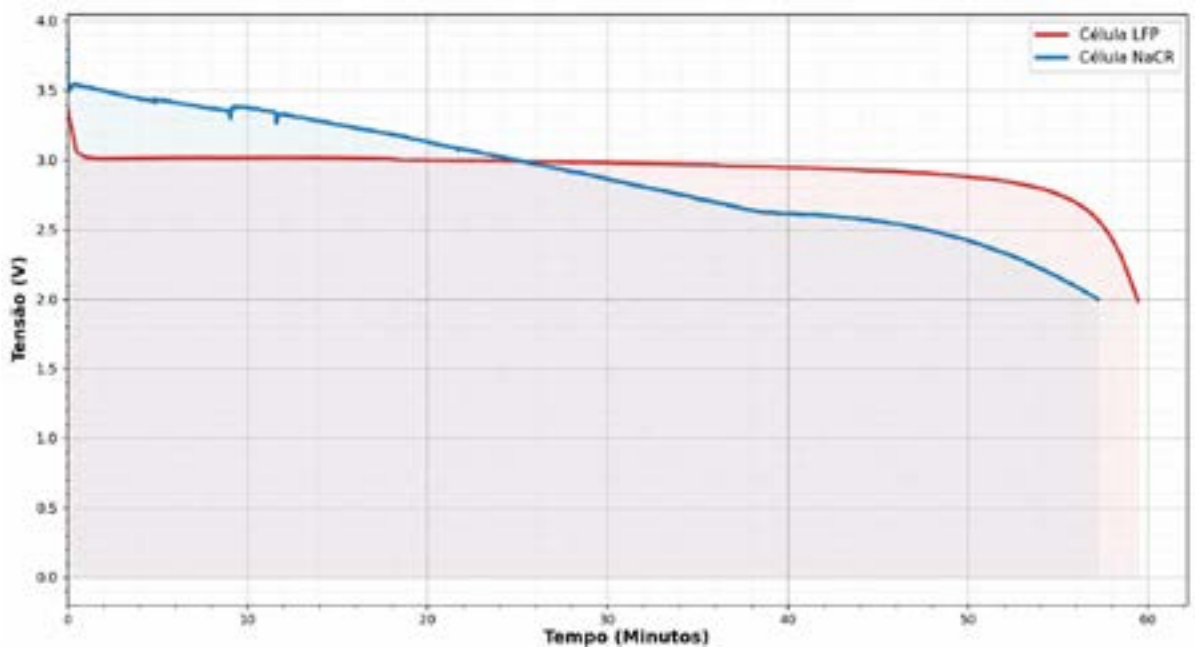



**Figura 3** – Comparação entre os ensaios de descarga das células NaCR e LFP a 1C.

A tensão inicial da célula NaCR foi de 3,9 V e a final de 2,0 V, enquanto a célula LFP apresentou tensão inicial de 3,4 V e final de 2,0 V. O ensaio de descarga teve duração de 57,2 minutos para a célula NaCR e de 59,1 minutos para a LFP. A capacidade final apresentada pela célula NaCR foi de 9,5 Ah, representando 95% da capacidade estabelecida pelo fabricante, enquanto a célula LFP apresentou capacidade final de 5,9 Ah, representando

99% da nominal. Durante os ensaios, a elevação de temperatura da célula NaCR foi de 7,8 °C, enquanto a temperatura da célula LFP aumentou 12,3 °C, conforme apresentado na Tabela 2. Embora a célula NaCR tenha sido descarregada com maior corrente absoluta, apresentou menor elevação de temperatura. Entretanto, como as células possuem dimensões, massas e características construtivas diferentes, esse resultado não pode ser atribuído exclusivamente à química dos eletrodos.

**Tabela 2** – Resultados dos ensaios de descarga a 1C das células NaCR e LFP.

| Parâmetro | Célula de sódio | Célula LFP |
|---|---|---|
| Tensão inicial (V) | 3,9 | 3,4 |
| Tensão final (V) | 2,0 | 2,0 |
| Tempo (min) | 57,2 | 59,1 |
| Corrente (A) | 10,0 | 6,0 |
| Temperatura inicial (°C) | 22,8 | 23,1 |
| Temperatura final (°C) | 30,6 | 35,4 |
| Capacidade (Ah) | 9,5 | 5,9 |
| Capacidade sobre nominal (%) | 95% | 99% |

Após os cálculos, a célula de íons de sódio NaCR32140 apresentou maior energia nominal por unidade, atingindo 30,0 Wh, enquanto a célula LFP 32700 apresentou 19,2 Wh, conforme apresentado na Tabela 3. Essa diferença ocorre principalmente devido à maior capacidade nominal da célula de sódio, de 10 Ah, em comparação aos 6 Ah da célula LFP. Entretanto, quando a energia é relacionada com a massa e o volume das células, a LFP apresenta melhores resultados. A densidade de energia gravimétrica estimada foi de 137,1 Wh/kg para a célula LFP e de 113,2 Wh/kg para a célula de sódio. Da mesma forma, a densidade de energia volumétrica foi de 334,4 Wh/L para a LFP e de 266,4 Wh/L para a célula de sódio.

**Tabela 3 – Resultados dos cálculos de densidade de energia gravimétrica e volumétrica.**

| Parâmetro | NaCR32140 | LFP 32700 | Observação |
|---|---|---|---|
| Energia nominal por célula | 30.0 Wh | 19.2 Wh | A célula de sódio tem maior energia absoluta por possuir 10 Ah. |
| Energia gravimétrica aproximada | 113.2 Wh/kg | 137.1 Wh/kg | Nesta amostra, a LFP apresenta maior energia por massa. |
| Energia volumétrica aproximada | 266.4 Wh/L | 334.4 Wh/L | Nesta amostra, a LFP apresenta maior energia por volume. |

Esses resultados mostram que, embora a célula de sódio armazene maior quantidade de energia absoluta por unidade, a célula LFP apresenta melhor aproveitamento da massa e do volume. Essa diferença deve ser considerada principalmente em aplicações em que o espaço e o peso da bateria são fatores importantes. Os valores apresentados foram calculados utilizando a tensão, a capacidade nominal, a massa e as dimensões externas informadas nos datasheets. Dessa forma, os resultados representam uma estimativa das densidades de energia das células e não substituem a energia efetivamente fornecida durante os ensaios de descarga, determinada a partir dos dados experimentais de tensão, corrente e capacidade.

## 5. CONCLUSÕES

Em termos de capacidade, ambas as células demonstraram boa resposta no ensaio de descarga. A capacidade apresentada pela célula de sódio foi um pouco menor, atingindo 95% do valor nominal, enquanto a célula LFP atingiu 99%. A célula LFP apresentou um perfil de tensão mais estável, o que favorece aplicações que exigem tensão e potência mais constantes, mas dificulta a estimativa do estado de carga (SOC) somente pela tensão durante a região de platô, onde as diferenças são de poucos milivolts. Já a célula de sódio, por apresentar uma curva com queda mais gradual, pode favorecer a correlação entre tensão e SOC, mas também exige conversores e sistemas BMS preparados para uma maior variação de tensão operacional. Esse comportamento apresenta semelhanças com as curvas encontradas em células de Níquel, Cobalto e Manganês (NMC) e em baterias de chumbo-ácido. Pelas características físicas e pelos cálculos das densidades de energia gravimétrica e volumétrica, a célula NaCR avaliada apresenta menor aproveitamento da massa e do volume em comparação à LFP. Para a montagem de packs com tensão equivalente, a menor tensão nominal da célula NaCR pode exigir um número diferente de células em série. Entretanto, a quantidade total de células também depende da capacidade, da energia e da corrente exigidas pela aplicação. Essa característica pode limitar o uso da tecnologia em aplicações nas quais o peso e o espaço são fatores críticos, como em veículos de alto desempenho. Por outro lado, em aplicações como empilhadeiras elétricas, a maior massa do sistema pode ser menos crítica e, em alguns casos, contribuir para o atendimento do peso mínimo utilizado como contrapeso, desde que sejam respeitados os limites definidos pelo fabricante do equipamento.

Para a utilização de células de sódio, os sistemas BMS devem ser parametrizados conforme os limites de tensão, corrente e temperatura definidos pelo fabricante. Também devem ser considerados a tensão de início do balanceamento, o perfil do carregador e o algoritmo utilizado para a estimativa do SOC. A queda gradual da tensão durante a descarga pode contribuir para a estimativa do SOC por tensão, mas essa relação deve ser caracterizada para a célula utilizada e validada nas condições reais de operação.

Como ocorre com toda tecnologia em desenvolvimento, ainda existem questões que precisam ser estudadas e consideradas para sua aplicação. Entretanto, as células de íons de sódio apresentam potencial devido à abundância das matérias-primas utilizadas em sua fabricação e podem contribuir para a expansão da eletrificação e dos sistemas de armazenamento de energia.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) e à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS) pelo apoio à realização deste trabalho, bem como aos professores Dr. Marçal Pires e Dr. Vicente Canalli pelas orientações e contribuições. Por fim, agradecem à Globalbat pelo apoio e colaboração.

## REFERÊNCIAS

[1] CAI, X. et al. Challenges and industrial perspectives on the development of sodium ion batteries. Nano Energy, v. 129, parte B, art. 110052, 2024. DOI: 10.1016/j.nanoen.2024.110052.

[2] TYAGARAJ, H. B. et al. Sodium-ion batteries: Charge storage mechanisms and recent advancements in diglyme-based electrolytes. Journal of Energy Storage, v. 74, parte B, art. 109411, 2023. DOI: 10.1016/j.est.2023.109411.

[3] SHAN, M. et al. Recycling of $LiFePO_4$ cathode materials: From laboratory scale to industrial production. Materials Today, v. 73, p. 130–150, 2024. DOI: 10.1016/j.mattod.2023.12.012.

[4] DESAI, P. et al. Zero volt storage of Na-ion batteries: Performance dependence on cell chemistry! Journal of Power Sources, v. 551, art. 232177, 2022. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2022.232177.

[5] BISCHOF, K. et al. Evaluation of commercial 18650 and 26700 sodium-ion cells and comparison with well-established lithium-ion cells. Journal of Power Sources Advances, v. 27, art. 100148, 2024. DOI: 10.1016/j.powera.2024.100148.

[6] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR 16975:2021: Células e baterias secundárias de lítio para aplicações estacionárias — Especificação elétrica e métodos de ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2021.

[7] DE SANTIS, M. et al. Design and production trade-offs in lithium-ion batteries from cell formats to electric vehicles. Cell Reports Physical Science, v. 7, n. 3, art. 103162, 2026. DOI: 10.1016/j.xcrp.2026.103162.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO COMPARATIVA DA SEGURANÇA DE CÉLULAS DE ÍON-SÓDIO E ÍONS-LÍTIO ($LiFePO_4$) SUBMETIDAS A ENSAIOS DE ABUSO ELÉTRICO, MECÂNICO E TÉRMICO

Lucas Melo Machado (1)
Miles Vargas Emmel (2)
Martin Gehlen Castro (3)
Marçal José Rodrigues Pires (4)
Vicente Mariano Canalli (5)

**RESUMO**

Este trabalho avalia comparativamente a segurança de células comerciais de íon-sódio (Na-íon) e lítio ferro fosfato ($LiFePO_4$) submetidas a ensaios de abuso elétrico, mecânico e térmico no Laboratórios Especializados em Eletroeletrônica, Calibração e Ensaios (LABELO) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS). Os procedimentos foram baseados na norma da Comissão Eletrotécnica Internacional (*International Electrotechnical Commission*, IEC) número 62133-2:2017 e em sua Emenda 1:2021, contemplando curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico. No curto-circuito, ambas as tecnologias permaneceram em ensaio por 24,08h sem fogo ou explosão. Na queda livre, as células suportaram três quedas de 1m sobre piso metálico; no abuso térmico, foram aquecidas até 130°C e mantidas nessa temperatura por 30 min. Todos os ensaios atenderam totalmente os requisitos normativos, sendo classificados como conformes. Os resultados indicam equivalência quanto aos critérios qualitativos de aceitação adotados, sem permitir afirmar superioridade intrínseca de uma tecnologia química sobre a outra.

Palavras-chave – baterias de íon-sódio, $LiFePO_4$, segurança de baterias, curto-circuito externo, queda livre, abuso térmico.

## COMPARATIVE SAFETY EVALUATION OF SODIUM-ION AND LITHIUM-ION ($LiFePO_4$) CELLS SUBJECTED TO ELECTRICAL, MECHANICAL, AND THERMAL ABUSE TESTS

(1) Doctoral Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
(2) Undergraduate Student in Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(3) Undergraduate Student in Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(4) Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(5) Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

**ABSTRACT**

*This study comparatively evaluates the safety of commercial sodium-ion (Na-ion) and lithium iron phosphate ($LiFePO_4$) cells subjected to electrical, mechanical, and thermal abuse tests at the Specialized Laboratories in Electro-Electronics, Calibration and Testing (LABELO) of the Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul (PUCRS). The procedures were based on the International Electrotechnical Commission (IEC) standard 62133-2:2017 and its Amendment 1:2021, encompassing external short-circuit, free fall, and thermal abuse tests. In the short-circuit test, both technologies remained under evaluation for 24.08 hours without fire or explosion. In the free fall test, the cells withstood three drops from 1 meter onto a metallic floor; in the thermal abuse test, they were heated to 130°C and held at this temperature for 30 minutes. All tests fully met the standard requirements and were classified as compliant. The results indicate equivalence regarding the adopted qualitative acceptance criteria, precluding the assertion of intrinsic superiority of one chemical technology over the other.*

*Keywords – sodium-ion batteries, $LiFePO_4$, battery safety, external short-circuit, free fall, thermal abuse.*

## 1. INTRODUÇÃO

A expansão dos sistemas de armazenamento eletroquímico de energia, impulsionada pela eletrificação dos transportes e pela integração de fontes renováveis, tem ampliado a demanda por tecnologias que conciliem desempenho, vida útil, disponibilidade de matérias-primas, custo e segurança. As baterias de íons de lítio consolidaram-se em aplicações móveis, industriais e estacionárias. Entre suas diferentes químicas, o lítio ferro fosfato ($LiFePO_4$) destaca-se pela elevada estabilidade térmica e pela ampla adoção em sistemas nos quais segurança e durabilidade possuem elevada relevância. Em paralelo, as baterias de íon-sódio (Na-íon) vêm sendo desenvolvidas como tecnologia complementar às baterias de íons de lítio. A maior abundância do sódio e a possibilidade de utilização de diferentes famílias de materiais, tornam a tecnologia particularmente atrativa para armazenamento estacionário e aplicações sensíveis a custo. Entretanto, a segurança das células Na-íon não pode ser generalizada a partir apenas da química do íon transportador, pois depende dos materiais de eletrodo, do eletrólito, do formato da célula, do estado de carga e da condição de abuso considerada [1]. As falhas de uma célula eletroquímica podem ser desencadeadas por condições elétricas, mecânicas ou térmicas. Curto-circuitos externos podem estabelecer correntes elevadas e aquecimento resistivo; impactos e deformações podem comprometer o separador e gerar curtos-circuitos internos; e a exposição a temperaturas elevadas pode acelerar reações exotérmicas, e em condições severas, levar à fuga térmica. A avaliação de segurança deve, portanto, considerar diferentes mecanismos de solicitação e não somente a ocorrência de incêndio durante aquecimento externo.

### 1.1. Estado da arte e lacuna experimental

A literatura recente evidencia que a comparação entre Na-íon e $LiFePO_4$ depende fortemente do método de ensaio. Bordes et al. [2] investigaram os gases liberados por uma célula Na-íon durante abuso térmico e observaram, na configuração estudada, similaridades com células $LiFePO_4$ quanto à natureza e à quantidade dos gases emitidos. Yue et al. [3], utilizando calorimetria acelerada em células 18650, posicionaram o risco de fuga térmica da célula Na-íon analisada entre as células $LiFePO_4$ e Níquel Manganês Cobalto (NMC). Resultados posteriores com células prismáticas também indicaram que a $LiFePO_4$ pode apresentar menor severidade global de fuga térmica, enquanto células Na-íon podem oferecer

janelas distintas de ventilação e alerta antecipado [4]. Outros trabalhos mostram que a classificação de risco varia com a potência de aquecimento, o estado de carga e a química específica dos eletrodos. Li et al. [5] observaram alterações relevantes nos riscos térmico e gasoso de células Na-íon conforme a potência empregada para provocar a fuga térmica. Gui et al. [6] demonstraram que diferentes cátodos Na-íon produzem respostas distintas à sobrecarga. Em células 26700, Huang et al. [7] também identificaram diferenças entre perigo térmico e risco associado aos gases liberados, reforçando que uma única métrica não é suficiente para caracterizar a segurança de uma tecnologia. Do ponto de vista mecânico, Rui et al. [8] investigaram o comportamento mecânico-eletroquímico-térmico de células Na-íon sob indentação, enquanto Chai et al. [9] analisaram células $LiFePO_4$ sob diferentes condições de abuso mecânico. Em escala de maior capacidade, Yang et al. [10] avaliaram células Na-íon sob abusos térmico, elétrico e mecânico, demonstrando a relevância de abordagens multiparâmetro. Em 2026, Song et al. [11] compararam células Na-íon e $LiFePO_4$ de grande capacidade sob sobrecarga e superaquecimento, reforçando que a superioridade de segurança não pode ser atribuída de forma universal a uma das duas tecnologias químicas.

Apesar desses avanços, grande parte dos estudos recentes concentra-se em protocolos destinados a desencadear e caracterizar a fuga térmica por calorimetria, aquecimento, sobrecarga, perfuração ou compressão. É necessáriofazer comparações entre células comerciais Na-íon e $LiFePO_4$ submetendo as células a um conjunto comum de ensaios normativos de segurança. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho é comparar o comportamento de células comerciais Na-íon e $LiFePO_4$ em ensaios de curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico, utilizando procedimentos baseados na norma da Comissão Eletrotécnica Internacional (International Electrotechnical Commission, IEC) número 62133-2:2017 e em sua Emenda 1:2021 [12].

## 2. METODOLOGIA

A metodologia adotada foi estruturada de forma a permitir a comparação direta entre as células de íon-sódio e $LiFePO_4$ sob condições equivalentes de ensaio. Foram consideradas as características das amostras, o ambiente de realização dos testes, a referência normativa utilizada, os procedimentos experimentais aplicados e os respectivos critérios de avaliação.

### 2.1. Células, local de ensaio e referência normativa

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Baterias de Lítio do LABELO da PUCRS. Foram avaliadas células comerciais de duas tecnologias: uma célula Na-íon identificada como PKNERGY NaCR32140, com capacidade nominal de 10 Ah, e uma célula $LiFePO_4$ identificada no relatório como LiFePO4 Cell 3200 3,2 V 6000 mAh, com capacidade nominal de 6 Ah. As condições ambientais gerais declaradas nos relatórios foram de 23°C ± 2°C e umidade relativa de 55% ± 15%.

Os procedimentos foram estruturados com base na norma IEC 62133-2:2017 e a emenda IEC 62133-2:2017/AMD1:2021. A norma é formalmente direcionada a sistemas de lítio; portanto, sua aplicação à célula Na-íon foi utilizada como referência experimental comparativa e não deve ser interpretada como certificação normativa da tecnologia Na-íon. Foram considerados os itens 7.3.1, 7.3.3 e 7.3.4, correspondentes, respectivamente, ao curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico, como podem ser vistos na tabela 1.

**Tabela 1**: Condições principais dos ensaios realizados.

| Ensaio | Condição principal | Duração / quantidade | Duração / quantidade |
|---|---|---|---|
| Curto-circuito externo | 55 °C ± 5 °C; resistência externa total de 80 mΩ ± 20 mΩ | 24 h ou critério térmico de encerramento | Sem fogo e sem explosão |
| Queda livre | Queda de 1,0 m sobre piso plano de metal, em orientações aleatórias | 3 quedas + repouso mínimo de 1 h | Sem fogo e sem explosão |
| Abuso térmico | 20 °C ± 5 °C por 1 h; aquecimento até 130 °C ± 2 °C | 30 min na temperatura-alvo | Sem fogo e sem explosão |

2.2. Ensaio de curto-circuito externo

O ensaio de curto-circuito externo foi conduzido com um *Temperature Control Battery Short Circuit Tester*, modelo BE-8102-1M³, da Guangdong Bell Experiment Equipment. Conforme o procedimento de referência, as células totalmente carregadas foram estabilizadas em ambiente de 55 °C ± 5 °C e, após estabilização térmica, tiveram os terminais positivo e negativo conectados por uma resistência externa total de 80 mΩ ± 20 mΩ. O ensaio deve permanecer ativo por 24 h ou até que a temperatura superficial apresentasse declínio correspondente a 20% da máxima elevação de temperatura, prevalecendo a condição que ocorresse primeiro. Nos relatórios, o tempo efetivo de estabilização registrado para ambas as tecnologias foi de uma 24 h.

2.3. Ensaio de queda livre

No ensaio mecânico, cada célula totalmente carregada foi submetida a três quedas livres a partir de 1,0 m de altura sobre piso plano de metal, em orientações aleatórias. Após os impactos, as células permaneceram em repouso por 1 h antes da avaliação final. Para a célula $LiFePO_4$, o relatório registra o uso de um *Zero Highly Drop Tester*, modelo BF-F-015S, da marca *Guangdong Bell Experiment Equipment*; para a célula Na-íon, a altura foi verificada por trena metálica.

2.4. Ensaio de abuso térmico

O abuso térmico foi realizado em uma *Temperature Humidity Test Chamber*, modelo BTH-1000D, da *Guangdong Bell Experiment Equipment*, com circulação de ar. As células foram pré-condicionadas a 20°C ± 5°C durante 1 h e, em seguida, a temperatura da câmara foi elevada até 130°C. A célula Na-íon foi aquecida a 5°C/min, enquanto a $LiFePO_4$ foi aquecida a 3°C/min; ambos os valores estão dentro da faixa de 5°C/min ± 2°C/min prevista pelo procedimento de referência. A temperatura-alvo foi mantida por 30 min.

2.5. Critérios de avaliação e incertezas declaradas

A principal análise foi baseada nos critérios qualitativos de aceitação indicados para os três ensaios: ausência de fogo e ausência de explosão. Os relatórios também apresentam as incertezas expandidas de medição do laboratório, declaradas com fator de abrangência k = 2 e nível de confiança de aproximadamente 95%: 1,8 °C para temperatura da câmara climática; 0,82% e 0,75% para corrente contínua, conforme o ciclador utilizado; 0,41% e 0,40% para tensão contínua; e 0,17 s para tempo. Como os relatórios finais não disponibilizam as séries temporais completas de temperatura, corrente e tensão das células durante os ensaios, a comparação apresentada concentra-se na conformidade e nas condições efetivamente

aplicadas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos nos ensaios de curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico foram organizados de forma comparativa entre as células Na-íon e $LiFePO_4$. A tabela 2 apresenta uma síntese das condições aplicadas, dos principais resultados observados e da classificação de conformidade obtida para cada tecnologia, permitindo uma análise direta do comportamento das células nos diferentes modos de abuso avaliados.

Tabela 2: Síntese comparativa dos resultados obtidos.

| Ensaio | Na-íon | $LiFePO_4$ | Comparação |
|---|---|---|---|
| Curto-circuito externo | 24,08 h; sem fogo; sem explosão; Conforme | 24,08 h; sem fogo; sem explosão; Conforme | Mesmo resultado de conformidade |
| Queda livre | 3 quedas de 1 m; sem fogo; sem explosão; Conforme | 3 quedas de 1 m; sem fogo; sem explosão; Conforme | Mesmo resultado de conformidade |
| Abuso térmico | 130 °C/30 min; 5 °C/min; sem fogo; sem explosão; Conforme | 130 °C/30 min; 3 °C/min; sem fogo; sem explosão; Conforme | Mesmo resultado de conformidade |

### 3.1. Curto-circuito externo

As duas tecnologias permaneceram submetidas ao curto-circuito por 24,08 h, após 1 h de estabilização térmica. Em ambos os casos, o critério alternativo de encerramento por declínio de 20% da temperatura máxima não foi necessário. Não houve fogo nem explosão, e os dois resultados foram classificados Conforme, atingindo a aceitação das diretrizes do ensaio. O resultado da $LiFePO_4$ é coerente com sua reconhecida tolerância a condições de abuso, embora a literatura demonstre que o curto-circuito externo pode produzir correntes elevadas, aquecimento, emissão de gases e atuação de mecanismos internos de proteção mesmo na ausência de incêndio [13]. Para a célula Na-íon, o resultado é relevante porque ainda são poucos estudos de curto-circuito externo em células comerciais dessa tecnologia quando comparada à $LiFePO_4$. Contudo, sem curvas de corrente e temperatura não é possível concluir qual célula apresentou menor solicitação eletrotérmica. O resultado demonstra equivalência quanto ao critério de conformidade, e não equivalência dos mecanismos internos de resposta.

### 3.2. Queda livre

No ensaio de queda livre, ambas as tecnologias foram submetidas a três impactos de 1m sobre superfície metálica e permaneceram em repouso por 1 h. Não houve fogo ou explosão em nenhuma das células, resultando novamente em classificação Conforme. A aprovação nesse procedimento indica que os impactos correspondentes ao protocolo não desencadearam falha catastrófica. Entretanto, os resultados não devem ser extrapolados para modos de abuso mecânico mais severos. Chai et al. [9] demonstraram que a geometria da solicitação e o estado de carga influenciam o início do curto-circuito interno em células $LiFePO_4$, enquanto Rui et al. [8] avaliaram células Na-íon por meio de ensaios de indentação com esfera de aço, nos quais uma carga mecânica localizada foi aplicada progressivamente sobre a célula até provocar deformação das camadas internas e falha do separador, resultando em contato entre os eletrodos e curto-circuito interno. Assim, queda, compressão, perfuração, indentação e esmagamento representam mecanismos distintos de abuso

mecânico e devem ser avaliados separadamente.

3.3. Abuso térmico

No abuso térmico, as duas células foram mantidas inicialmente a 20 °C ± 5 °C por 1 h e posteriormente aquecidas até 130 °C, permanecendo 30 min na temperatura-alvo. A taxa de aquecimento foi de 5 °C/min para a Na-íon e 3 °C/min para a $LiFePO_4$, ambas dentro da tolerância estabelecida pelo procedimento utilizado. Não foram registrados fogo ou explosão, e os dois resultados foram classificados como Conforme. Esse comportamento não contradiz estudos que provocam fuga térmica em células Na-íon ou $LiFePO_4$, pois os objetivos experimentais são diferentes. Ensaios por calorimetria acelerada ou aquecimento contínuo procuram identificar temperaturas de autoaquecimento, ventilação e fuga térmica e frequentemente conduzem a célula até a falha [3–5,7]. O procedimento empregado neste estudo, por sua vez, verifica se a célula atende a critérios de segurança após uma exposição térmica definida. Portanto, a ausência de fogo ou explosão a 130 °C durante 30 min caracteriza a resposta às condições específicas do ensaio, não significando, contudo, que a célula esteja isenta de apresentar fuga térmica quando submetida a condições de maior severidade.

3.4. Comparação geral, contribuição e limitações

Os três ensaios apresentaram o mesmo desfecho qualitativo para as duas tecnologias: curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico foram classificados como conformes, sem ocorrência de fogo ou explosão. Dessa forma, a célula Na-íon avaliada demonstrou capacidade de atender aos mesmos critérios de aceitação alcançados pela célula $LiFePO_4$ nas condições consideradas. A interpretação deve, contudo, evitar a conclusão de que uma química seja intrinsicamente mais segura que a outra. As células apresentam capacidades nominais distintas, de 10 Ah para Na-íon e 6 Ah para $LiFePO_4$, e os relatórios não fornecem dados suficientes para normalização por energia, massa ou volume. Também não foram disponibilizadas curvas completas de corrente, tensão e temperatura, composição dos gases, temperatura máxima da superfície ou caracterização detalhada pós-ensaio. Trabalhos recentes mostram que a classificação relativa de risco pode mudar conforme a métrica e o cenário de abuso [4,5,7,10,11].

A principal contribuição deste estudo está, portanto, na comparação de duas tecnologias comerciais por procedimentos equivalentes de abuso elétrico, mecânico e térmico e por critérios objetivos de conformidade. Enquanto uma parcela importante da literatura recente se concentra na severidade da fuga térmica após seu desencadeamento, os resultados aqui apresentados caracterizam a tolerância das células às condições definidas nos ensaios de curto-circuito externo, queda livre e abuso térmico, conduzidos com base nos procedimentos da norma IEC 62133-2:2017 e de sua Emenda 1:2021.

## 4. CONCLUSÕES

Este trabalho comparou células comerciais Na-íon e $LiFePO_4$ em três condições de abuso baseadas na IEC 62133-2:2017 e em sua Emenda 1:2021. No curto-circuito externo, ambas permaneceram em ensaio durante 24,08 h sem fogo ou explosão. No ensaio de queda livre, as células suportaram três impactos de 1 m sobre piso metálico sem ocorrência desses eventos. No ensaio de abuso térmico, as duas tecnologias permaneceram a 130 °C durante 30 min e também foram classificadas como conformes. Nas condições avaliadas e segundo os critérios qualitativos adotados, a célula Na-íon apresentou desempenho de segurança equivalente ao da célula $LiFePO_4$ quanto à ausência de fogo e explosão. Entretanto, os resultados não permitem afirmar superioridade intrínseca de uma tecnologia sobre a outra, pois as células possuem capacidades distintas e não foram disponibilizados parâmetros quantitativos suficientes para comparar a severidade eletrotérmica dos eventos.

Como continuidade do estudo apresentado, recomenda-se ampliar o número de células avaliadas para verificar a repetibilidade e a variabilidade dos resultados. Além disso, a

aquisição sincronizada de tensão, corrente e temperatura permitiria complementar a avaliação qualitativa de conformidade com uma análise quantitativa da resposta eletrotérmica das células. A análise dos gases liberados e a inspeção pós-ensaio também possibilitariam identificar mecanismos de degradação e falha que não podem ser determinados apenas pela ausência de fogo ou explosão. A inclusão de sobrecarga, descarga forçada, compressão e perfuração também permitiria ampliar a avaliação e aproximar a comparação dos cenários de abuso atualmente investigados no estado da arte.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao LABELO/PUCRS pela execução dos ensaios e à GlobalBat pelo fornecimento das células utilizadas neste estudo.

## REFERÊNCIAS

[1] WEI, T.; XIAN, X.-L.; DOU, S.-X.; CHEN, W.; CHOU, S.-L. Comprehensive analysis and mitigation strategies for safety issues of sodium-ion batteries. Rare Metals, v. 43, 2024. DOI: 10.1007/s12598-023-02347-4.

[2] BORDES, A.; MARLAIR, G.; ZANTMAN, A.; CHESNAYE, A.; LE LORE, P.-A.; LECOCQ, A. Safety Evaluation of a Sodium-Ion Cell: Assessment of Vent Gas Emissions under Thermal Runaway. ACS Energy Letters, v. 7, n. 10, p. 3386-3391, 2022. DOI: 10.1021/acsenergylett.2c01667.

[3] YUE, Y.; JIA, Z.; LI, Y.; WEN, Y.; LEI, Q.; DUAN, Q.; SUN, J.; WANG, Q. Thermal runaway hazards comparison between sodium-ion and lithium-ion batteries using accelerating rate calorimetry. Process Safety and Environmental Protection, v. 189, p. 61-70, 2024. DOI: 10.1016/j.psep.2024.06.032.

[4] MEI, W.; CHENG, Z.; WANG, L.; TENG, A.; LI, Z.; JIN, K.; SUN, J.; WANG, Q. Thermal hazard comparison and assessment of Li-ion battery and Na-ion battery. Journal of Energy Chemistry, v. 102, p. 18-26, 2025. DOI: 10.1016/j.jechem.2024.10.036.

[5] LI, Z.; CHENG, Z.; YU, Y.; WANG, J.; WANG, L.; MEI, W.; WANG, Q. Thermal runaway comparison and assessment between sodium-ion and lithium-ion batteries. Process Safety and Environmental Protection, v. 193, p. 842-855, 2025. DOI: 10.1016/j.psep.2024.11.118.

[6] GUI, Q.; XU, B.; YU, K.; WANG, X.; LI, J.; XIE, Y.; YU, R.; ZHOU, X.; MAO, L. Comparison of NaNi1/3Fe1/3Mn1/3O2 and Na4Fe3(PO4)2(P2O7) cathode sodium-ion battery behavior under overcharging induced thermal runaway. Chemical Engineering Journal, v. 497, 154732, 2024. DOI: 10.1016/j.cej.2024.154732.

[7] HUANG, X.; JING, H.; YANG, M.; LU, H.; XUE, F.; ZHAO, J.; CHENG, X.; ZHANG, H.; FU, Y. Comparative study on thermal and gas characteristics of 26700 sodium-ion and lithium-ion batteries. Journal of Power Sources, v. 631, 236270, 2025. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2025.236270.

[8] RUI, B.; SUN, S.; TAN, X.; CHAK, C. M.; MA, L.; XU, J. Mechanical abuse and safety in sodium-ion batteries. Journal of Materials Chemistry A, v. 13, p. 12203-12215, 2025. DOI: 10.1039/D5TA00624D.

[9] CHAI, Z. et al. Experimental analysis and safety assessment of thermal runaway behavior in lithium iron phosphate batteries under mechanical abuse. Scientific Reports, v. 14, 8673, 2024. DOI: 10.1038/s41598-024-58891-1.

[10] YANG, J. et al. Thermal runaway in large-capacity sodium-ion batteries: Safety performance evaluation under thermal, electrical, and mechanical abuse conditions. Journal of Energy Storage, v. 130, 117405, 2025. DOI: 10.1016/j.est.2025.117405.

[11] SONG, H. et al. Comparative analysis of thermal runaway behaviors of large-capacity sodium-ion batteries and lithium-ion batteries caused by overcharging and overheating. Thermochimica Acta, v. 759, 180297, 2026. DOI: 10.1016/j.tca.2026.180297.

[12] INTERNATIONAL ELECTROTECHNICAL COMMISSION. IEC 62133-2:2017. Secondary cells and batteries containing alkaline or other non-acid electrolytes – Safety requirements for portable sealed secondary cells, and for batteries made from them, for use in portable applications – Part 2: Lithium systems. Geneva: IEC, 2017. Amendment 1, 2021.

[13] YANG, M. et al. Insight into gas evolution behavior induced by external short-circuit in commercial LiFePO4 batteries. Journal of Energy Storage, v. 93, 112057, 2024. DOI: 10.1016/j.est.2024.112057.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA E TÉRMICA DE COMPONENTES DE CÉLULAS DE ÍON-SÓDIO: UMA ANÁLISE COMPARATIVA COM CÉLULAS DE ÍONS DE LÍTIO

Lucas Melo Machado - Autor [1]
Miles Vargas Emmel - Autor [2]
Marçal José Rodrigues Pires - Orientador[3]
Vicente Mariano Canalli - Orientador[4]

**RESUMO**

Este trabalho apresenta uma caracterização comparativa de componentes de células comerciais de íons de sódio(Na-íon) e de íons de lítio ferro fosfato (Li-íon), realizada por meio de uma abordagem de engenharia reversa. Foram analisados separadores e eletrólitos utilizando espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise termogravimétrica. Os separadores apresentaram bandas características do polietileno de alta densidade, enquanto o separador Na-íon apresentou diferenças entre suas faces, associadas à presença de um revestimento superficial, corroboradas pelas análises de MEV. As análises termogravimétricas indicaram comportamento térmico compatível com a matriz de polietileno de alta densidade e diferenças na massa residual entre os separadores. Os espectros dos eletrólitos Na-íon e Li-íon apresentaram bandas compatíveis com componentes de eletrólitos de baterias, porém não permitiram determinar sua composição completa, indicando a necessidade de análises complementares. Os resultados evidenciam diferenças construtivas entre os separadores das duas tecnologias e a importância da utilização conjunta de técnicas de caracterização.

Key- words: baterias de íons de sódio; baterias de íons de lítio; separadores; eletrólitos; caracterização físico-química; engenharia reversa.

(1)Doctoral Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
(2)Undergraduate Student in Mechanical Engineering, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(3) Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
(4) Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

# PHYSICOCHEMICAL AND THERMAL CHARACTERIZATION OF SODIUM-ION CELL COMPONENTS: A COMPARATIVE ANALYSIS WITH LITHIUM-ION CELLS

**ABSTRACT**

*This study presents a comparative characterization of components from commercial sodium-ion (Na-íon) and lithium-ion (Li-ion) cells using a reverse engineering approach. Separators and electrolytes were analyzed by Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR), scanning electron microscopy (SEM), and thermogravimetric analysis (TGA). The separators exhibited characteristic bands of high-density polyethylene (HDPE), while the Na-íon separator showed differences between its surfaces associated with the presence of a surface coating, corroborated by SEM analysis. TGA results indicated thermal behavior consistent with the HDPE matrix and differences in residual mass between the separators. The spectra of the Na-íon and Li-ion electrolytes exhibited bands compatible with components commonly found in battery electrolytes; however, their complete compositions could not be determined, indicating the need for complementary analyses. The results highlight constructive differences between the separators of the two technologies and the importance of using complementary characterization techniques.*

*Keywords: sodium-ion batteries; lithium-ion batteries; separators; electrolytes; physicochemical characterization; reverse engineering.*

## 1. INTRODUÇÃO

A crescente eletrificação do setor de transportes e a expansão das fontes renováveis de energia têm impulsionado o desenvolvimento de sistemas de armazenamento eletroquímico eficientes, seguros e sustentáveis [1]. Nesse contexto, as baterias de íons de lítio (Li-íon) consolidaram-se como a principal tecnologia comercial devido à elevada densidade energética e maturidade tecnológica. Entretanto, limitações relacionadas ao custo, à disponibilidade de matérias-primas críticas e às preocupações ambientais têm estimulado o desenvolvimento de tecnologias alternativas, entre as quais se destacam as baterias de íons de sódio (Na-íon) [2].

As baterias Li-íon e Na-íon apresentam princípios de funcionamento e arquiteturas semelhantes. Entretanto, diferenças na composição dos materiais empregados, especialmente no separador e no eletrólito, influenciam diretamente propriedades como estabilidade, segurança, desempenho eletroquímico e custo. Dessa forma, a caracterização desses componentes torna-se fundamental para compreender as particularidades de cada tecnologia e identificar as soluções construtivas adotadas em células comerciais [2].

Apesar dos avanços recentes no desenvolvimento de novos materiais para baterias Li-íon e Na-íon, permanece a necessidade de investigar os materiais efetivamente empregados em células comerciais. Nesse contexto, a engenharia reversa permite identificar a composição dos componentes internos por meio da desmontagem sistemática das células e da aplicação de técnicas de caracterização físico-química. Essa abordagem possibilita relacionar composição, estrutura e características construtivas dos materiais, contribuindo para a compreensão das soluções adotadas pelos fabricantes e para a comparação entre diferentes tecnologias de armazenamento eletroquímico [3].

Dessa forma, este trabalho tem como objetivo realizar a caracterização comparativa de células comerciais Li-íon e Na-íon, por meio de uma abordagem de engenharia reversa, com ênfase na identificação dos materiais constituintes dos separadores e eletrólitos. Para isso, foram empregadas técnicas complementares de caracterização, incluindo espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR, do inglês, *Fourier-*

*transform infrared spectroscopy*), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise termogravimétrica (TGA, do inglês, *Thermogravimetric analysis*), visando discutir as diferenças químicas, morfológicas e térmicas entre os componentes das duas tecnologias.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental foi desenvolvida em três etapas: seleção das células a serem analisadas, preparo das amostras e caracterização dos componentes por meio de técnicas físico-químicas e térmicas.

### 2.1 Células analisadas

Foram analisadas células comerciais Li-íon e Na-íon, selecionadas para a caracterização comparativa de seus componentes por meio de uma abordagem de engenharia reversa. As características das células analisadas são:

a) Li-íon: modelo 32700-3.2V6.0Ah, capacidade nominal de 6,0 Ah e tensão nominal de 3,2 V, sendo especificada pelo fabricante como $LiFePO_4$.
b) Na-íon: modelo NaCR32140, capacidade nominal de 10 Ah e tensão nominal de 3,0 V.

Antes da desmontagem, as células foram submetidas a um procedimento de descarga controlada utilizando um ciclador de células modelo BTS-4008Q-5V15A, da marca NEWARE, visando minimizar os riscos durante o manuseio. Em seguida, realizou-se a desmontagem para acesso aos componentes internos. Os materiais recuperados foram identificados e destinados às etapas de preparação e caracterização descritas a seguir.

### 2.2 Preparo das amostras

Após a desmontagem das células, os componentes foram preparados de acordo com as exigências de cada técnica de caracterização. Para os separadores, diferentes procedimentos de limpeza foram empregados com o objetivo de remover resíduos de eletrólito e avaliar sua influência sobre as análises espectroscópicas.

Os eletrólitos extraídos das células de Na-íon e Li-íon foram armazenados para as análises de FTIR. As principais amostras utilizadas neste estudo são apresentadas no Quadro 1.

| Amostra | Descrição | Preparação |
|---|---|---|
| ***SRef*** | Separador de Referência-Celgard® 2400 | Sem tratamento |
| ***SNa*** | Separador da Célula de Na-íon: modelo NaCR32140 | Sem tratamento |
| ***SNa-L*** | Separador da Célula de Na-íon: modelo NaCR32140 | Lavagem com 30 mL de água deionizada + 30 mL de etanol; Secagem por 48 h |
| ***SLi*** | Separador da Célula de Li-íon: modelo 32700 | Sem tratamento |
| ***SLi-L*** | Separador da Célula de Li-íon: modelo 32700 | Lavagem com 60 mL de etanol; secagem por 48 h |
| ***ENa*** | Eletrólito da Célula de Na-íon: modelo NaCR32140 | Sem tratamento |
| ***ELi*** | Eletrólito da Célula de Li-íon: modelo 32700 | Diluído em acetonitrila |

**Quadro 1**: Condições de preparação das principais amostras utilizadas nas caracterizações. Fonte: Autor (2026).

### 2.3 Técnicas de caracterização

Foram realizadas análises por FTIR, MEV e TGA para caracterização química, morfológica e térmica dos componentes das células.

#### 2.3.1 Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)

A análise de FTIR foi empregada na caracterização dos separadores das células Na-íon e Li-íon, bem como na avaliação dos eletrólitos. As análises tiveram como objetivo identificar os materiais constituintes dos separadores por meio de suas bandas características e diferenciar as bandas atribuídas ao eletrólito daquelas pertencentes ao material polimérico. A aplicação da espectroscopia FTIR na investigação de eletrólitos de baterias permite avaliar as contribuições espectrais de solventes carbonatos e suas interações com as espécies presentes no sistema [4].

Para a caracterização dos eletrólitos, os espectros foram obtidos após a deposição de uma gota do eletrólito sobre o separador de referência Celgard® 2400 (SRef) e comparados ao espectro do separador sem eletrólito. A comparação entre os espectros permitiu distinguir as bandas características do separador daquelas associadas aos eletrólitos [5]. As análises foram realizadas em um espectrômetro PerkinElmer Spectrum 3, no modo UATR, com 12 varreduras, na faixa de 650–4000 $cm^{-1}$ e resolução de 1 $cm^{-1}$

#### 2.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A análise por MEV foi empregada para avaliar a morfologia superficial dos separadores das células Li-íon e Na-íon. Essa etapa foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura ZEISS EVO 50, operando com tensão de aceleração de 10 kV, distância de trabalho de 8,0 mm e ampliação de 30.000x.

#### 2.3.3 Análise termogravimétrica (TGA)

A TGA foi empregada para avaliar o comportamento térmico dos separadores das células Na-íon e Li-íon. As análises foram realizadas em um analisador termogravimétrico, utilizando cadinho de platina, sob atmosfera de ar, com fluxo de 60 $cm^3\ min^{-1}$. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até 800 °C, com taxa de aquecimento de 20 °C $min^{-1}$.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos são apresentados e discutidos a seguir, considerando inicialmente as características químicas identificadas por FTIR, seguidas da análise morfológica por MEV e do comportamento térmico avaliado por TGA.

### 3.1 Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)

Inicialmente, foram analisados os espectros de FTIR dos separadores das células Na-íon e Li-íon, com o objetivo de identificar o material polimérico constituinte e verificar possíveis diferenças entre suas superfícies.

Para os espectros dos separadores SNa-L e SLi-L, especificados no Quadro 1, foram identificadas bandas em aproximadamente 2915, 2848, 1472 e 719 $cm^{-1}$, características do polietileno de alta densidade (PEAD), correspondentes aos modos de estiramento C–H e às deformações do grupo $CH_2$. A boa concordância dessas bandas com aquelas reportadas na literatura, em aproximadamente 2915, 2850, 1464 e 719 $cm^{-1}$, confirma que ambos os separadores são constituídos predominantemente por PEAD [6]. Os espectros obtidos para as amostras SLi-L e SNa-L são apresentados na Figura 1.

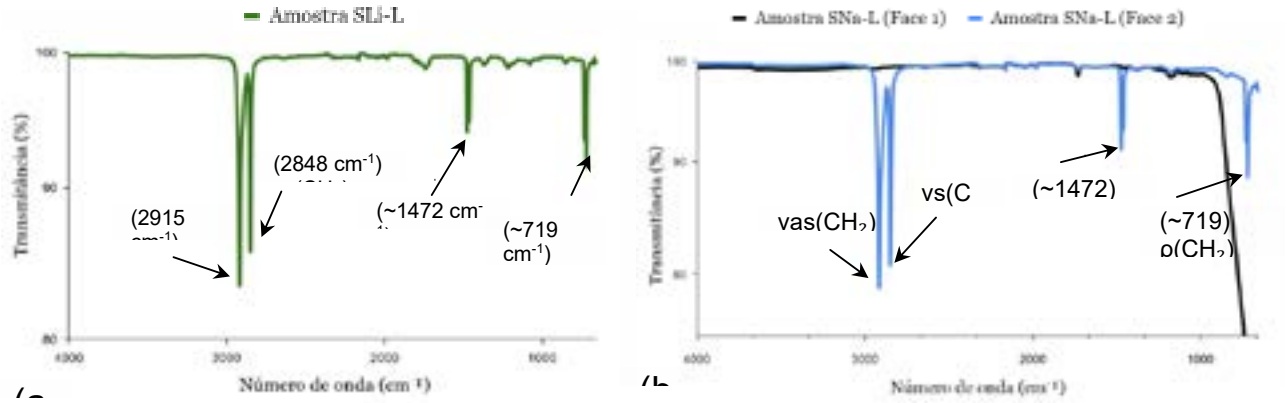



**Figura 1**: Espectros de FTIR dos separadores lavados: (a) SLi-L e (b) SNa-L.

Diferentemente do separador Li-íon, que apresentou perfis espectrais semelhantes em ambas as faces, foram observadas diferenças significativas entre as superfícies analisadas do separador da célula Na-íon. As diferenças entre as faces do SNa-L podem ser observadas na Figura 1(b). Essas diferenças foram consideradas nas análises posteriores, uma vez que a presença de um material recobrindo a membrana influencia as etapas de caracterização.

Após a análise dos separadores, foi caracterizado o eletrólito extraído da célula Na-íon. Para isso, o eletrólito ENa foi depositado sobre o separador de referência Celgard® 2400 (SRef), cujo espectro foi utilizado como padrão para distinguir as bandas do material polimérico das contribuições do eletrólito. A comparação entre os espectros permitiu identificar bandas adicionais atribuídas ao eletrólito [5,7]. A Figura 2 apresenta os espectros de SRef e SRef-ENa

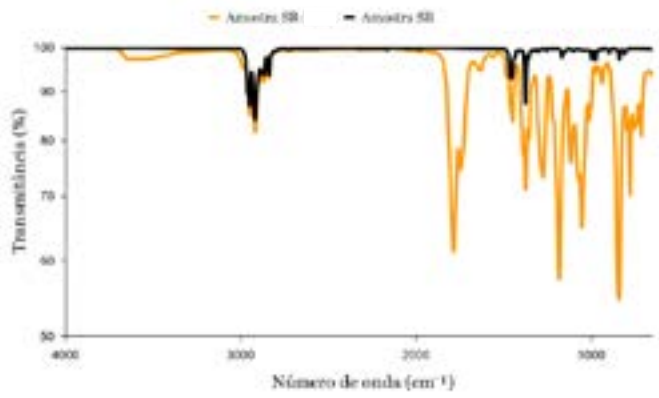



**Figura 2**: Espectros de FTIR das amostras do separador de referência Celgard® 2400 (SRef) e da amostra do separador de referência contendo o eletrólito da célula Na-íon (SRef-Ena).

As principais bandas identificadas para o separador de referência e para o eletrólito ENa são apresentadas no Quadro 2. O eletrólito é constituído por diferentes componentes, de modo que sua interpretação deve considerar o conjunto das bandas observadas, uma vez que diferentes espécies químicas podem apresentar regiões espectrais semelhantes. Algumas das bandas identificadas apresentam correspondência com aquelas reportadas para solventes carbonatos utilizados em eletrólitos de baterias [8]. Para o eletrólito ENa, diversas bandas apresentaram correspondência com características do solvente EC, enquanto a região de aproximadamente 780 $cm^{-1}$ não pôde ser atribuída a um componente específico.

| REGIÃO ($cm^{-1}$) | Ligação / Vibração | Abreviação | Atribuição |
|---|---|---|---|
| ~3200–3600 | Estiramento de O–H proveniente de traços de $H_2O$ ou HF | v(O–H) | Eletrólito da célula de íons de sódio (ENa) |
| ~2917 | Estiramento C–H assimétrico | vas($CH_2$) | Separador(SRef) |
| ~1700-1780 | Estiramento da ligação C=O | v(C=O) | ENa |
| ~1430-1480 | Ch2 bending | δ($CH_2$) | SRef/ ENa |
| ~1340-1380 | CH3 bending | δ($CH_3$) | SRef |
| ~1220-1280 | Rocking $CH_3$ / deformação C–O | v(C–O) / ρ($CH_3$) | ENa |
| ~1180 | Estiramento C–O–C | v(C–O–C) | ENa |
| ~1005-1150 | Estiramento C–O–C | v(C–O–C) | ENa |
| ~990-1060 | Estiramento C–O | v(C–O) | ENa |
| ~840-880, ~780, ~712 | Não identificado | - | ENa |

**Quadro 2**: Principais bandas identificadas nos espectros de FTIR da amostra do separador de referência contendo o eletrólito da célula Na-íon (SRef-ENa). Fonte: Adaptado de [4] e [8].

A análise do eletrólito da célula Li-íon foi realizada após sua diluição em acetonitrila, sendo o espectro comparado ao do separador de referência contendo o mesmo solvente (SRef + acetonitrila). Observou-se elevada similaridade entre os espectros, dificultando a identificação das contribuições específicas do eletrólito. As principais diferenças foram observadas nas regiões próximas de 1750 e 1282 $cm^{-1}$ e em ~3200–3600 $cm^{-1}$, esta última atribuída ao estiramento O–H, possivelmente proveniente de traços de $H_2O$ ou HF. Dessa forma, a identificação dos componentes do ELi mostrou-se ainda mais limitada em comparação ao ENa. Os espectros são apresentados na Figura 3.

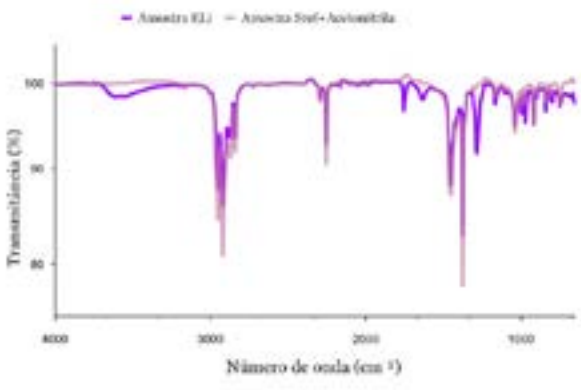



**Figura 3**: Espectros de FTIR das amostras do separador de referência Celgard® 2400 (SRef) e do separador de referência contendo o eletrólito da célula Li-íon diluído em acetonitrila (SRef-ELi).

Em ambos os eletrólitos, os resultados de FTIR permitiram identificar contribuições espectrais compatíveis com componentes de eletrólitos de baterias, porém não foram suficientes para determinar sua composição completa. Dessa forma, a caracterização dos eletrólitos requer análises complementares.

3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As Figuras 4(a) 4(b) e apresentam as micrografias obtidas por MEV das amostras SNa e SLi, respectivamente. Como pode ser observado, a superfície do separador da célula Li-íon apresentou morfologia microporosa homogênea, compatível com separadores comerciais de polietileno descritos na literatura [9]. Em contraste, uma das faces do separador da célula Na-íon apresentou uma camada superficial composta por partículas irregulares que recobre a membrana. Esse comportamento evidencia a presença de um revestimento superficial sobre o material polimérico, corroborando os resultados obtidos por FTIR.

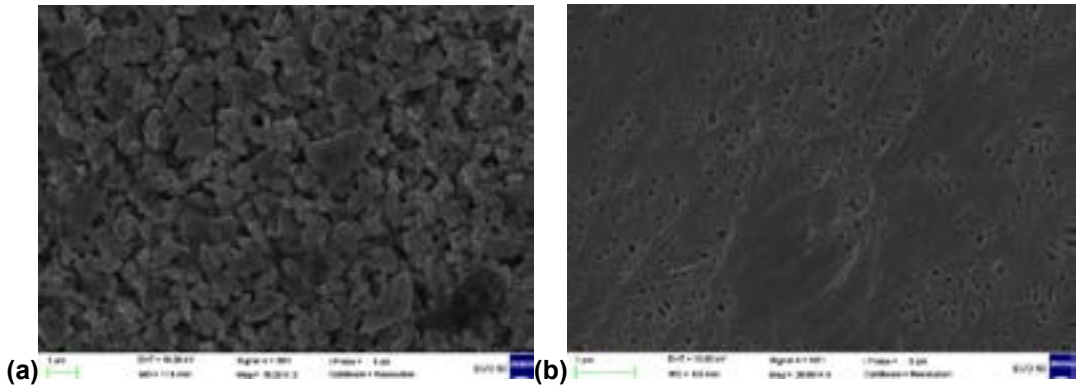



**Figura 4**: Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). (a)Separador da amostra SNa. (b)Separador da amostra SLi.

3.3 Análise termogravimétrica (TGA)

As curvas termogravimétricas dos separadores das células Na-íon e Li-íon são apresentadas nas Figuras 6(a) e 6(b), respectivamente. Para fins de comparação, a Figura 6(c) apresenta uma curva termogravimétrica típica do polietileno de alta densidade (PEAD), adaptada de Özkan [10], utilizada como referência para o comportamento térmico desse polímero. Em ambas as amostras foi observada uma pequena perda de massa em temperaturas inferiores a aproximadamente 150 °C. Como os separadores utilizados na análise não foram submetidos ao procedimento de lavagem, essa perda inicial pode ser atribuída à volatilização dos componentes voláteis do eletrólito retidos na superfície e nos poros das membranas.

O separador da célula Li-íon (SLi) apresentou elevada estabilidade térmica entre aproximadamente 150 e 450 °C, comportamento compatível com o observado para o PEAD na literatura [10]. Em contrapartida, o separador da célula Na-íon (SNa) apresentou perda de massa gradual ao longo dessa faixa de temperatura, seguida por uma etapa acentuada de degradação próxima a 500 °C. A perda de massa mais significativa observada em ambas as amostras está associada à decomposição térmica da matriz de PEAD, ocorrendo em faixa de temperatura compatível com a literatura [10] e corroborando os resultados obtidos por FTIR.

Ao final do ensaio, observou-se diferença na massa residual entre as amostras, sendo menor para o separador SNa (37%) em comparação ao SLi (43%). Essa diferença indica a presença de componentes distintos na composição dos materiais após a degradação da matriz polimérica. Em conjunto com os resultados obtidos por FTIR e MEV, o maior resíduo observado no SLi e a menor massa residual do SNa são compatíveis com a presença de um revestimento superficial de composição distinta no separador da célula Na-íon, apresentando comportamento térmico diferente daquele observado no separador da célula Li-íon.

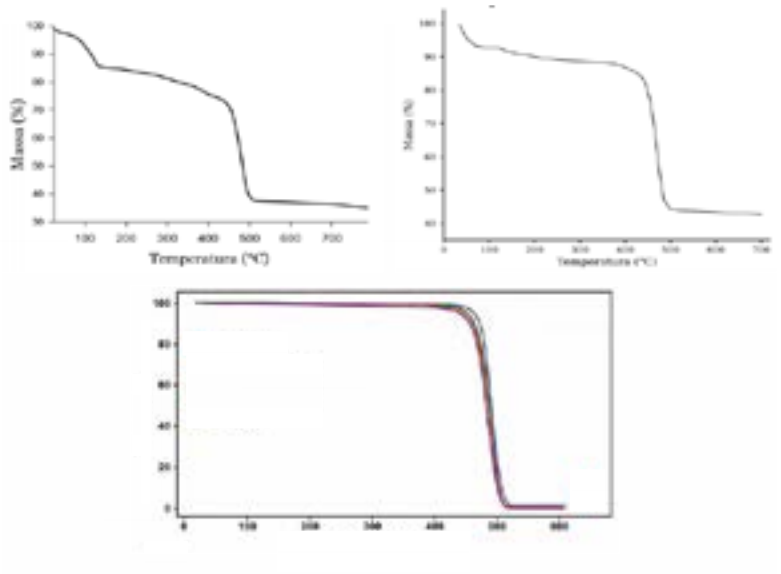


**Figura 6**: Termogramas dos separadores das células (a) Na-íon (SNa), (b) Li-íon (SLi) e (c) curva termogravimétrica típica do polietileno de alta densidade (PEAD). Fonte: Figura 6(c) adaptada de Özkan [10]

## CONCLUSÕES

A caracterização dos componentes das células comerciais Na-íon e Li-íon permitiu identificar diferenças químicas, morfológicas e térmicas entre os separadores analisados. Os resultados de FTIR indicaram que ambos os separadores apresentam matriz predominantemente constituída por PEAD. Entretanto, o separador Na-íon apresentou diferenças entre suas faces, associadas à presença de um revestimento superficial, enquanto o separador Li-íon apresentou maior homogeneidade. As análises por MEV corroboraram a presença desse revestimento no separador Na-íon, evidenciando uma camada superficial composta por partículas irregulares.

As análises de TGA apresentaram comportamento térmico compatível com a decomposição da matriz de PEAD, além de diferenças na massa residual entre os separadores, com 37% para o SNa e 43% para o SLi. Essas diferenças, em conjunto com os resultados de FTIR e MEV, indicam características distintas na composição dos materiais presentes nos separadores. Para os eletrólitos, os espectros de FTIR permitiram identificar bandas compatíveis com componentes de eletrólitos de baterias, incluindo correspondências

com solventes carbonatos no ENa, porém não foram suficientes para determinar a composição completa dos eletrólitos ENa e ELi. Dessa forma, os resultados demonstram a importância da utilização conjunta de diferentes técnicas de caracterização e indicam a necessidade de análises complementares para a identificação detalhada dos materiais presentes nos componentes das células estudadas.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) e à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS) pelo apoio à realização deste trabalho, bem como aos professores Dr. Marçal Pires e Dr. Vicente Canalli pelas orientações e contribuições. Por fim, agradecem à Globalbat pelo apoio e colaboração.

## REFERÊNCIAS

[1] ZHANG, Sheng S. Status, opportunities, and challenges of electrochemical energy storage. *Frontiers in Energy Research*, Lausanne, v. 1, art. 8, 2013. DOI: https://doi.org/10.3389/fenrg.2013.00008

[2] NEKAHI, Atiyeh; DORRI, Mehrdad; REZAEI, Mina; BOUGUERN, Mohamed Djihad; REDDY, Anil Kumar Madikere Raghunatha; LI, Xia; DENG, Sixu; ZAGHIB, Karim. Comparative issues of metal-ion batteries toward sustainable energy storage: lithium vs. sodium. Batteries, Basel, v. 10, n. 8, p. 279, 2024. DOI: https://doi.org/10.3390/batteries10080279

[3] NAKHANIVEJ, P. et al. Forensic and Performance Evaluation of Large Format Commercial Sodium-Ion Cells. *ACS Applied Energy Materials*, v. 9, n. 9, p. 5555–5563, 2026. DOI: 10.1021/acsaem.5c03924.

[4] KIM, T.; CHO, M.; KWAK, K. Quantitative Analysis of the Li-Ion Solvation Structure in Li-Ion Battery Electrolytes Using ATR-FTIR Spectroscopy. Analytical Chemistry, v. 96, p. 15924–15930, 2024. DOI: 10.1021/acs.analchem.4c02779.

[5] SMITH, B. C. Fundamentals of Fourier Transform Infrared Spectroscopy. 2. ed. Boca Raton: CRC Press, 2011.,

[6] SILVA, Thuane Teixeira da; RIBEIRO, Matheus Pereira; NEUBA, Lucas de Mendonça; MONTEIRO, Sergio Neves; MEDEIROS, Marcos Paulo Cavaliere de; NASCIMENTO, Lucio Fabio Cassiano. Caracterização por FTIR e DRX de alumínio e tecidos de linho e aramida para reforço em matriz de PEAD para proteção balística e radiológica em capacetes balísticos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL, 77., 2024, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: ABM, 2024

[7] CAMPANALE, C. et al. Fourier Transform Infrared Spectroscopy to Assess the Degree of Alteration of Polypropylene and Polyethylene Microplastics Exposed to Ultraviolet Irradiation. Polymers, v. 15, n. 5, 2023.

[8] TAWONEZVI, Tendai; SINTO, Anele; ZIDE, Dorcas; NOMNQA, Myalelo; BLADERGROEN, Bernard J. Recovery of organic electrolyte solvents from spent perforated Li-ion cells using a low-temperature vacuum-assisted distillation process. Chemical Engineering Journal Advances, v. 24, p. 100896, 2025. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ceja.2025.100896,

[9] SHI, Jun-li; LI, Hao; FANG, Li-feng; LIANG, Zhi-ying; ZHU, Bao-ku. Improving the properties of HDPE based separators for lithium ion batteries by blending block copolymer PE-b-PEG. Chinese Journal of Polymer Science, Beijing, v. 31, n. 2, p. 309–317, 2013. DOI: 10.1007/s10118-013-1222-y

[10] ÖZKAN, Kadriye Nergiz Ayhan; SALTAN, Fehmi; ŞİRİN, Kamil. Comparative Thermal and Viscoelastic Performance of Virgin and Recycled HDPE/PP Blends: Implications for Melt Swelling Behavior. Macromolecular Materials and Engineering, v. 311, n. 5, e70240, 2026. DOI: 10.1002/mame.70240.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# DIRECIONABILIDADE DE VEÍCULOS *RWD/FWD* PROPELIDOS A ELETRICIDADE COM DOIS MOTORES *ON THE WHEEL* OU INDEPENDENTES NA RODA

Eduardo Duarte Cabral - Autor [1]
Jorge Pimentel de Morais - Autor [2]
Lucas Melo Machado - Autor [3]
Marçal Rodrigues Pires - Autor [4]
Julio Cesar Marques de Lima - Orientador [5]
Vicente Mariano Canalli - Orientador [6]

**RESUMO**

A tração na roda de veículos elétricos (VEs), oferece vantagens como torque imediato, aceleração rápida, melhor distribuição de peso devido às baterias no assoalho e maior eficiência energética. A configuração traseira, comum em VEs, melhora a aderência e a dirigibilidade, enquanto motores independentes nas rodas aumentam a segurança. Como desvantagens tem-se a penetração de resíduos, eventuais deformações devido a impactos sofridos diretamente nas rodas e em alguns casos a complexidade do sistema de acionamento. Este artigo propõe uma revisão sobre a *direcionalidade* de veículos elétricos com dois motores *on the wheel* ou independentes na roda dispostos em um único eixo que é normalmente o traseiro. Uma das principais vantagens destes motores é a rotação independente, podendo reproduzir a função de um diferencial mecânico que em geral é pesado. Inicia-se a análise, apresentando o conceito tradicional de GDL, ou Graus de Liberdade ou do movimento deste veículo.

**Palavras Chave —** Veículos elétricos, Tração na roda, Direcionalidade, *on the wheel*

[1] Materials Master Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[2] Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil
[3] Materials Engineering Master, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[4] Prof Dr. Eng, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[5] Prof. Me. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
[6] Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

O tema aqui descrito pode ser interpretado de forma simples, como as maneiras independentes que o veículo pode se mover no plano, incluindo translações (frente/trás, cima/baixo, lados). Este conceito é crucial na física e engenharia para modelar movimentos, analisar estruturas e projetar mecanismos.

# STEERING CAPABILITY OF RWD/FWD VEHICLES PROPELLED BY ELECTRICITY WITH TWO ON-THE-WHEEL MOTORS

Eduardo Duarte Cabral - Author (1)
Jorge Pimentel de Morais - Author (2)
Lucas Melo Machado - Author (3)
Marçal Rodrigues Pires - Author (4)
Julio Cesar Marques de Lima - Adviser (5)
Vicente Mariano Canalli - Adviser (6)

**ABSTRACT**

Electric vehicle (EV) wheel drive, especially rear-wheel or all-wheel drive, offers advantages such as immediate torque, rapid acceleration, better weight distribution due to batteries in the floor, and greater energy efficiency. The rear-wheel configuration, common in EVs, improves grip and handling, while independent motors on the wheels increase safety. Disadvantages include the penetration of debris, potential deformations due to impacts directly on the wheels, and in some cases, the complexity of the drive system. This article proposes a review of the steering of electric vehicles with two independent on-the-wheel motors on a single axle, usually the rear axle. One of the main advantages of these motors is independent rotation, which can reproduce the function of a mechanical differential, which is generally heavy. The analysis begins by presenting the traditional concept of Degrees of Freedom (DOF) regarding the vehicle's movement. The topic described here can be interpreted simply as the independent ways a vehicle can move within a plane, including translations (forward/backward, up/down, and side-to-side). This concept is crucial in physics and engineering for modeling motion, analyzing structures, and designing mechanisms.

## 1.INTRODUÇÃO

Considerando a iminente escassez de combustíveis fósseis e os desafios ambientais, há uma necessidade de compreender as implicações do uso de propulsões alternativas aos motores de combustão interna para o chassi. Novos conversores e sistemas de armazenamento de energia estabelecem condições para o desenvolvimento do chassi como uma plataforma. A transição para um novo tipo de chassi de veículos, é impulsionada em parte por novas tecnologias de propulsão e sistemas de armazenamento de energia. Do ponto de vista das montadoras, é importante promover o uso dessa oportunidade para melhorar a segurança preventiva e reduzir ainda mais o consumo de energia, de forma a permitir e mobilidade sustentável por meio da utilização de energias renováveis no acionamento de veículos. Além disso, as exigências de segurança sofreram uma mudança drástica durante a última década. Em geral, o design clássico de veículos tradicionais não permite adicionar novas funções ou aprimorar as existentes sem um aumento significativo nos custos. A *pick-up Lordstown Endurance* e o *Lightyear One* (EV Central,

2023) lançados em 2019 na Holanda, vistos na figura 5 de [1], operam com quatro motores elétricos na roda, que são comandados por conversores eletrônicos e um sistema de automação.



(a)*Pick-up Lordstown Endurance*



(b)*Lightyear One*

**Figura 1:** Veículos com quatro motores elétricos – um em cada roda

Nestes veículos equipados com motores elétricos nas rodas, os sistemas mecânicos são substituídos por dispositivos de controle eletrônicos. A figura 2 ilustra o painel de instrumentos da pick up *Lordstown Endurance*, que inclui conforme [3], a representação gráfica do comportamento das rodas.



**Figura 2:** *Pick-up Lordstown Endurance* com quatro motores elétricos

Os veículos elétricos equipados com motores elétricos independentes, utilizam máquinas síncronas de ímãs permanentes nas rodas. A tração elétrica nas rodas supera as limitações físicas dos carros a combustão, entregando desempenho superior e maior aderência ao solo, proporcionando:

a) Aceleração e torque Instantâneo: Tendo em vista que motores elétricos entregam torque máximo instantaneamente, proporcionando respostas rápidas.

b) Melhor distribuição de peso: Com baterias planas no assoalho, o centro de gravidade baixo e a distribuição de peso equilibrada melhoram a estabilidade e aderência.

c) Gerenciamento independente de torque (*Dual Motor/AWD*): Sistemas com múltiplos motores permitem controlar a força em cada roda individualmente, otimizando a tração em curvas e superfícies escorregadias.

d) Melhor dirigibilidade e desempenho: A tração traseira em VEs oferece melhor aderência em aceleração e manobras mais flexíveis. Em geral a tração dianteira tende a fazer o veículo sair de frente.

e) Simplicidade e espaço: Motores elétricos são compactos, permitindo tração traseira ou integral sem a necessidade de diferenciais centrais complexos, liberando espaço interno.

f) Maior eficiência energética: Motores elétricos podem frear o veículo e recarregar a bateria (frenagem regenerativa) simultaneamente, aumentando a autonomia.

Assim, este artigo propõe uma revisão sobre a *direcionalidade* de veículos elétricos com dois motores independentes na roda - *on the wheel* em um único eixo que é normalmente o traseiro. Uma das principais vantagens destes motores é a rotação independente, podendo reproduzir a

função de um diferencial mecânico. O principal objetivo deste trabalho é analisar os graus de liberdade ou GDL do movimento no plano deste veículo.

## 2. CONCEITO DE GRAUS DE LIBERDADE

Os Graus de Liberdade de um movimento (GDL) representam o número de maneiras independentes que um objeto ou sistema físico pode se mover no espaço, incluindo translações e rotações. Um corpo rígido no espaço de três dimensões possui seis graus de liberdade [4]: três translações (frente/trás, cima/baixo, lados) e três rotações (em torno dos três eixos), como ilustrado na figura 3.

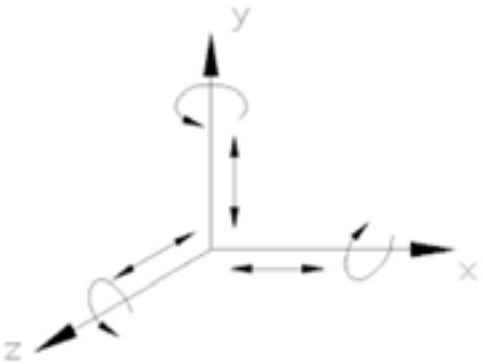



**Figura 3:** Os seis graus de liberdade de um corpo rígido

## 3. CONFIGURAÇÕES TÍPICAS NO ACIONAMENTO DE VEÍCULOS

A referência [4], apresenta uma série de configurações e alguns exemplos de veículos comerciais. A nomenclatura de cada configuração obedece as seguintes siglas, relacionadas a:

a) Frenagem - AWB (*All Wheel Brake*) (Freio em Todas as Rodas): Todas as rodas freiam individualmente

b) Tração em duas rodas - RAD (*Rear Axle Drive*) (Tração no Eixo Traseiro): Ambas as rodas traseiras são acionadas em conjunto RWD (*Rear Wheel Drive)* (Tração Traseira): Ambas as rodas traseiras são acionadas individualmente

c) Tração em quatro rodas - AWD (*All Wheel Drive*) (Tração nas Quatro Rodas): Todas as rodas são acionadas individualmente

d) Tração em quatro rodas e controle de carga - AWW (*All Wheel Wheel-load*) (Tração nas Quatro Rodas com Carga nas Rodas): Todas as rodas são acionadas de forma individual e verticalmente

e) Movimentação das rodas - RAS (*Rear Axle Steer*) (Direção no Eixo Traseiro): As rodas traseiras são esterçadas em conjunto - FAS (*Front Axle Steer*) (Direção no Eixo Dianteiro): As rodas dianteiras são esterçadas em conjunto - AAS (*All Axle Steer*) (Direção em Todos os Eixos): Ambos eixos são esterçados individualmente

f) Acionamento individual das quatro rodas - AWD|S|W (*All wheel drive and steer and wheel-load*) (Tração, Direção e Carga nas Quatro Rodas): Todas as rodas são acionadas, esterçadas e acionadas verticalmente de forma individual.

Um dos desenvolvimentos mais simples é a configuração RWD (*Rear Axle Drive*) (Tração no Eixo Traseiro) / FAD (*Front Axle Steer*) (Direção no Eixo Dianteiro).

## 4. DIRECIONALIDADE EM VEÍCULOS *RWD/FAD*

A tração RWD/ FAD, abordada neste artigo, adota dois motores nas rodas do eixo traseiro para fornecer um procedimento de tração não complexo, permitindo a seguinte *direcionalidade*:

a) Para frente (Aceleração): Ambas as rodas giram para frente

b) Para trás (Ré/Desaceleração): Ambas as rodas giram para trás

c) Curva para a direita: A roda esquerda gira para frente enquanto a roda direita permanece parada ou gira mais lentamente (ou para trás).

d) Curva para a esquerda: A roda direita gira para frente enquanto a roda esquerda permanece parada ou gira mais lentamente.

e) Giro de 360 graus (Pião): Uma roda gira intensamente para frente enquanto a outra gira para trás, permitindo que o aparelho gire no próprio eixo.

f) Parada: Os motores param de funcionar.

g) Rotação Independente (Diferencial Eletrônico): Cada roda pode girar em uma velocidade diferente da outra. Isso permite curvas muito mais ágeis, pois a roda externa pode girar mais rápido que a interna sem necessidade de um diferencial mecânico pesado.

A figura 4 resume as configurações de acionamento de veículos *RWD/FAD* com dois motores independentes nas rodas traseiras.

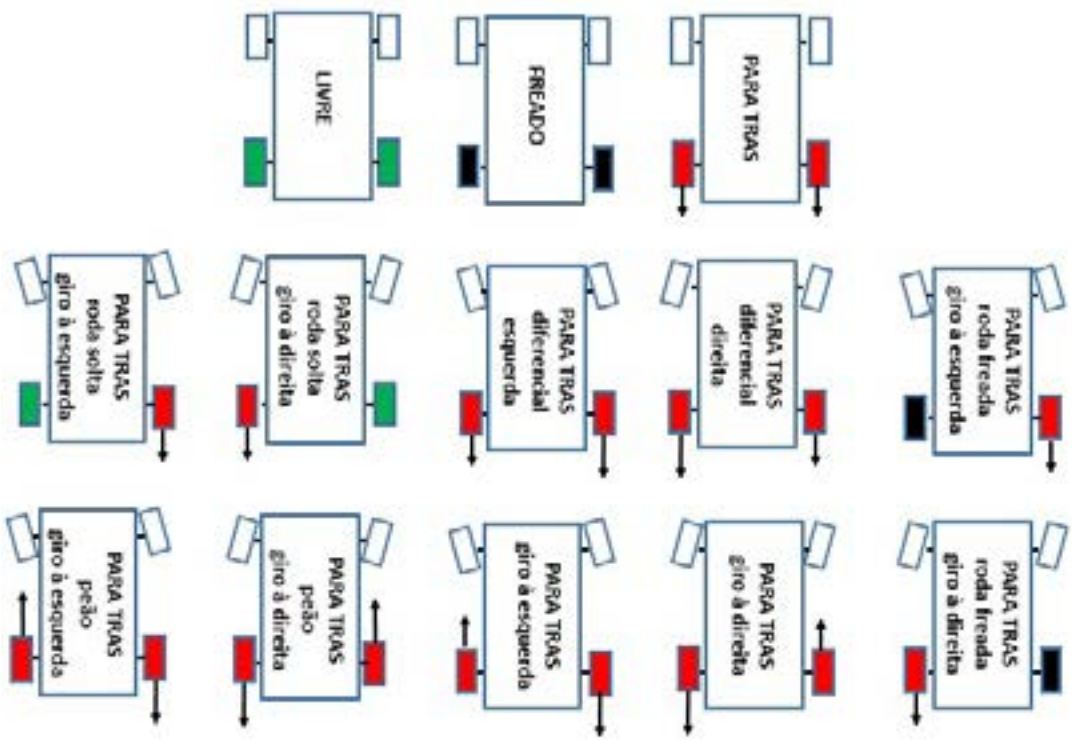



**Figura 4**: Configurações para o acionamento de veículos RWD/FAD para frente

## 5. FUNÇÃO DIFERENCIAL MECÂNICO EM VEÍCULOS *RWD/FAD*

Quando um veículo se desloca em linha reta, as duas rodas percorrem a mesma distância à mesma velocidade como ilustra a figura 5(a) de [6]. Quando um veículo descreve uma curva, as rodas interiores percorrem uma trajetória menor do que as rodas externas, como ilustra a figura 5(b)

Se ambas as rodas motrizes estivessem rigidamente fixas a um único eixo, acionado pela roda da coroa, teriam de rodar à mesma velocidade, o que causaria a derrapagem da roda que percorre o menor trajeto.



(b) percurso plano (b) percurso curvo

**Figura 5:** Comportamento das rodas no eixo de um veículo

A fim de se evitar este inconveniente, o eixo apresenta-se dividido em dois semieixos cada um dos quais é movido de forma independente pelo diferencial mecânico visto na legenda (a) da figura 6 de [6]. Desta forma este dispositivo mecânico essencial, faz com que quando a roda interior diminua a velocidade, a exterior acelere, com a coroa girando na velocidade média das rodas.



(a)Vista do dispositivo (b)Engrenagens cônicas

**Figura 6:** Diferencial mecânico

As engrenagens cônicas são acopladas de forma que seu eixo forme 90º, como ilustrado na figura 6(b). Os dentes podem ser direitos ou curvos. A roda de coroa e o pinhão de ataque são normalmente engrenagens cônicas *hipóides* com dentes curvos e eixos situados em planos diferentes.

A adoção de motores elétricos independentes *on-the-wheel* permite eliminar a necessidade de tal transmissão complexa entre os eixos e as rodas, necessária quando o motor de combustão constitui a única unidade de potência

## 6. DESCRIÇÃO DE UM ACIONAMENTO TÍPICO *REAR AXLE DRIVE*

Um sistema típico de acionamento *Rear Axle Drive* é composto pelo motor *brushless* na roda, uma estrutura de potência para o acionamento

### 6.1. Motores BLDC - *Brushless Direct Current*

Os veículos elétricos equipados com motores elétricos nas rodas descritos em [5] utilizam máquinas síncronas de ímãs permanentes nas rodas. Em conjunto com um acionamento eletrônico de potência que emula um Motor de Corrente Continua ou CC sem Escovas, designada em inglês como *Motor Brushless DC*. Na figura 7 de [5] são apresentadas as partes construtivas de uma máquina síncrona que pode operar como motor sem escovas ou *brushless* com a utilização de inversores, ou então como motores de passo com alimentação pulsada a velocidades mais baixas.

### 6.2. Estrutura de potência para acionamento Motores *Brushless DC - BLDC*

Nestes motores existem alguns entraves como o processo de partida, normalmente pode envolver sequências de operação aleatória e a posterior formação de um campo girante de menor velocidade via um controle de potência eletrônico



| (a)vista externa | (b) estator | (c)rotor |
|---|---|---|

**Figura 7:** Máquina síncrona na roda - *in-wheel*

A figura 8 de [8] apresenta o diagrama típico de acionamento de um motor de corrente contínua sem escova – *brushless,* utilizadoo no acionamento de motores na roda ou *in-wheel.*

O motor apresentado na figura é auto pilotado com a utilização de sensores de efeito Hall, cujos terminais ficam acessíveis nos motores comerciais e que oferecem informações importantes para o acionamento abordado neste trabalho. Neste caso os sensores são ativados pelo campo magnético produzido pelos ímãs que estão afixados no rotor da Máquina Síncrona de Imãs Permanentes – MSIP, instalada na roda no veículo.

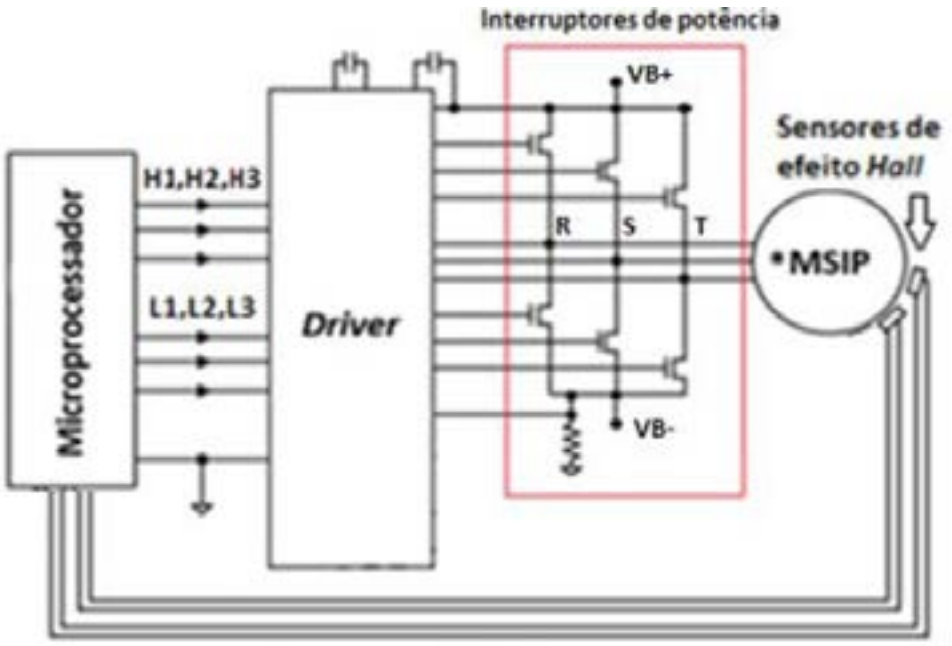



**Figura 8:** Acionamento típico de motores na roda de veículos elétricos

6.3 Diagrama em blocos de um sistema de controle típico.

O acionamento típico *RWD* se assemelha ao de diagrama em blocos de um sistema *hoverboard* visto na figura 9 de [9]. O diagrama representa o acionamento de dois motores independentes na forma de blocos. Os dois motores de cubo de roda BLDC são controlados por um *driver* alimentado por uma bateria. Um inversor trifásico aciona o motor. O controle em malha fechada é implementado usando uma lógica de controle, que fornece os pulsos de disparo necessários para o circuito do *driver.* A conversão de tensão CC-CC é abaixadora, sendo destinada a alimentar os *drivers* de disparo do inversor e do *controlador*. O *controlador* recebe a entrada das linhas do sensor de efeito Hall do motor, organizando a energização das fases do motor de acordo com as entradas do potenciômetro que decide a direção de acionamento e a posição do acelerador.

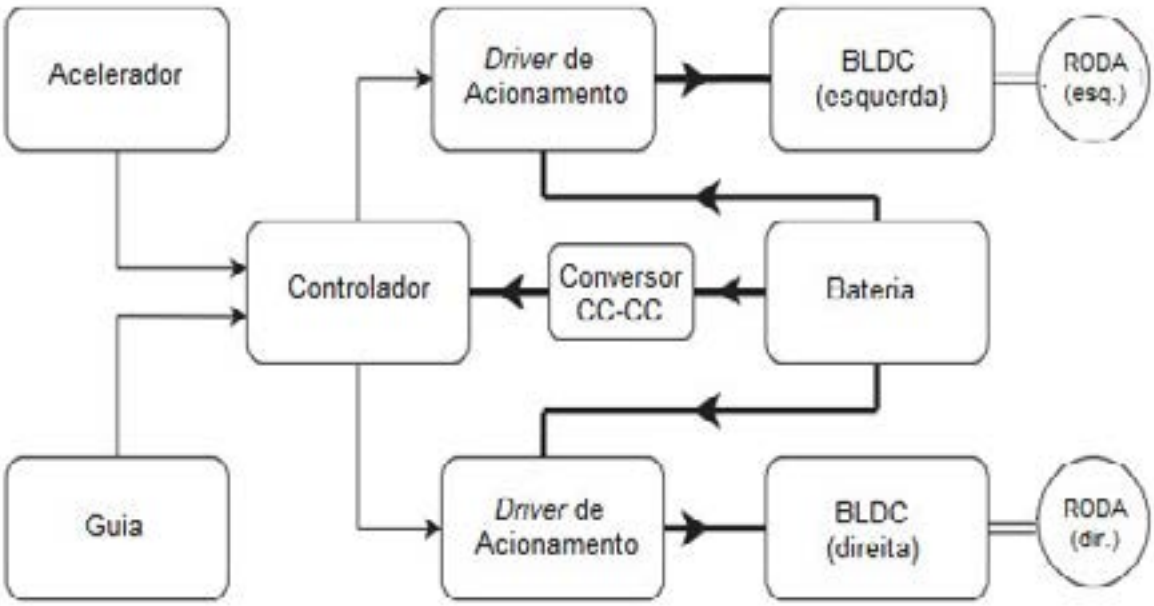



**Figura 9:** Diagrama em blocos típico de um acionamento de um sistema *hoverboard*

## CONCLUSÃO

Estudos de *direcionalidade* são pouco frequentes na literatura. A abordagem apresentada neste artigo, resumiu as diferentes possibilidades de acionamento de um veículo elétrico com dois motores independentes nas rodas. A modalidade *RWD/FWD* foi descrita considerando as possibilidades de manobra no plano, para frente e para trás. Dentre as principais necessidades dos veículos *RWD/FWD* está a função diferencial eletrônico, cuja função foi descrita neste artigo. A topologia estudada é considerada uma das mais simples no grupo de veículos elétricos com motores *in the weel* ou independentes nas rodas. O propósito deste artigo foi de servir de base para a futura implementação de um protótipo, proporcionando a compreensão de seus principais requisitos e conjunto de funcionalidades em termos de alteração de sentido e direção.

## AGRADECIMENTO

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer, pelo incentivo às iniciativas.

## REFERÊNCIAS

[1] SITE (2026) - CNET, https://www.cnet.com/roadshow/news/lordstown-endurance-electric-pickup-truck-in-wheel-hub-motors/

[2] SITE (2026) – INSIDE EVS - https://insideevs.uol.com.br/news/534948/carro-eletrico-solar-lightyear-one/

[3] SITE (2026) – GREEN CAR REPORTS - https://www.greencarreports.com/news/1129716_lordstown-motors-shows-electric-truck-interior-confirms-40-000-pre-orders

[4] JONASSON M., Exploiting individual wheel actuators to enhance vehicle dynamics and safety in electric vehicles – Doctoral Thesis - KTH Royal Institute of Technology - Stockholm, Sweden, 2009

[5] CANALLI V.M. Material didático – ECPC-VC, 2026

[6] SELEÇÕES READERS DIGEST, O Livro do Automóvel, 1981

[7] GOMES J.S.V., BERGEL F., QUADROS L.M.N., MACHADO L.M., CANALLI.V.M., Protótipo de Motor Elétrico para o Cubo de Rodas, RENOMAT 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2023.

[8] ABRUZZI, Guilherme da Rosa, Estudo em Implementação de Circuito Microprocessado aplicado à Unidade de Comando de um Motor Brushless, 2016, Trabalho de Conclusão de Curso. (Graduação em Engenharia Elétrica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. Orientador: Vicente Mariano Canalli

[9] KARTHICK M., KUMAR K.S.P, PRANISH N.C.V., RAMYA R., MOHANRAJAN S.R., Electric Hover Board IEEE PES/IAS Power Africa, 2020.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# TÓPICOS GERAIS ACERCA DO *FIRMWARE* UTILIZADO EM VEÍCULOS PROPELIDOS A ELETRICIDADE

Orides Jeremias Wachholz - Autor [1]
Jorge Pimentel de Morais - Autor [2]
Jonathan Pacini Bortolotto - Autor [3]
Lucas Melo Machado - Autor [4]
Marçal Rodrigues Pires - Orientador [5]
Vicente Mariano Canalli - Orientador [6]

**RESUMO**

A relação e similaridade verificada ao longo dos anos entre os dispositivos utilizados em veículos elétricos e os materiais utilizados nas energias renováveis, formam a base da transição para uma economia de baixo carbono e mobilidade sustentável. A energia limpa e os materiais avançados têm em vista garantir a eficiência dos circuitos e o armazenamento adequado de energia. Gravado em circuitos integrados, o *firmware* é responsável pelo *POST - Power-On Self-Test* que inicializa, testa e configura o *hardware* necessário a operação de algum dispositivo elétrico ou eletrônico, antes de carregar o sistema operacional. Sem um sistema operacional, não é possível inicializar ou executar programas. O sistema operacional ou *OS – Operating System* de um veículo elétrico ou *EV – Electric Vehicle*, é uma plataforma de *software* especializada que gerencia o *hardware*, os componentes eletrônicos e os aplicativos do carro, controlando e integrando todas as funções do veículo. Os componentes do *firmware* dos veículos elétricos, em alguns casos, são similares aos utilizados em circuitos dedicados a geração da energia renovável

**Palavras Chave —** *Firmware*, veículos elétricos, sistema operacional, *sustentabilidade*

[1] Electrical Engineering Student; CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil
[2] Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil
[3] Production Engineer Student, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil
[4] Materials Engineering Master, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[5] Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
[6] Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

. O *firmware* garante a eficiência, sustentabilidade e segurança necessária à utilização de materiais críticos nas baterias e sistemas de acionamento. Tendo em vista ser um tema muito pouco difundido na literatura, este artigo aborda tópicos gerais sobre o *firmware* utilizado em veículos elétricos. Os tópicos envolvem o controle da propulsão, gerenciamento de energia, atualização remota, *OTA - Over-the-Air* e entretenimento.

# GENERAL TOPICS REGARDING FIRMWARE USED IN ELECTRICALLY POWERED VEHICLES

Orides Jeremias Wachholz - Author (1)
Jorge Pimentel de Morais - Author (2)
Jonathan Pacini Bortolotto - Author (3)
Lucas Melo Machado - Author (4)
Marçal Rodrigues Pires - Adviser (5)
Vicente Mariano Canalli - Adviser (6)

**ABSTRACT**

The relationship and similarity observed over the years between the devices used in electric vehicles and the materials used in renewable energies form the basis for the transition to a low-carbon economy and sustainable mobility. Clean energy and advanced materials aim to ensure circuit efficiency and adequate energy storage. Recorded in integrated circuits, the firmware is responsible for the POST - Power-On Self-Test, which initializes, tests, and configures the hardware necessary for the operation of an electrical or electronic device before loading the operating system. Without an operating system, it is not possible to initialize or run programs. The operating system, or OS, of an electric vehicle (EV) is a specialized software platform that manages the car's hardware, electronic components, and applications, controlling and integrating all vehicle functions. The firmware components of electric vehicles are, in some cases, similar to those used in circuits dedicated to renewable energy generation. The firmware ensures the efficiency, sustainability, and safety necessary for the use of critical materials in batteries and drive systems. Given that this is a topic that is not widely discussed in the literature, this article addresses general aspects of firmware used in electric vehicles. These topics include propulsion control, energy management, remote updates, OTA (Over-the-Air) communication, and entertainment.

## 1.INTRODUÇÃO

Um Sistema Operacional (SO) é composto por um *software* básico ou *firmware* de baixo nível, que gerencia os recursos de *hardware* (processador, memória, armazenamento) e *software* de um dispositivo, agindo como ponte entre o usuário e a máquina. Este sistema também chamado de *firmware* permite o funcionamento de aplicativos, gerencia arquivos, controla periféricos e fornece uma *interface* amigável para interação, sem necessidade de programar. Sem um sistema operacional, os processadores não conseguem inicializar ou

executar programas. O sistema operacional (SO) de um veículo elétrico (VE) é uma plataforma de *software* especializada que gerencia o *hardware*, os componentes eletrônicos e os aplicativos do carro, funcionando como o controle digital que integra todas as funções do veículo. Ao contrário dos veículos tradicionais, onde vários módulos funcionam de forma independente, o *SO* de um *EV* centraliza o controle da propulsão, gerenciamento de energia e entretenimento, permitindo ainda atualizações remotas (*OTA - Over-the-Air*) [1]. Os *softwares* utilizados no nível de *BIOS - Basic Input/Output System* (Sistema Básico de Entrada e Saída ou *firmware* de baixo nível) de um veículo elétrico (*EV*) são responsáveis por inicializar o *hardware*, gerenciar o fluxo de energia e garantir a segurança do sistema. Ao contrário de um computador doméstico, que usa uma única *BIOS* ou seu sucessor a *UEFI - Unified Extensible Firmware Interface*, que é mais rápida e suporta maior armazenamento, um VE possui múltiplos processadores embarcados, cada um com seu próprio *firmware* especializado. Neste caso se organiza o armazenamento de dados de forma a reduzir a complexidade dos componentes físicos, permitindo que os mesmos *softwares* funcionem em diferentes *hardwares*. Também permite garantir acesso seguro, gerenciando permissões e protegendo o sistema.

## 2. *ECUs - ELECTRONIC CONTROL UNITS*) OU UNIDADES DE CONTROLE ELETRÔNICO

A complexidade do sistema eletrônico de um veículo é imensa, uma vez que o automóvel integra uma rede de processadores interconectados. Neste caso, cada *ECU – Electronic Control Unit* [2] e [3], é especializada em uma tarefa, visando aliviar o processador central. Os veículos elétricos possuem *ECUs* distintas para o motor, bateria, freios, ar-condicionado e outros. Diferente dos veículos a combustão, os VEs - Veículos Elétricos, dependem fortemente desses sistemas para o gerenciamento de energia e propulsão. As principais *ECUS* são denominadas e estruturadas como segue:

### 2.1. *BCM - Body Control Module* ou Módulo de Controle da Carroceria

Em veículos elétricos modernos (e carros a combustão avançados), o controle de equipamentos da carroceria, geralmente é delegado a um módulo especializado chamado *BCM - Body Control Module* (ou Módulo de Controle da Carroceria), que é um tipo específico de *ECU*. Os elementos periféricos são todos aqueles que contribuem para tais ajustes com leituras e adaptações de funcionamento. Tais elementos estão divididos em dois grupos principais, que são os sensores e atuadores. Em conjunto, esses módulos formam o sistema central que comanda as travas, vidros, luzes, limpadores de para-brisa e outros equipamentos elétricos dos veículos. Nos modelos da *BYD*, como o *Dolphin Plus* estudado neste artigo e visto na figura 1, o sistema de controle de carroceria é normalmente dividido em unidades menores e especializadas para aumentar a eficiência, reduzir a fiação e controlar os motores, luzes e sensores de forma integrada.



**Figura 1:** Veículo BYD *Dolphin Plus* disponível no ECPC-VC

Estas unidades são:

a) *Left Body Controller* (Unidade Controladora Esquerda): Responsável por gerenciar os componentes e comandos da parte esquerda do carro, cuja versão compatível, pode ser identificada através da figura 2.




(a) identificação



(b)versão da placa

**Figura 2:** *Left Body Controller* do *Dolphin Plus estudado*

Destaca-se no veículo abordado, de acordo com a figura 3, o cabeamento complexo, a vistas do invólucro e da placa e sua degradação, uma vez que o veículo foi sinistrado na enchente de 2020.



(a) cabeamento



(b) acondicionamento



(c) frente



(d) traseira



(f) degradação da placa



(e) presença de microprocessador

**Figura 3**: Componentes e acessórios da *Left Body Controller* do *Dolphin Plus sinistrado*

Também na figura 3 é possível visualizar a presença de um microprocessador.

Outras *BCMs* com características similares são:

b) *Right Body Controller* (Unidade Direita): Controla as funções da carroceria, iluminação e conforto, localizadas no lado direito do veículo.

c) *Rear Body Controller* (Unidade Traseira): Gerencia os sistemas localizados na traseira do automóvel.

### 2.2 *VTMS - Vehicle Thermal Management System* ou Módulo de Gestão Térmica

Nos veículos elétricos, o gerenciamento térmico e do ar-condicionado é feito por uma central conhecida como Módulo de Gestão Térmica ou *ECU* de Gestão Térmica (Unidade de Controle Eletrônico). O sistema de gerenciamento térmico geral do veículo elétrico, muito mais complexo do que o ar-condicionado comum, pois resfria a bateria e a eletrônica de potência. O termo usado na indústria é *TMS - Thermal Management System* Controller ou *VTMS - Vehicle Thermal Management System ECU*, quando a *ECU* gerencia a temperatura geral do veículo incluindo não somente a cabine, mas também a refrigeração das baterias e do motor elétrico.

Quando separada, a central eletrônica (*ECU*) responsável pelo ar condicionado e climatização da cabine do veículo é chamada de *HVAC - Heating, Ventilation, and Air Conditioning ou CCM - Climate Control Module***.** Esse módulo controla o sistema de aquecimento, ventilação e ar-condicionado da cabine. O módulo dedicado (*HVAC*), em veículos propelidos a eletricidade, pode ser integrado à central térmica central para resfriar a bateria de alta tensão e os motores elétricos. O compressor, por sua vez, é acionado eletricamente e recebe instruções do inversor guiado por essas unidades de controle.

### 2.3. *EBCM - Electronic Brake Control Module* ou Módulo Eletrônico de Controle de Freios

A *EBCM - Electronic Brake Control Module* (ou Módulo Eletrônico de Controle de Freios) gerencia os freios do veículo. Quando faz parte de sistemas mais complexos e integrados de veículos comerciais, também pode ser chamada de unidade *EBS - Electronic Braking System* (ou Sistema Eletrônico de Freios).

A principal função desse módulo é receber os dados dos sensores de velocidade nas rodas e gerenciar sistemas de segurança fundamentais [4], como:

a) ABS - *Anti-lock Braking System*: É o sistema antitravamento.

b) ESC - *Electronic Stability Control*: Controle eletrônico de estabilidade.

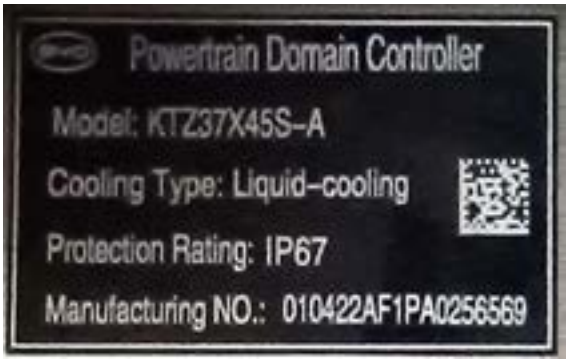
c) EBD - *Electronic Brake Distribution*: Distribuição eletrônica da força de frenagem.

## 3. COMPONENTES DO SISTEMA DO TREM DE FORÇA *POWERTRAIN* OITO EM UM

No veículo propelido a eletricidade *Dolphin Plus***,** disponíbilizado no ECPC-VC – Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura Vicente Canali, o sistema oito em um é localizado no cofre dianteiro do veículo estudado como ilustra a figura 4.



(a) localização dos componentes




(b) placa de identificação e dados

**Figura 4:** *Powertrain* do veículo *Dolphin Plus*

Esse sistema integra fisicamente oito componentes, e faz parte da *e-Platform 3.0* da BYD [5] e [6], desenvolvida exclusivamente para veículos elétricos. O sistema de trem de força ou *powertrain*, oito em um no BYD *Dolphin* estudado é um conjunto propulsor compacto que integra oito componentes eletrônicos e mecânicos essenciais em um único bloco.

O sistema do bloco mecânico visto na figura 5(a) é composto pelo motor que é elétrico e o sistema de transmissão.



(a) componentes mecânicos (b) conexões elétricas de potência e recarga

**Figura 5:** *Powertrain* do veículo *Dolphin Plus*

3.1 Motor elétrico de acionamento

Em geral um motor elétrico simples síncrono de ímãs permanentes que em conjunto com um inversor e um sistema de controle, resulta na configuração de motor de corrente contínua sem escovas ou *brushless*.

3.2 Sistema de Transmissão

É um sistema composto por engrenagens que são responsáveis pela alteração da velocidade e ajuste dos torques necessários a propulsão do veículo

3.3 Unidade Inversor e controladores *MCU - Motor Control Unit*

Os blocos eletrônicos de potência do *powertrain* cujas conexões elétricas são vistas na figura 5(b), incluem o inversor, controlador CC-CC e o carregador integrado.

O inversor converte a corrente contínua (CC) da bateria em corrente alternada (CA) para o motor. Permite utilizar energia da bateria para fazer acionar o motor elétrico controlando a velocidade e o torque do veículo.

É o inversor/controlador elétrico de potência que aciona a unidade de propulsão. Responsável por traduzir as ordens da *VCU* em movimento real, esta realiza o controle físico e elétrico do motor.

A *MCU* converte a energia de corrente contínua (CC) da bateria *Blade* em corrente alternada (CA) para o motor elétrico de tração. Permite ajustar a velocidade, a rotação ou RPM e o torque do motor de forma precisa, além de gerenciar a frenagem regenerativa. Em um veículo elétrico, a sigla *MCU - Motor Control Unit* [8] em inglês, refere-se à Unidade de Controle do Motor

3.4 Controlador CC-CC

O controlador CC-CC do *BYD Dolphin Plus* é responsável por reduzir a tensão elevada da bateria principal do veículo (que pode chegar a centenas de Volts) e transformá-la em uma tensão contínua constante de 12V.

Essa tensão reduzida é vital para carregar a bateria auxiliar, localizada debaixo do banco traseiro. Também, alimenta os sistemas elétricos e eletrônicos convencionais do carro, como o painel de instrumentos, central multimídia, faróis, luzes de seta, iluminação interna, travas elétricas, vidros e ar-condicionado.

No *Dolphin Plus*, esse controlador fica alojado diretamente dentro do trem de força.

É importante destacar que na bateria auxiliar é encontrada também uma placa com um *BMS - Battery Management System* [7] cuja função é descrita em um item na sequência, e que também inclui um microprocessador, como ilustra a figura 6.



(a) *BMS* da bateria auxiliar



(b) microcontrolador

**Figura 6:** Detalhes da bateria auxiliar do veículo *Dolphin Plus*

3.5 *OBC - On-Board Charger* ou Carregador Integrado

As redes elétricas tradicionais (casas, comércios e carregadores lentos públicos) fornecem energia CA. O Carregador Integrado (ou *OBC-On-Board Charger*) e o *wallbox* (carregador de parede) são os componentes interno e externo do *BYD Dolphin Plus* responsáveis por converter a energia de Corrente Alternada (CA) da tomada em Corrente Contínua (CC), de forma que a bateria do carro possa armazenar energia. A velocidade máxima de recarga em corrente alternada é determinada pelas características destes dispositivos.

Além do motor, transmissão, componentes e blocos de potência o *powertrain* inclui unidades de controle eletrônico internas formando uma única peça compacta. Os principais objetivos são, otimizar o espaço interno, diminuir a quantidade de chicotes de fiação e melhorar a eficiência energética. É importante frisar que qualquer intrusão, diagnóstico, leitura de falhas ou atualização nessas *ECUs* deve ser feito exclusivamente por técnicos autorizados com equipamentos de *scanner* próprios da *BYD*.

3.6 *VCU - Vehicle Control Unit* ou Unidade de Controle do Veículo

É uma central eletrônica complexa e blindada, não sendo também acessível para manutenção comum. A *VCU* (*Vehicle Control Unit*) coleta os comandos do motorista (como aceleração e frenagem) e gerencia os subsistemas críticos, como o motor e a bateria, para garantir a segurança, desempenho ideal e controle do torque em tempo real.

As principais funções da *VCU* incluem o gerenciamento de torque e potência que traduz a pressão no pedal do acelerador em comandos de potência para o motor elétrico. Também proporciona a frenagem regenerativa, detectando quando o motorista libera o acelerador ou pisa no freio, instruindo o sistema a recuperar energia cinética para recarregar a bateria. Esta central também integra a coordenação de sistemas, via rede *CAN - Controller Area Network* ou barramento *CAN* com a *MCU - Motor Control Unit* (ou Controladora do Motor) e o *BMS - Battery Management System* (Sistema de Gerenciamento da Bateria), garantindo que o veículo opere dentro dos limites seguros de temperatura e tensão. A partir desta placa é possível controlar diferentes dinâmicas do modo de condução, limitando ou liberando desempenho dependendo do modo selecionado (Eco, Normal, ou *Sport*).

3.7 Sistema *BMS - Battery Management System* ou Sistema de Gerenciamento de Bateria

Este sistema monitora o *SoC – State of Charge* (Estado de Carga) e o *SoH - State of Health* (Estado de Saúde da Bateria), otimizando o consumo de energia com vistas a aumentar a autonomia, protegendo de sobrecargas e superaquecimento, mediante o acionamento dos sistemas de refrigeração ou de aquecimento do conjunto de baterias.

Em geral, as *ECUs* responsáveis por gerenciar a bateria principal (ou bateria de maior tensão) e auxiliar (de menor tensão) de um veículo elétrico é chamada de *BMS* [5], sendo responsável também por realizar o balanceamento, equilibrando a carga entre as células para garantir a máxima eficiência e vida útil.

3.8 *PDU - Power Distribution Unit* ou Unidade de Distribuição de Potência

A *PDU* ou Unidade de Distribuição de Potência, gerencia a energia de alta tensão no veículo *BYD* modelo *Dolphin Plus* analisado. Esta unidade distribui a corrente da bateria *Blade* para o motor (204 CV) e demais sistemas, atuando no controle do carregamento e na segurança do veículo. A distribuição denominada de Inteligente, recebe a corrente contínua (CC) da bateria e a distribui conforme a necessidade do veículo para aceleração ou sistemas auxiliares. Em caso de colisão, esta unidade possui fusíveis e relés que interrompem imediatamente a corrente na região de tensões elevadas, protegendo os passageiros de choques elétricos. A unidade opera em conjunto com o sistema de refrigeração para evitar superaquecimento durante recargas rápidas ou acelerações intensas.

## 4. *MCU - MEDIA CONTROL UNIT* OU UNIDADE DE CONTROLE DE MÍDIA

A sigla *MCU - Motor Control Unit* descrita anteriormente no estudo do *powertrain*, também é utilizada para designar outra unidade completamente distinta que é a de Controle de Mídia. Assim, a MCU - *Media Control Unit* [9]**,** responsável por controlar o sistema de som, navegação por *GPS - Global Positioning System*, câmeras 360º, climatização (ar-condicionado), conectividade com celular e *smartphones* (*Apple CarPlay e Android Auto*) comandos de voz, atualizações e ajustes de configurações do veículo. Esta unidade se refere ao computador de bordo que gerencia o sistema de *infoentretenimento*, tela sensível ao toque, navegação, ar-condicionado e as configurações do veículo. Em específico a *Media Control Unit* gerencia os sistemas de multimídia e entretenimento, aplicativos nativos (como *Spotify*), rádio, reprodução de vídeo e conexão *Bluetooth*. Também permite ajustar a temperatura do ar-condicionado digital, intensidade da ventilação e controle do purificador de ar. A seleção das configurações do veículo, como modos de condução, intensidade da frenagem regenerativa, luzes de ambiente, abertura/fechamento de vidros e teto solar é proporcionada por esta unidade. A visualização das câmeras panorâmicas (360º) e acesso às configurações do piloto automático adaptativo e assistentes de faixa (*ADAS - Advanced Driver Assistance Systems*) [4]. Esta unidade também processa os comandos de voz mediante um assistente virtual para controlar diversas funções do carro sem precisar tocar na tela. O *BYD Dolphin Plus* utiliza uma plataforma de *cockpit* inteligente integrada que centraliza o controle do veículo, entretenimento e ajustes. A central fica localizada no centro do painel, consistindo em uma tela flutuante de 12,8 polegadas com o sistema *ICS - Intelligent Cockpit System* da BYD. O sistema de processamento não é diretamente acessível e fica localizado internamente na base ou atrás do conjunto da tela, atuando como um computador automotivo do tipo *Android*. A placa principal abriga tanto a parte de processamento de mídia quanto a comunicação com outros módulos eletrônicos do carro. A central multimídia giratória no painel, é frequentemente designada como *DiLink,* dispositivo interativo responsável pelo entretenimento.

## 5. TÓPICOS ENVOLVENDO O *FIRMWARE* E AS UNIDADES DE CONTROLE ECUS

O *firmware* ou sistemas operacionais [10] de um VE - Veículo Elétrico, são o conjunto de *softwares* de baixo nível instalados em várias *Unidades de Controle Eletrônico* (*ECUs*) que gerenciam o *hardware* do veículo. Diferente dos carros a combustão, os VEs dependem fortemente desses sistemas para o gerenciamento de energia e propulsão. O *firmware* integra as ECU na forma de uma rede que se comunica através do protocolo de rede automotiva chamado CAN Bus. A relação entre os microprocessadores e o *firmware* é essencial. O *firmware* é o código de baixo nível gravado diretamente no *hardware* que instrui o microprocessador sobre como inicializar, controlar componentes e se comunicar com outros dispositivos. Essa relação estabelece um que proporciona operação e funcionalidade do *hardware*.

As funções gerais de um *firmware* são:

a) *POST-Power-On Self Test* : Realiza um autoexame para garantir que o *hardware* está funcionando corretamente. A sigla *POST* tem significados diferentes dependendo do contexto. Por exemplo, Web/Programação (*HTTP POST*), consiste de um método para solicitação do

protocolo HTTP usado para enviar dados de um cliente ou navegador, para um servidor, comum em cadastro de usuários e troca de arquivos.

b) Tradução de comandos: O f*irmware* conecta o microprocessador com os componentes físicos, convertendo comandos complexos do processador em sinais elétricos básicos que o *hardware* entende.

c) Inicialização (*Boot*): Ao alimentar um dispositivo, o microprocessador fica inativo. O *firmware* fornece as instruções iniciais para o processador carregar o sistema operacional. O *boot* define a ordem de inicialização para carregar o sistema operacional sendo responsável por reconhecer e inicializar componentes como processador, e placas *ECU*. A memória *RAM - Random Access Memory* guarda temporariamente os dados dos aplicativos e do sistema operacional.

d) Controle de subsistemas: As *ECUs* possuem seus próprios processadores internos. O *firmware* é o que dita o funcionamento desses microprocessadores periféricos.

e) Correção e microcódigo: Os processadores mais complexos possuem uma camada interna chamada *microcódigo,* um tipo de *firmware*. Esse microcódigo atua na correção de *bugs de hardware* após a fabricação

f) Configuração (Setup): Permite alterar configurações de baixo nível e de rede.

g) Armazenamento: Fica em memórias de leitura *ROM - Read-Only Memory*, mantendo as configurações básicas mesmo sem energia, graças à bateria

As funções específicas do *firmware* no caso de um veículo elétrico são de gerenciar a comunicação entre o motor, bateria e outros sistemas, interpretando os comandos do motorista (pedal do acelerador, freio) e decidindo como distribuir a potência. Incluindo:

a) Gerenciamento do Trem de Força: Processa os comandos do motorista (como a pressão no acelerador e no freio) via *MCU* (Unidade de Controle do Motor) e gerenciamento do trem de força e os traduz em ordens de torque e potência para o motor elétrico e para o sistema de frenagem regenerativa.

b) Controle de Bateria: Comunica-se constantemente com o *BMS - Battery Management System*) para monitorar a carga, a tensão e a temperatura, evitando sobrecargas e superaquecimento.

c) Controle de Carregamento ou *OBC - On-Board Charger*: Gerencia a conversão da energia da rede elétrica (CA) para carregar a bateria (CC), controlando as taxas de carregamento e protocolos de segurança.

d) Controle da velocidade de recarga (CA): Ajusta automaticamente a velocidade de recarga de acordo com a potência disponibilizada pelo carregador

e) Sistemas Auxiliares: Gerencia os sistemas de arrefecimento (bombas e ventoinhas) via *VTMS Vehicle Thermal Management System* e habilita funções como controle de cruzeiro via *MCU* - Unidade de Controle do Motor e recarga rápida via *PDU* Unidade de Distribuição de Potência

f) Comunicação e *Entretenimento* Gerenciamento da tela central, GPS - *Global Positioning System*, conectividade e sistemas de direção assistida

g) Sistema OTA (*Over-the-Air*): *Firmware* responsável por permitir que o veículo receba atualizações de *software* remotamente para correções de bugs ou melhorias de desempenho.

h) Segurança e Diagnóstico: Atua como um sistema de supervisão em tempo real via *MCU Media Control Unit*. Monitora também as falhas, controlando os relés de tensão elevada para desligar o sistema em caso de emergência.

O *firmware* da *MCU* (Unidade de Controle do Motor) dos veículos propelidos a eletricidade, controla o inversor, convertendo a corrente contínua (CC) da bateria em corrente alternada (CA) para o motor, regulando a velocidade, torque e direção do motor elétrico. A *MCU* é composta essencialmente, pelo inversor e um controlador, que realizam as seguintes funções:

a) Conversão de energia: Transforma a energia de Corrente Contínua (CC) armazenada na bateria em Corrente Alternada (CA), que é exigida para alimentar o motor do veículo.

b) Controle de aceleração: Quando o acelerador é pressionado, a *MCU* lê esse sinal e ajusta a potência e frequência elétrica para determinar a velocidade e o torque de aceleração

c) Propulsão e Torque: Controla o motor elétrico e ajusta a transferência de potência para as rodas, garantindo aceleração suave e resposta instantânea.

d) Frenagem Regenerativa: Conversão da energia cinética da desaceleração em eletricidade, enviando-a de volta para a bateria.

## CONCLUSÃO

A manutenção de veículos elétricos comerciais é extremamente complexa, tendo em vista a carência de parte do reparador, de informações que são normalmente reservadas aos fabricantes. A maioria das concessionárias de veículos elétricos oferecem como serviços, pouco mais do que a troca de pneus e baterias. Neste artigo foi demonstrada um pouco desta complexidade que é incrementada em função de que a maioria das placas utiliza microprocessadores. Os microprocessadores utilizados muitas vezes não apresentam sequer a identificação física, sendo alguns específicos da linha automotiva e com mais de uma centena de terminais. A esta complexidade física se inclui o *firmware*. Em muitos casos é necessário a comunicação e operação dos dispositivos em uma rede *CAN*. A relação entre os microprocessadores e o *firmware* é essencial. O *firmware* é o código de baixo nível gravado diretamente no *hardware* que instrui o microprocessador sobre como inicializar, controlar componentes e se comunicar com outros dispositivos. Essa relação estabelece um algoritmo que proporciona operação e funcionalidade do *hardware*. A função específicas do *firmware* no caso de um veículo elétrico é gerenciar a comunicação entre o motor, bateria e outros sistemas, interpretando os comandos do motorista (pedal do acelerador, freio) e decidindo como distribuir a potência. O *firmware* da *MCU* dos veículos propelidos a eletricidade, controla o microprocessador do inversor, permitindo converter a corrente contínua (CC) da bateria em corrente alternada (CA) para o motor, regulando a velocidade, torque e direção do motor elétrico. Assim, o *firmware* dos veículos elétricos comerciais como o que foi estudado costuma ser bem mais complexo e restrito do que o dos veículos convencionais.

## AGRADECIMENTO

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer, e também ao proprietário do veículo Johnatan Bortolotto e seu pai Valderino, pelo incentivo às iniciativas.

## REFERÊNCIAS

[1] BARRETO, A. M. *Tecnologias Over the Air: Cuidados com FOTA e SOTA*. Portal Embarcados, 2020.

[2] RIBBENS, W. B. *Understanding Automotive Electronics: An Engineering Perspective* (8th ed.). *Butterworth-Heinemann*, 2017.

[3] NAVET, N., SIMONOT-LION, F. *Automotive Embedded Systems Handbook,. CRC Press*, 2017.

[4] WACHHOLZ C.E.B., DE MORAIS J.P., BORTOLOTTO J.P., MACHADO L.M., PIRES M.R., CANALLI V.M., Estudo da Função e Distribuição de Circuitos de Veículo Elétrico Comercial Sinistrado com Base nas Caixas de Fusível, RENOMAT 14th *International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2025.*

[5] BYD Global - BYD Debuts e-Platform 3.0, *Leading the Next Generation of Intelligent EVs. Shenzhen: BYD Company Ltd. Retrieved from BYD Global,* 2021.

[6] BYD Europe.- *Why is BYD's e-Platform 3.0 so special? BYD Newsroom. Retrieved from BYD Europe, January 2023.*

[7] WACHHOLZ C.E.B., DE MORAIS J.P., BORTOLOTTO J.P., MACHADO L.M., PIRES M.R., CANALLI V.M., Estudo Teórico-Prático de Bateria Auxiliar $LiFePO_4$ de Veículo Elétrico Sinistrado, RENOMAT 14th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2025.

[8] EHSANI M., GAO Y., LONGO S., ERGATOUDIS K.,. *Modern Electric, Hybrid Electric, and Fuel Cell Vehicles. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2018*

[9] MEZIRICI V.- AUTOLEXICON. *MCU Media Control Unit*, Autolexicon.net, 2024

[10] OLIVEIRA, ANDRADE A.S., SOUZA F.. Sistemas Embarcados: *Hardware e Firmware* na Prática. São Paulo: Érica 2010

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 11º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO TÉRMICO DE COLETORES SOLARES FABRICADOS POR ESTAMPAGEM INCREMENTAL EM AMBIENTE CONTROLADO

Gilson de March [1]
Marcos Antônio Jeremias Coelho [2]
Lirio Schaeffer [3]
Daniel Fritzen [4]
Anderson Daleffe [5]
Fábio André Lora [6]
Ricardo José Alves de Sousa [7]
Marcelo Marcos Amoroso [8]
Henrique Cechinel Casagrande [9]

**RESUMO**

A crescente demanda por sistemas de aquecimento solar mais eficientes e de menor custo impulsiona o desenvolvimento de novas tecnologias para fabricação de placas absorvedoras. Em continuidade aos estudos anteriormente realizados sobre a aplicação da estampagem incremental (*Incremental Sheet Forming* – ISF) na fabricação de coletores solares planos, este trabalho propõe a avaliação experimental do desempenho térmico do sistema em ambiente controlado, reduzindo as incertezas associadas às condições climáticas e ampliando a confiabilidade. O objetivo consiste em comparar os resultados experimentais obtidos em uma bancada de ensaios com condições controladas de intensidade luminosa, temperatura ambiente, vazão e temperatura de entrada e saída da água. A metodologia contempla a fabricação das placas absorvedoras em alumínio AA1200-H14 por estampagem incremental, a instrumentação do sistema para aquisição de dados térmicos e hidráulicos e a determinação do desempenho térmico do coletor por meio da análise do ganho de calor útil e da distribuição de temperatura ao longo do escoamento. Os ensaios, conduzidos com 50%, 75% e 100% da potência da lâmpada, resultaram em ganhos de temperatura (ΔT) crescentes no sistema completo, de 3,00 °C, 4,6 °C e 5,2 °C, respectivamente, aos quais correspondem ganhos de calor útil estimados com vazão nominal de referência

[1] Doutorando, UFRGS, E-mail: gilson.march@satc.edu.br
[2] Prof. ME., UNISATC, E-mail: marcos.coelho@satc.edu.br
[3] Prof. Dr., UFRGS, E-mail: schaefer@ufrgs.br
[4] Prof. Dr., UNISATC, E-mail: daniel.fritzen@satc.edu.br
[5] Prof. Dr., UNISATC, E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br
[6] Prof. Dr., UFRB, E-mail: fabio.lora@ufrb.edu.br
[7] Professor Catedrático, Universidade de Aveiro, E-mail: rsousa@ua.pt
[8] Doutorando, UFRGS, E-mail: marcelo.amoroso@satc.edu.br
[9] Doutorando, UFSC E-mail: henrique.casagrande@satc.edu.br

de 1 L/min, de aproximadamente 209 W, 321 W e 363 W. A pesquisa apresenta uma metodologia de avaliação experimental em ambiente controlado, proporcionando condições experimentais reduzindo a influência de variáveis ambientais externas, contribuindo para o desenvolvimento de coletores solares fabricados por SPIF, técnica que apresenta potencial para redução de custos de fabricação e maior flexibilidade geométrica em relação a processos convencionais.

**Palavras-chave:** Estampagem incremental; Coletor solar plano; Desempenho térmico; Alumínio AA1200-H14; Ensaio em ambiente controlado.

**ABSTRACT**

*The growing demand for more efficient and lower-cost solar heating systems drives the development of new technologies for manufacturing absorber plates. Building on previous studies on the application of Incremental Sheet Forming (ISF) in the manufacture of flat-plate solar collectors, this work proposes the experimental evaluation of the system's thermal performance under controlled environmental conditions, reducing the uncertainties associated with climatic conditions and increasing reliability. The objective is to compare experimental results obtained on a test bench with controlled conditions of luminous intensity, ambient temperature, flow rate, and water inlet temperature. The methodology comprises the manufacture of AA1200-H14 aluminum absorber plates by incremental sheet forming, instrumentation of the system for thermal and hydraulic data acquisition, and determination of the collector's thermal performance through analysis of useful heat gain and temperature distribution along the flow. Tests conducted at 50%, 75%, and 100% of lamp power resulted in increasing temperature gains (ΔT) for the complete system of 3.00 °C, 4.6 °C, and 5.2 °C, respectively, corresponding to estimated useful heat gains — based on the nominal reference flow rate of 1 L/min — of approximately 209 W, 321 W, and 363 W. The research presents an experimental evaluation methodology under controlled environmental conditions, providing more controlled experimental conditions and reducing the influence of external environmental variables, contributing to the development of solar collectors manufactured by SPIF, a technique with potential to reduce manufacturing costs and provide greater geometric flexibility compared to conventional processes.*

***Keywords:*** *Incremental sheet forming; Flat-plate solar collector; Thermal performance; AA1200-H14 aluminum; Controlled-environment testing.*

## 1. INTRODUÇÃO

A energia solar térmica é uma das alternativas renováveis mais consolidadas para o aquecimento de água em aplicações residenciais, comerciais e industriais, contribuindo para a redução do consumo de energia elétrica em horários de pico e para a diversificação da matriz energética nacional [2,3,6,7,12]. O componente central de um sistema de aquecimento solar de placa plana é a placa absorvedora, responsável por converter a radiação solar incidente em calor útil, transferido ao fluido de trabalho em circulação pelos canais internos do coletor. O desempenho térmico global do sistema depende diretamente das características geométricas e metalúrgicas dessa placa, como a área de contato entre os canais e a superfície absorvedora, a condutividade térmica do material e a qualidade das uniões entre os componentes.

Tradicionalmente, as placas absorvedoras são fabricadas por meio da soldagem ou colagem de tubos de cobre sobre chapas planas de alumínio ou cobre, processo que demanda ferramental específico, apresenta custo elevado de matéria-prima e possui baixa flexibilidade geométrica para alterações de projeto [1,10,11]. Como alternativa a esse processo convencional, a estampagem incremental (*Incremental Sheet Forming* –

ISF) tem sido investigada como técnica de conformação mecânica de baixo custo, sem necessidade de matrizes dedicadas, capaz de produzir canais de circulação diretamente na chapa metálica por meio de uma ferramenta de conformação de ponta esférica guiada por comando numérico (CNC).

Estudos anteriores demonstraram a viabilidade técnica da ISF na fabricação de nervuras e canais absorvedores em chapas finas de alumínio da liga AA1200-H14, avaliando parâmetros de processo como velocidade de rotação da ferramenta, incremento vertical (*step down*) e velocidade de avanço, com foco na formabilidade do material e na integridade geométrica dos canais formados [8,9,15]. Entretanto, a avaliação experimental do desempenho térmico desses protótipos foi, em geral, conduzida sob condições ambientais externas (ensaios ao ar livre), sujeitas à variabilidade da irradiância solar, da temperatura ambiente e da velocidade do vento, fatores que introduzem incertezas experimentais significativas e dificultam a comparação direta entre diferentes configurações de placas absorvedoras [16].

Nesse contexto, a realização de ensaios de desempenho térmico em ambiente controlado, com simulação de intensidade luminosa, através da potência das lâmpadas, controle da temperatura ambiente e da temperatura e vazão de entrada da água, conforme preconizado pela norma ISO 9806 e pela norma brasileira ABNT NBR 17003, permite isolar o efeito das variáveis de projeto e fabricação sobre o desempenho térmico do coletor, reduzindo a influência das variações ambientais externas e favorecendo maior controle das condições experimentais [17].

O objetivo deste trabalho é avaliar experimentalmente, em ambiente controlado, o desempenho térmico de coletores solares planos cujas placas absorvedoras foram fabricadas por estampagem incremental em chapas de alumínio AA1200-H14, comparando os resultados obtidos com os parâmetros de referência da literatura e com os dados previamente levantados em condições externas não controladas, de modo a consolidar uma metodologia de caracterização térmica mais robusta para o desenvolvimento futuro dessa tecnologia de fabricação [13,14,18,19].

Ainda são limitados os estudos que avaliam experimentalmente, sob condições controladas, o comportamento térmico de placas absorvedoras fabricadas diretamente por estampagem incremental, com a maioria dos trabalhos disponíveis restringindo-se a ensaios sob radiação solar natural ou a protótipos avaliados exclusivamente quanto à sua conformabilidade geométrica. Considera-se, como hipótese deste trabalho, que o aumento da potência luminosa incidente produza um aumento mensurável do ganho térmico da água ao longo dos estágios de aquecimento, refletindo a sensibilidade do arranjo experimental às variações de intensidade da fonte simulada. Dessa forma, este trabalho contribui para a avaliação experimental de uma configuração de coletor solar com canais fabricados diretamente por estampagem incremental (SPIF), operada em bancada de ensaios com condições ambientais controladas, fornecendo subsídios para estudos futuros voltados à determinação da eficiência térmica normalizada do sistema.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve a fabricação da placa absorvedora por estampagem incremental (SPIF) e a bancada de ensaios em ambiente controlado utilizada na caracterização térmica do coletor.

### 2.1 MATERIAL E FABRICAÇÃO DA PLACA ABSORVEDORA

As placas absorvedoras foram fabricadas em chapas de alumínio da liga AA1200-H14, material amplamente utilizado em aplicações que exigem boa conformabilidade, condutividade térmica adequada e baixo custo relativo. A Tabela 1 apresenta a

composição química nominal e as principais propriedades mecânicas da liga utilizada.

| Propriedade | Valor nominal |
|---|---|
| Composição (Al mínimo) | 99,00 % |
| Limite de escoamento | ≈ 115 MPa |
| Condutividade térmica | ≈ 222 W/m·K |
| Espessura da chapa | 1,50 mm |
| Composição (Al medido, espectrometria) | 98,72 % |
| Limite de escoamento medido (σ0,2%) | 85,1 a 92,8 MPa (0°/45°/90°) |
| Limite de resistência medido (σB) | 90,5 a 95,8 MPa (0°/45°/90°) |
| Condição de fornecimento | H14 (encruado, meio-duro) |

Tabela 1: Propriedades nominais (literatura) e valores medidos por espectrometria de emissão óptica e ensaio de tração uniaxial do alumínio AA1200-H14 [8,9,24].

Os canais de circulação foram conformados por estampagem incremental de ponto único (*Single Point Incremental Forming* – SPIF), com ferramenta de ponta esférica em centro de usinagem CNC, aplicada apenas na chapa superior do conjunto, conforme metodologia desenvolvida em trabalho anterior do grupo [8]. A chapa inferior permaneceu plana, sem conformação, atuando como base de fechamento dos canais. A união entre a chapa superior conformada por SPIF e a chapa inferior plana foi realizada por colagem estrutural com silicone PU (poliuretano) e rebites como elementos de fixação para união das chapas, formando os dutos internos para a circulação da água conforme representado na figura 1.

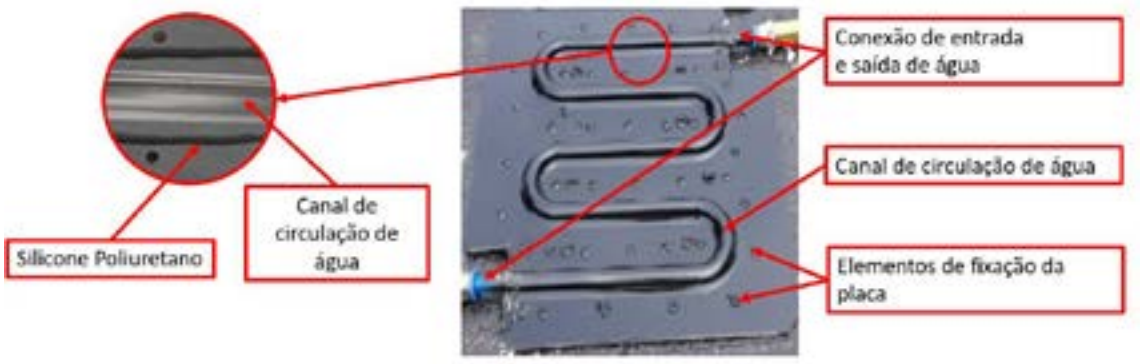



Figura 1: chapa SPIF + chapa plana coladas com silicone PU, com elementos de fixação e conexões de entrada e saída

Em termos de geometria, cada chapa foi cortada nas dimensões externas de 280 X 280 mm (área total de 0,0784 m²), com os canais de circulação conformados segundo a estratégia central em configuração de cinco canais retos e paralelos, com profundidade de 10 mm [24].

Os parâmetros empregados na máquina para a estampagem incremental, incluindo os incrementos e o uso de ferramenta semiesférica, com profundidade total de 10 mm, estão apresentados na Tabela 2.

| Parâmetro de processo (ISF) | Valor utilizado |
|---|---|
| Diâmetro da ferramenta | 10 mm |
| Velocidade de rotação da ferramenta | Livre |
| Incremento vertical Δz | 0,5 mm |
| Velocidade de avanço (f) | 1000 mm/min |

Tabela 2: Parâmetros do processo de estampagem incremental empregados na fabricação da placa absorvedora [8].

Cabe destacar que a condição “livre” indicada para a velocidade de rotação da ferramenta significa que esta não foi acionada nem controlada ativamente por um eixo motorizado independente, girando livremente por atrito com a chapa durante o processo de conformação, prática usual em processos de SPIF, ainda que possa introduzir variabilidade adicional no atrito ferramenta-chapa em comparação a processos com rotação controlada.

O coletor solar foi acoplado a uma caixa isolada termicamente, composta por isolante de EPS (isopor) nas laterais e no fundo, e caixilho de fixação. A cobertura transparente da face superior foi executada em vidro temperado incolor de 4 mm de espessura, disponível comercialmente para aplicações solares [21], garantindo resistência mecânica adequada às solicitações de uso externo e contribuindo para a redução das perdas radiativas do coletor por meio de suas propriedades espectrais de absorção e emissão [22,23]. As conexões de entrada e saída de água do coletor foram acopladas por meio de tubo de poliuretano (PU), permitindo vedação e fixação rápida ao circuito hidráulico da bancada de ensaios. A superfície da placa recebeu tratamento de tinta seletiva preto fosco, para maximizar a absorção da radiação solar incidente e minimizar as perdas por reemissão [20]. A caixa externa do coletor possui dimensões de 70 cm × 53,5 cm × 35 cm (largura x profundidade x altura) e câmara de ar de 4 cm de espessura entre a placa absorvedora e a face interna do vidro e 4 cm de distância entre a lâmpada e o vidro de cobertura.

A Figura 2 exemplifica o formato da caixa com placa para absorção da radiação solar.

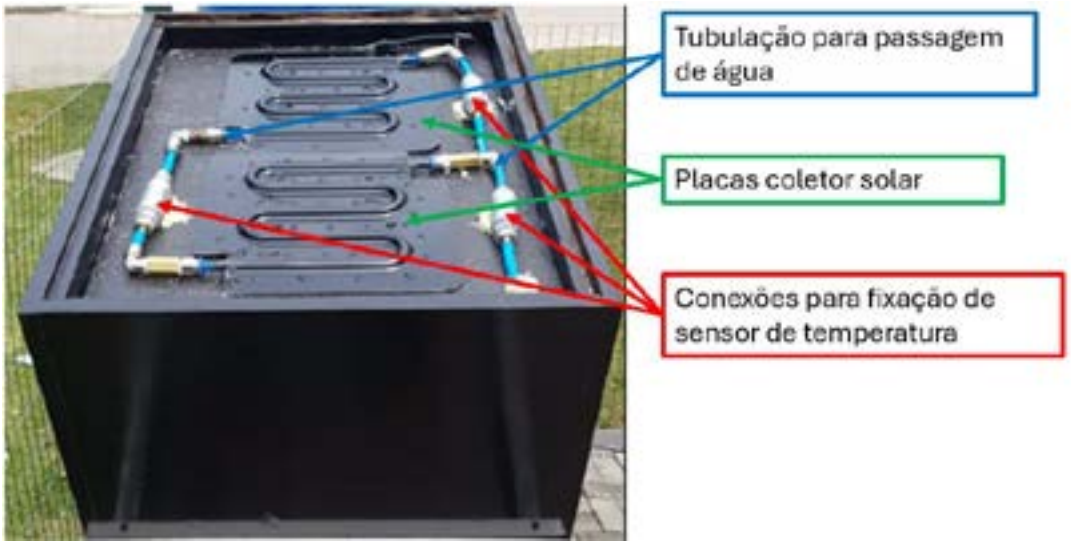



Figura 2: Modelo de Coletor Solar fabricado

## 2.2 BANCADA DE ENSAIOS EM AMBIENTE CONTROLADO

A avaliação experimental do desempenho térmico foi realizada em bancada de ensaios em ambiente controlado (*indoor*), com temperatura e umidade controladas, monitoradas por um sensor de temperatura Novus Ti01-NV e um sensor de umidade Dwyer TIHR-DW, posicionados acima do conjunto de lâmpadas, no centro do compartimento de ensaios. A temperatura foi mantida em um valor médio de 20 °C, com variação de ±0,5 °C ao longo dos ensaios, e a umidade relativa média foi de 78,8%.

A irradiação foi fornecida por um conjunto de duas barras de LED modelo AgroLED 630 W (Master Plants, SMD, espectro 3500 K associado a vermelho profundo de 660 nm), totalizando 1.260 W de potência nominal instalada, com cada barra de LED medindo 114 cm × 11 cm e posicionada a 4 cm de distância do vidro de cobertura,

representado na Figura 3, ajustado para fornecer um fluxo luminoso constante e uniforme sobre a superfície do coletor nos três níveis de potência avaliados (50%, 75% e 100%), buscando atender qualitativamente à exigência de uma fonte de irradiação estável e uniforme prevista na norma ISO 9806:2017 e na ABNT NBR 17003:2021.

A intensidade luminosa foi caracterizada por meio de medições de densidade de fluxo de fótons fotossintéticos (PPFD): junto à placa de transferência de calor do coletor, os valores de PPFD nas condições de 50%, 75% e 100% da potência da lâmpada ultrapassaram 4.000 $\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$, limite máximo de leitura do equipamento utilizado; a 34,5 cm de distância da lâmpada, foram registrados valores de 960 $\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$ (50%), 1.440 $\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$ (75%) e 2.000 $\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$ (100%).

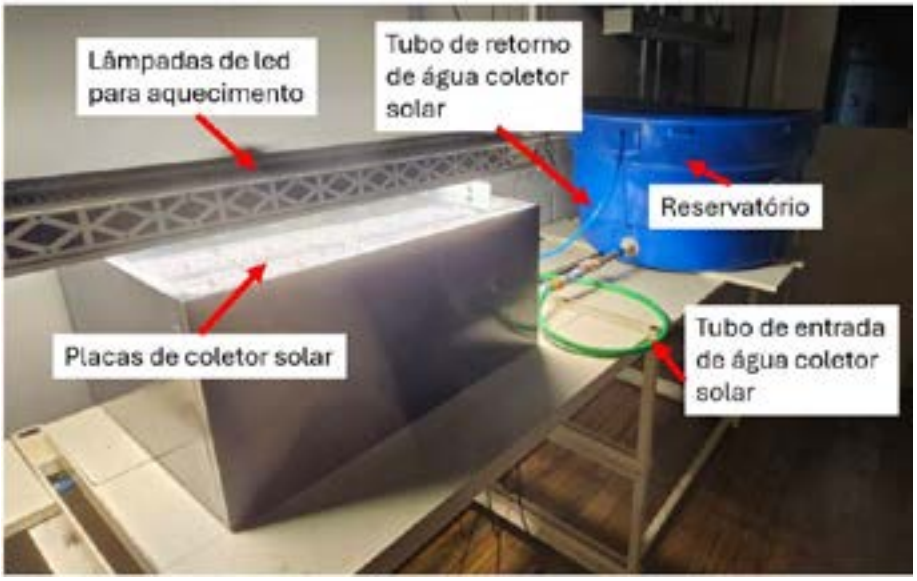



Figura 3: Montagem da bancada de ensaio em ambiente controlado

É importante destacar que o PPFD é uma grandeza fotossintética, associada ao fluxo de fótons na faixa de 400–700 nm relevante à fotossíntese vegetal ($\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$), e não corresponde diretamente à potência radiativa incidente relevante para a análise térmica de coletores solares, normalmente expressa em irradiância G ($W/m^2$). Dessa forma, as medições de PPFD apresentadas neste trabalho servem apenas para caracterizar qualitativamente a intensidade luminosa da fonte e sua variação entre os três níveis de potência da lâmpada, não substituindo uma medição direta de irradiância térmica.

Em virtude da saturação do sensor de PPFD junto à placa absorvedora (superior a 4.000 $\mu mol \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$) e da inadequação da extrapolação pela lei do inverso do quadrado da distância para fontes não pontuais em campo próximo, não foi possível quantificar com precisão a irradiância (G, em $W/m^2$) no plano do coletor nesta etapa do trabalho. Dessa forma, o desempenho térmico do sistema foi avaliado por meio do ganho médio de temperatura da água ao longo dos estágios de aquecimento, em vez da eficiência térmica normalizada (η) prevista pela ISO 9806:2017, cujo cálculo requer a medição direta da irradiância por piranômetro [4].

## 2.3 SISTEMA DE MEDIÇÃO E CONTROLE

O sistema experimental contou com um arranjo de monitoramento e controle projetado para avaliar o desempenho térmico do conjunto de aquecimento, cujo diagrama de blocos das conexões hidráulicas, elétricas e de instrumentação é apresentado na Figura 4.

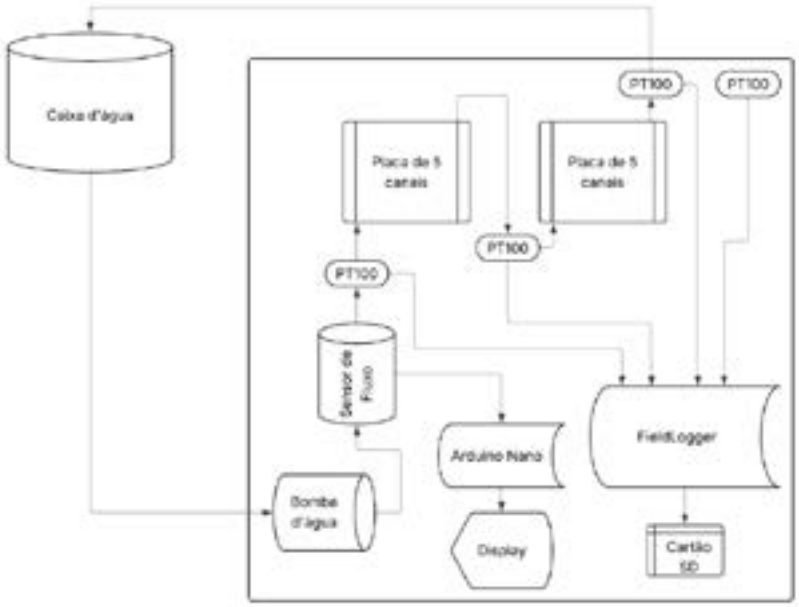



Figura 4: Diagrama de blocos do sistema de medição e controle: circuito hidráulico (bomba, sensor de fluxo, estágios de aquecimento), instrumentação de temperatura (4 × PT100) e aquisição de dados (Arduino Nano/display e FieldLogger/cartão SD).

A circulação do fluido térmico foi realizada por meio de uma bomba centrífuga de corrente contínua de 24 Vcc, com vazão nominal de 1 L/min, alimentada por uma fonte de 220 Vca/24 Vcc, garantindo estabilidade operacional durante os ensaios.

A medição da vazão foi obtida com um sensor do tipo YF-S201, que opera pelo efeito Hall e fornece pulsos proporcionais ao fluxo de água. O dispositivo foi conectado a uma placa de prototipagem Arduino Nano, responsável pelo processamento dos pulsos e pela conversão em valores de vazão instantânea, possibilitando o monitoramento da taxa de recirculação do fluido no sistema e sua exibição em um display dedicado.

As variáveis térmicas foram registradas por meio de quatro sensores de resistência de platina do tipo PT100, devidamente calibrados para assegurar rastreabilidade metrológica. Os pontos de aquisição foram definidos de forma a caracterizar o comportamento térmico em diferentes regiões do circuito: (i) temperatura na entrada da água no sistema de aquecimento, (ii) temperatura intermediária entre os dois estágios do aquecedor, (iii) temperatura de saída da água e (iv) temperatura interna da caixa de aquecimento.

A aquisição dos sinais de temperatura foi realizada por um registrador de dados modelo FieldLogger (Novus), configurado com taxa de amostragem de 1 Hz. O dispositivo realizou o armazenamento contínuo em cartão SD, permitindo posterior análise temporal dos dados. Além disso, recursos internos de filtragem digital e linearização do sinal contribuíram para aumentar a confiabilidade dos resultados obtidos.

A figura 5 exemplifica a montagem interna da caixa com equipamentos para aquisição de dados.

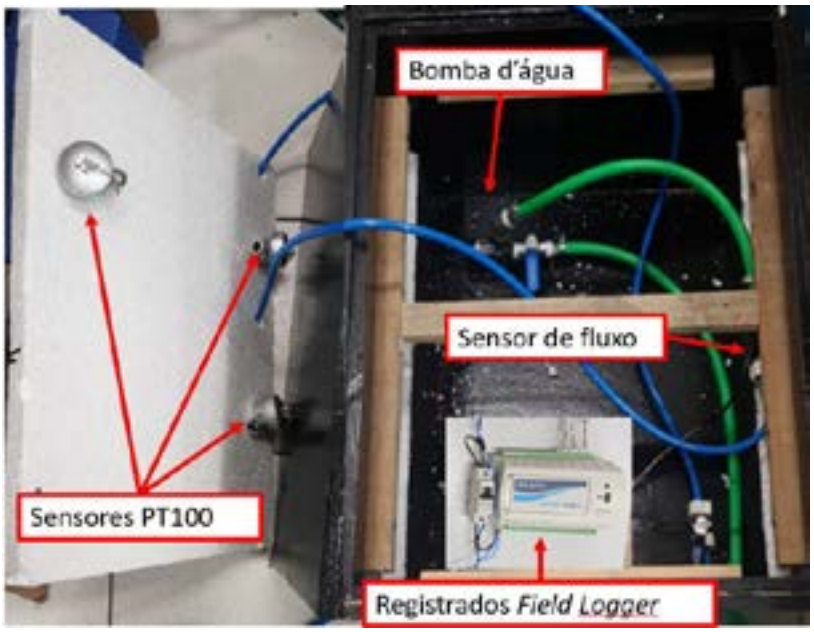



Figura 5: Montagem interna da caixa com equipamentos para controle de dados.

Essa configuração possibilitou a obtenção de dados consistentes para a avaliação do desempenho térmico do sistema, integrando medições de vazão e temperatura em pontos críticos do processo, de modo a fornecer subsídios técnicos para a análise do desempenho energético e da eficácia da configuração em dois estágios.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esta seção apresenta e discute os resultados obtidos nos ensaios em ambiente controlado. Os valores de desvio-padrão apresentados nas tabelas a seguir refletem a variabilidade temporal do sinal registrado ao longo de cada ensaio, e não a dispersão entre repetições independentes, uma vez que cada condição de potência foi ensaiada uma única vez.

### 3.1 COLETA DE DADOS COM 50% DA POTÊNCIA DA LÂMPADA

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos no ensaio conduzido com 50% da potência da lâmpada. A Tabela 3 sintetiza as temperaturas mínimas de entrada e máximas de saída registradas em cada estágio do coletor e no sistema completo, juntamente com os respectivos desvios-padrão e a variação total de temperatura (ΔT).

| Caso | Temp. mínima de entrada (°C) | Desvio padrão entrada (°C) | Temp. máxima de saída (°C) | Desvio padrão saída (°C) | ΔT (°C) |
|---|---|---|---|---|---|
| Placa 1 | 22,10 | 0,35 | 24,30 | 0,37 | 2,20 |
| Placa 2 | 22,70 | 0,37 | 25,10 | 0,37 | 2,40 |
| Total | 22,10 | 0,35 | 25,10 | 0,37 | 3,00 |

Tabela 3: Resultados das temperaturas mínima e máxima de entrada e saída da água nos dois estágios do coletor e no sistema completo – ensaio com 50% da potência da lâmpada.

No Estágio 1, a água apresentou temperatura mínima de entrada de 22,10 °C (desvio-padrão de 0,35 °C) e temperatura máxima de saída de 24,30 °C (desvio-padrão de 0,37 °C), resultando em uma variação de temperatura (ΔT) de 2,20 °C. No Estágio 2, a temperatura mínima de entrada foi de 22,70 °C (desvio-padrão de 0,37 °C) e a máxima de saída, de 25,10 °C (desvio-padrão de 0,37 °C), com ΔT de 2,40 °C. Considerando o sistema completo, da entrada do Estágio 1 até a saída do Estágio 2, a água variou de 22,10 °C a 25,10 °C, totalizando um ΔT de 3,00 °C.




Figura 6: Registro contínuo das temperaturas medidas (caixa de aquecimento, entrada, intermediária e saída) durante o ensaio com 50% da potência da lâmpada.

A Figura 6 mostra que a temperatura interna da caixa de aquecimento (Caixa) permaneceu praticamente estável em torno de 32 °C ao longo de todo o ensaio, com uma discreta redução na porção intermediária do registro. As curvas de temperatura de entrada, intermediária e saída da água mantiveram-se próximas entre si durante praticamente todo o período monitorado, com leve tendência de elevação ao final do ensaio, compatível com o pequeno ganho térmico (ΔT = 3,00 °C) obtido nesta condição de potência.

## 3.2 COLETA DE DADOS COM 75% DA POTÊNCIA DA LÂMPADA

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos no ensaio conduzido com 75% da potência da lâmpada. A Tabela 4 apresenta as temperaturas mínimas de entrada e máximas de saída registradas em cada estágio e no sistema completo, com os respectivos desvios-padrão e o ΔT.

| Caso | Temp. mínima de entrada (°C) | Desvio padrão entrada (°C) | Temp. máxima de saída (°C) | Desvio padrão saída (°C) | ΔT (°C) |
|---|---|---|---|---|---|
| Placa 1 | 20,7 | 0,66 | 23,9 | 0,66 | 3,2 |
| Placa 2 | 21,7 | 0,66 | 25,3 | 0,70 | 3,6 |
| Total | 20,7 | 0,66 | 25,3 | 0,70 | 4,6 |

Tabela 4: Resultados das temperaturas mínima e máxima de entrada e saída da água nos dois estágios do coletor e no sistema completo – ensaio com 75% da potência da lâmpada.

No Estágio 1, a temperatura mínima de entrada foi de 20,7 °C (desvio-padrão de 0,66 °C) e a máxima de saída, de 23,9 °C (desvio-padrão de 0,66 °C), resultando em ΔT de 3,2 °C. No Estágio 2, a entrada mínima foi de 21,7 °C (desvio-padrão de 0,66 °C) e a saída máxima, de 25,3 °C (desvio-padrão de 0,70 °C), com ΔT de 3,6 °C. Para o sistema completo, a água variou de 20,7 °C a 25,3 °C, totalizando um ΔT de 4,6 °C, superior ao obtido na condição de 50% da potência (Tabela 3), como esperado para uma maior intensidade luminosa incidente.

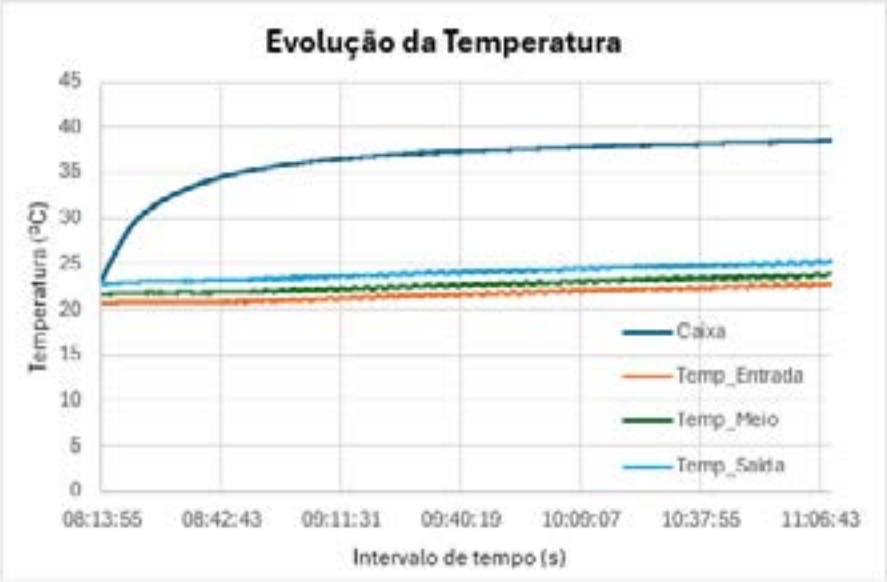



Figura 7: Registro contínuo das temperaturas medidas (caixa de aquecimento, entrada, intermediária e saída) durante o ensaio com 75% da potência da lâmpada.

A Figura 7 evidencia um comportamento distinto do observado na condição de 50%: a temperatura da caixa de aquecimento apresenta crescimento acentuado nas primeiras horas de ensaio, partindo de aproximadamente 23 °C e estabilizando-se próximo a 38 °C, caracterizando o regime transiente de aquecimento do sistema. As temperaturas de entrada, intermediária e saída da água acompanham esse comportamento com crescimento mais suave, refletindo o maior ΔT obtido nesta condição em relação ao ensaio com 50% da potência.

## 3.3 COLETA DE DADOS COM 100% DA POTÊNCIA DA LÂMPADA

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos no ensaio conduzido com 100% da potência da lâmpada. A Tabela 5 apresenta as temperaturas mínimas de entrada e máximas de saída em cada estágio e no sistema completo, com os respectivos desvios-padrão e o ΔT.

| Caso | Temp. mínima de entrada (°C) | Desvio padrão entrada (°C) | Temp. máxima de saída (°C) | Desvio padrão saída (°C) | ΔT (°C) |
|---|---|---|---|---|---|
| Placa 1 | 23,1 | 0,45 | 26,6 | 0,45 | 3,5 |
| Placa 2 | 23,7 | 0,45 | 28,3 | 0,52 | 4,6 |
| Total | 23,1 | 0,45 | 28,3 | 0,52 | 5,2 |

Tabela 5: Resultados das temperaturas mínima e máxima de entrada e saída da água nos dois estágios do coletor e no sistema completo – ensaio com 100% da potência da lâmpada.

No Estágio 1, a temperatura mínima de entrada foi de 23,1 °C (desvio-padrão de 0,45 °C) e a máxima de saída, de 26,6 °C (desvio-padrão de 0,45 °C), com ΔT de 3,5 °C. No Estágio 2, a entrada mínima foi de 23,7 °C (desvio-padrão de 0,45 °C) e a saída máxima, de 28,3 °C (desvio-padrão de 0,52 °C), resultando em ΔT de 4,6 °C. Para o sistema completo, a água variou de 23,1 °C a 28,3 °C, totalizando um ΔT de 5,2 °C — o maior valor entre as três condições avaliadas, confirmando o aumento do ganho térmico com a elevação da potência da lâmpada.

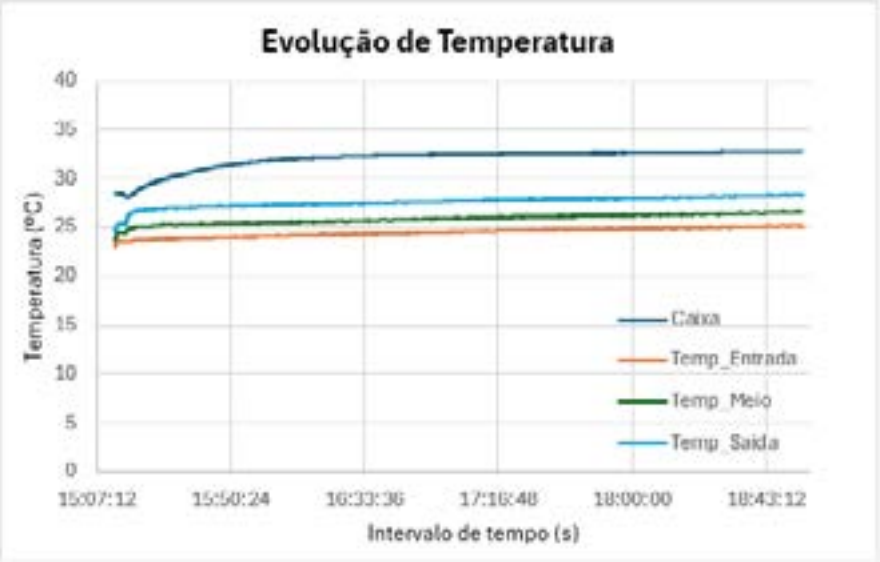



Figura 8: Registro contínuo das temperaturas medidas (caixa de aquecimento, entrada, intermediária e saída) durante o ensaio com 100% da potência da lâmpada.

A Figura 8 mostra que, na condição de 100% da potência, a temperatura da caixa de aquecimento partiu de um patamar inicial mais elevado (aproximadamente 28 °C) e atingiu cerca de 32-33 °C ao final do ensaio. As curvas de entrada, intermediária e saída da água apresentaram crescimento consistente ao longo de todo o período monitorado, com a maior separação entre as curvas de entrada e saída dentre as três condições ensaiadas, compatível com o maior ΔT (5,2 °C) obtido nesta condição.

## 3.4 ANÁLISE COMPARATIVA DO DESEMPENHO TÉRMICO ENTRE OS NÍVEIS DE POTÊNCIA

A Figura 9 sintetiza a variação de temperatura (ΔT) obtida em cada estágio do coletor e no sistema completo, para os três níveis de potência das lâmpadas avaliados (50%, 75% e 100% da potência da lâmpada).

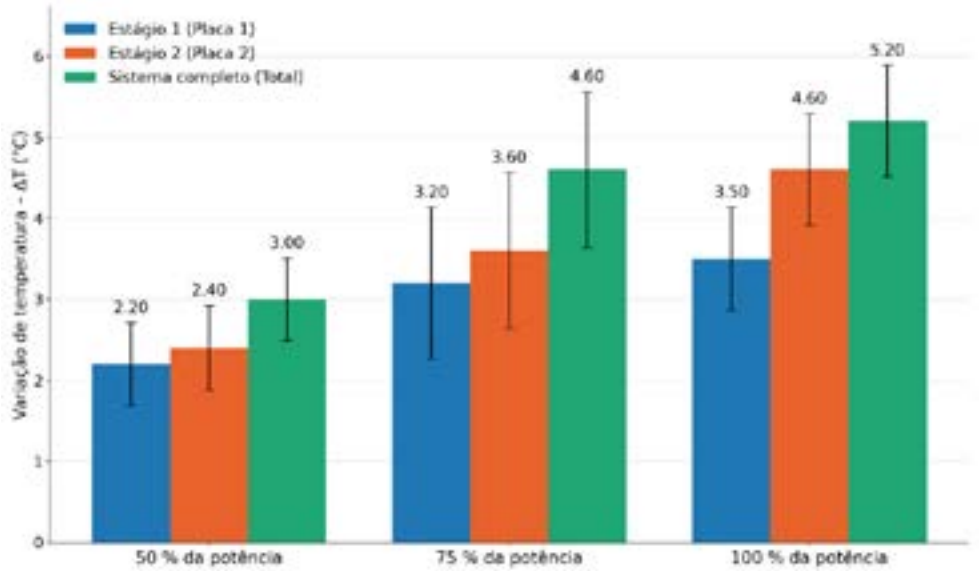



Figura 9: Variação de temperatura (ΔT) por estágio (Placa 1 e Placa 2) e para o sistema completo, comparando os três níveis de potência da lâmpada avaliados. As barras de erro representam a incerteza de ΔT (u_ΔT = √(u_Tentrada² + u_Tsaída²)), propagada a partir dos desvios-padrão de entrada e saída publicados nas Tabelas 3, 4 e 5, e refletem a variabilidade temporal do sinal dentro de cada ensaio, não a incerteza entre repetições independentes.

Observa-se um comportamento consistente de aumento do ganho térmico com o incremento da potência da lâmpada nas três grandezas analisadas: no estágio 1 (Placa 1), o ΔT cresceu de 2,20 °C (50%) para 3,2 °C (75%) e 3,5 °C (100%); no estágio 2 (Placa 2), de 2,40 °C para 3,6 °C e 4,6 °C; e no sistema completo, de 3,00 °C para 4,6 °C e 5,2 °C. Esse padrão está de acordo com o comportamento esperado para um coletor solar, no qual o aumento da potência das lâmpadas resulta em maior ganho de energia térmica pelo fluido de trabalho.

Verifica-se que os três parâmetros representados na Figura 9, estágio 1 (Placa 1), estágio 2 (Placa 2), e sistema completo, acompanham de forma consistente o aumento de potência das lâmpadas, com ganhos de temperatura de mesma ordem de grandeza entre os dois Estágios (placas 1 e 2) ao longo das três condições avaliadas, o que evidencia a contribuição efetiva de ambos para o aquecimento da água. Esses resultados confirmam a viabilidade do arranjo experimental em dois estágios (placas de coletor solar) e da bancada de ensaios em ambiente controlado para a caracterização térmica de coletores solares fabricados por estampagem incremental.

Ainda que a eficiência térmica normalizada (η) não possa ser calculada sem a medição direta da irradiância (Seção 2.2), é possível estimar o ganho de calor útil (Q) transferido à água em cada condição a partir do ΔT do sistema completo e da vazão nominal de referência da bomba de circulação (1 L/min), mas seu registro contínuo não foi disponibilizado para cada ensaio, uma vez que o sensor YF-S201 monitora a vazão em tempo real, por meio de $Q = \dot{m} \cdot cp \cdot \Delta T$, considerando água com massa específica de 1 kg/L e calor específico cp = 4.186 J/(kg·K). Adotando o valor nominal de vazão como referência, obtém-se um ganho de calor útil estimado com base na vazão nominal de referência de 1 L/min de aproximadamente 209 W (50% da potência), 321 W (75%) e 363 W (100%). Esses valores devem ser interpretados como uma estimativa de ordem de grandeza e não como uma medição direta nem como resultado quantitativo principal deste trabalho, sendo apresentados apenas para complementar a análise de ΔT.

## 4. CONCLUSÃO

Este trabalho apresentou a avaliação experimental, em ambiente controlado, do desempenho térmico de coletores solares planos com placas absorvedoras fabricadas por estampagem incremental (SPIF) em chapas de alumínio AA1200-H14.

Os ensaios realizados com 50%, 75% e 100% da potência da lâmpada demonstraram um aumento consistente do ganho de temperatura da água (ΔT) com o incremento da potência incidente, passando de 3,00 °C para 4,6 °C e 5,2 °C no sistema completo, respectivamente, aos quais correspondem ganhos de calor útil estimados, com base na vazão nominal de referência de 1 L/min, de aproximadamente 209 W, 321 W e 363 W, evidenciando a resposta térmica do sistema às diferentes condições de potência das lâmpadas empregadas.

A bancada de ensaios em ambiente controlado, instrumentada com sensores PT100, sensor de vazão YF-S201 e sistema de aquisição de dados FieldLogger, mostrou-se adequada para a caracterização térmica do coletor, proporcionando condições mais controladas e menos sujeitas a variações ambientais externas do que as obtidas em ensaios anteriores conduzidos sob radiação solar natural.

Como limitação do presente trabalho, a irradiância no plano do coletor não pôde ser medida diretamente em W/m² pela indisponibilidade de piranômetro calibrado durante os ensaios, em razão também da saturação do sensor de PPFD utilizado junto à placa e da inadequação da extrapolação por lei do inverso do quadrado da distância para a geometria do arranjo de LEDs em campo próximo.

A partir dos valores de PPFD registrados a 34,5 cm da lâmpada (960, 1.440 e 2.000 μmol·m⁻²·s⁻¹, respectivamente para 50%, 75% e 100% da potência) e do espectro declarado pelo fabricante para o modelo AgroLED 630 W (branco 3500 K associado a vermelho profundo de 660 nm), estimou-se a irradiância equivalente nesse mesmo plano de referência por meio da conversão da densidade de fluxo de fótons em densidade de fluxo radiante (G = PPFD × N_A·h·c/λ_ef), assumindo um comprimento de onda efetivo médio entre 580 e 610 nm, compatível com o espectro misto da luminária.

Essa estimativa resultou em valores da ordem de 188–198 W/m² (50%), 282–297 W/m² (75%) e 392–413 W/m² (100%) no plano de referência de 34,5 cm — não equivalentes à irradiância junto à superfície do coletor, visto que a distância real entre a lâmpada e a placa absorvedora no arranjo experimental é de aproximadamente 8 cm (4 cm entre a lâmpada e o vidro de cobertura, mais a câmara de ar de 4 cm entre o vidro e a placa), consideravelmente menor que os 34,5 cm de referência.

Por se tratar de uma estimativa indireta, baseada em dados espectrais do fabricante e não em medição direta e calibrada, esses valores devem ser interpretados com cautela e não substituem a medição por piranômetro, dessa forma, o desempenho térmico foi avaliado por meio do ganho de temperatura da água, e não da eficiência térmica normalizada (η) prevista pela ISO 9806:2017.

Recomenda-se, para trabalhos futuros, a medição direta da irradiância por piranômetro no plano do coletor, possibilitando o cálculo da eficiência térmica normalizada e a comparação direta com coletores solares fabricados por processos convencionais. Os resultados obtidos reforçam, ainda assim, o potencial da estampagem incremental como técnica de fabricação de baixo custo e alta flexibilidade geométrica para placas absorvedoras de coletores solares planos.

## AGRADECIMENTO

Agradecemos à Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação de Santa Catarina (FAPESC), Edital 27/2021 | TR 2021TR001824, pelo apoio financeiro que tornou possível esta pesquisa.

## REFERÊNCIAS

[1] PEREIRA R. C., SHIOTA R. T. S., MELLO S. F. M., ASSIS V. J., J. R. BARTOLI, **Eficiência térmica de coletores solares de baixo custo - CSBC**, Novembro 2006.

[2] INPE I. N. d. P. E., **Atlas brasileiro de energia solar**, 2.ed ed., São José dos Campos - SP, 2017.

[3] **Energia solar no Brasil: resumo do mercado em 2025!.** Órigo Energia. Janeiro de 2025. Disponível em: https://origoenergia.com.br/blog/energia/energia-solar-no-brasil/

[4] DUFFIE J. A., BECKMAN W. A., **Solar Engineering**, 4th Edition. ed., I. H. N. J. John Wiley & Sons, Ed., 2013.

[5] TAVARES L. D. O., DIMBARRE V. V., BIGLIA F. M., CRUZ F. B. C., SANTOS P. H. D. D., ALVES T. A., **Análise Experimental do Desempenho Térmico de um Coletor Solar do Tipo Placa Plana**, vol. 13º, Conbrepro - Congresso brasileiro de Engenharia de Produção, 2023.

[6] EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA – EPE, Atlas da Eficiência Energética Brasil/2021 - Relatório de indicadores. Acessado em outubro de 2025. Disponível em: https://www.epe.gov.br/pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/atlas-da-eficiencia-energetica-brasil-2021

[7] EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA – EPE, Ações Norteadoras para o avanço da Eficiência Energética no Brasil – dezembro de 2024. Acessado em outubro de 2025. Disponível em: https://www.gov.br/mme/pt-br/assuntos/noticias/mme-e-epe-apresentaram-estudos-com-acoes-norteadoras-para-promover-o-avanco-da-eficiencia-energetica-no-brasil/copy3_of_CadernoAesNorteadorasdeEficinciaEnergticanoBrasil_siteVF.pdf

[8] MARCH, G.; PINHEIRO, W. C.; FRITZEN, D.; DALEFFE. A.; CASTELAN, J. **Estudo do Processo de Estampagem Incremental em Chapas de Alumínio para uso em Aquecedor Solar.** Revista Vincci – Periódico Científico da UniSATC, v. 8, n. 2, p. 446-468, jul./dez., 2023. Disponível em: https://doi.org/10.70185/2525-6025.2023.v8.339

[9] ARRUDA R. P. **Estampagem incremental na Conformação de Chapas para Fabricação de Coletores Solares Planos.** UFRGS - Tese de Doutorado. Porto Alegre 2010

[10] LEITAO, J. M. D. M.; MACAGNAN, M. H.; ROCHA, T. L. A. C. **Estudo de Materiais Poliméricos para a Aplicação em Coletores Solares Planos**. VII Congresso Brasileiro de Energia Solar - CBENS , Gramado- RS, 2018.

[11] NETO, M. C. M.; GOMES, I. R. B.; SOUZA, L. G. M.; JUNIOR, Z. J. S.; OLIVEIRA, E. V. **Aplicação de Materiais Alternativos para o uso da Energia Solar,** Holos, vol. 04, pp. 212-223, 2014.

[12] B. NORTON, **Solar Energy Thermal Technology,** 1992, p. 279.

[13] NETO, J.H.M.; MOREIRA, S.; DOMINGOS, S.F.; MAIO, V. R. S.; PEDREIRA, S. M. **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.

[14] 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. Disponível em: DOI: 10.15628/holos.2014.1266

[15] LORA, F. A.; BRITO, J. M.; FRITZEN, D. **Estudo do processo de estampagem incremental para aplicação na fabricação de placas absorvedoras de calor.** 39th SENAFOR. Outubro de 2019. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/336513672_Estudo_do_processo_de_estampagem_incremental_para_aplicacao_na_fabricacao_de_placas_absorvedoras_de_calor

[16] LORA, F. A.; SOUZA, N.; FIGUEIREDO, É. G.; DAMM, D. D.; ALMEIDA, K. F.; PEREIRA, J. S. **Estudo comparativo de configurações para um coletor solar experimental.** Revista Contribuciones a las Ciências Sociales**.** São José dos Pinhais, v.16, n.6, p. 3401-3414, 2023. Disponível em: DOI: 10.55905/revconv.16n.6-021

[17] ARA, P, J. S.; SOWMY, D. S. **Análise Térmica de Coletor Solar Plano via Simulação CFD validada Experimentalmente por Teste em Simulador Solar.** VIII Congresso Brasileiro de Energia Solar – Fortaleza, 01 a 05 de junho de 2020.

[18] CARVALHO, F. R.; SIONEK, M. C. **Análise da Eficiência de um Coletor Solar Plano.** Trabalho de Conclusão de Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

[19] FREITAS, D. L. A. **Caracterização Numérica e experimental de um Coletor Solar de Placa Plana.** Dissertação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa – Paraíba, abril de 2017.

[20] 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.

[21] PILKINGTON, for Solar Applications. Acessado em setembro de 2025. Disponível em: https://www.pilkington.com/en/us/products/product-categories/solar-energy/pilkington-optiwhite-for-solar-applications?utm_source=chatgpt.com#

[22] KHOUKHI,M.; MARUYAMA, S. **Theoretical approach of a flat plate solar collector with clear and low-iron glass covers taking into account the spectral absorption and emission within glass covers layer.** Renewable Energy, v. 30, edição 8, July 2005, p. 1177-1194. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.renene.2004.09.014

[23] KHOUKHI,M.; MARUYAMA, S.; SAKAI, S. **Non-gray calculation of plate solar collector with low iron glazing taking into account the absorption and emission with a glass cover.** Desalination v. 209, edição 1–3, 30 April 2007, Pages 156-162. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.desal.2007.04.025

[24] MARCH, G. **Viabilidade da Estampagem Incremental em Chapas de Alumínio 1200 para Fabricação de Coletores Solares.** Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Centro Universitário SATC - UniSATC, Criciúma, 2024.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO DA EFICIÊNCIA DE INIBIÇÃO DO CLORETO DE BENZALCÔNIO E IMIDAZOLINA NA CORROSÃO POR $CO_2$ DO AÇO API 5L X65

Lúcio Osório da Rosa (1)
Alisson Silveira Pereira (1)
Carolina Toniolo Menendez (1)
Natália Feijó Lopes (1)
Eleani Maria da Costa (1)

(1) Escola Politécnica, PUCRS

**RESUMO**

Foi investigado o comportamento do aço API 5L X65 em meio aquoso (3,5% de NaCl) saturado com CO2 e avaliado a eficiência de compostos utilizados como base em inibidores de corrosão: cloreto de benzalcônio (BAC) e 2-fenil-2-imidazolina. Blendas (misturas) entre os dois compostos foram feitas para avaliar efeito complementar na eficiência de inibição. Os compostos foram avaliados em diferentes concentrações, como 40, 80, 100 e 150 ppm para o BAC e 100, 1000, 1500 e 3000 ppm para a imidazolina. Análises eletroquímicas foram realizadas para determinação do comportamento de inibição, através de medidas de Potencial de Circuito Aberto (OCP), Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) e polarização potenciodinâmica (PP), permitindo uma avaliação da resistência de transferência de carga e da cinética das reações do sistema, comparando as taxas de corrosão e eficiências de inibição. Os resultados revelam que a adição de BAC reduziu significativamente a taxa de corrosão atingindo eficiência de até 97% para a concentração de 80 ppm. A imidazolina por outro lado não demonstrou a mesma eficiência de inibição em concentrações baixas, somente acima de 1000 ppm. A aplicação da blenda não apresentou comportamento cooperativo e, embora com eficiências de inibição acima de 90%, em nenhuma condição superou as eficiências de inibição dos compostos isolado, demonstrando que pode haver competição por sítios de adsorção. Novas condições da mistura devem ser avaliadas.

Key words – Corrosão, $CO_2$, inibidor de corrosão, aço

# EVALUATION OF THE INHIBITION EFFICIENCY OF BENZALKONIUM CHLORIDE AND IMIDAZOLINE IN THE $CO_2$ CORROSION OF API 5L X65 STEEL


## ABSTRACT

The behavior of API 5L X65 steel in an aqueous medium (3.5% NaCl) saturated with $CO_2$ was investigated, and the efficiency of compounds used as the basis for corrosion inhibitors was evaluated: benzalkonium chloride (BAC) and 2-phenyl-2-imidazoline. Blends (mixtures) of the two compounds were prepared to evaluate the complementary effect on inhibition efficiency. The compounds were evaluated at different concentrations, including 40, 80, 100, and 150 ppm for BAC and 100, 1000, 1500, and 3000 ppm for imidazoline. Electrochemical analyses were performed to determine the inhibition behavior through Open Circuit Potential (OCP), Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS), and potentiodynamic polarization (PP) measurements, allowing the assessment of charge transfer resistance and the reaction kinetics of the system by comparing corrosion rates and inhibition efficiencies. The results reveal that the addition of BAC significantly reduced the corrosion rate, achieving an inhibition efficiency of up to 97% at a concentration of 80 ppm. Imidazoline, on the other hand, did not demonstrate the same inhibition efficiency at low concentrations, with significant inhibition observed only above 1000 ppm. The application of the blend did not exhibit a cooperative effect and, although inhibition efficiencies exceeded 90%, under no condition did the blend outperform the individual compounds, suggesting possible competition for adsorption sites. Further evaluation of different blend conditions is required.

Keywords – Corrosion, $CO_2$, corrosion inhibitor, steel.

## 1. INTRODUÇÃO

A corrosão é um dos principais problemas enfrentados no setor de óleo e gás tendo seu custo estimado em torno de US$ 1,3 bilhões anuais (NACE, 2016; Popoola et al., 2013) especialmente no que se refere à integridade de dutos de transporte, podendo causar prejuízos econômicos, riscos à saúde, segurança e meio ambiente. A degradação dos dutos em operação é especialmente relacionada a corrosão interna e é notoriamente complexa, devido a um ambiente severo de extração, em condições de alta temperatura e pressão (Qin et al., 2022). Os dutos estão expostos a fluxos de fluidos contendo óleo e água, com sais e partículas e diferentes gases dissolvidos. Dentre eles, o mais comum é o dióxido de carbono ($CO_2$), responsável por cerca de 60% das falhas por corrosão no setor(Lopes et al., 2023; Mubarak et al., 2023; Obot et al., 2023).

Estratégias para controle e mitigação da corrosão são buscadas de forma a reduzir os danos e, consequentemente, os custos da corrosão. A adoção de ligas resistentes a corrosão é uma alternativa, porém o seu alto custo é tido como impedimento de seu emprego em larga escala (Chauhan et al., 2022; Popoola et al., 2013). Nesse contexto, o uso de inibidores de corrosão é uma das estratégias mais difundidas e eficazes, aplicadas principalmente em dutos construídos em aço, sendo utilizados desde a década de 1930 (Askari et al., 2021). Os inibidores de corrosão mais convencionais pertencem à classe do que atuam por adsorção na superfície metálica. São compostos químicos derivados de moléculas orgânicas heterocíclicas, como sais quaternários de amônio, aminas e imidazolinas que, quando adicionados em pequenas concentrações ao meio corrosivo (da ordem de ppm), podem adsorver à superfície do metal e formar uma película protetora, reduzindo significativamente a taxa de corrosão (Alamri, 2020; Bhatkar et al., 2021; Chauhan et al., 2022; Obot et al., 2023; Osokogwu & Oghenekaro, 2012).

Ansari et al. (2025) cita o desenvolvimento, por exemplo, de uma imidazolina com aplicações específicas para ambientes mistos de $CO_2$ e $H_2S$, reduzindo a corrosão do aço em 94%. O uso dos sais quaternários de amônio foi ressaltado por Son (2007) devido a, além de inibidores de corrosão, serem tanto surfactantes quanto biocidas. A composição final de um

inibidor de corrosão, porém, além do composto base, pode possuir outros químicos como surfactantes e solventes visando controlar sua dispersão e prevenir a formação de emulsões. Devido a isso, a informação sobre as formulações é altamente protegida pelos fabricantes, o que dificulta e impõe certas limitações a pesquisas (Ansari et al., 2025; Ganjoo et al., 2023; Loughmari et al., 2025; Obot et al., 2023; Olajire, 2017; Popoola et al., 2013; Son, 2007). Conhecer, portanto, o comportamento dos compostos inibidores base para fabricação dos inibidores comerciais é fundamental para melhor compreensão e proteção dos dutos em operação.

## 2. METODOLOGIA

O aço API 5L X65 foi selecionado como material de estudo por ser amplamente empregado em dutos destinados ao transporte de óleo e gás natural. Amostras com diâmetro aproximado de 11 mm e espessura de 3,5 mm foram utilizadas. As amostras foram obtidas por corte e usinagem e de um duto utilizada no setor de óleo e gás, com posterior preparo da superfície que seguiu sequência de lixamento nas granulometrias de 320, 400, 600 e 1200, com lavagem em água destilada e secagem com álcool etílico com soprador de ar quente.

Os inibidores de corrosão escolhidos foram o cloreto de benzalcônio (BAC) e uma imidazolina (2-fenil-2-imidazolina). As etapas experimentais consistiram na definição do sistema eletroquímico e posterior análise da superfície corroída.

A solução de teste foi uma solução salina de 3,5% NaCl, a qual foi saturada com dióxido de carbono ($CO_2$) para simular o ambiente corrosivo típico de dutos de transporte de petróleo e gás natural. O eletrólito foi preparado utilizando água ultrapura (Milli-Q) em volume de 250 mL por ensaio. O eletrólito foi desoxigenado com $N_2$ por 30 minutos e, em seguida, saturado com $CO_2$, mantendo-se o borbulhamento de $CO_2$ ao longo do período do ensaio, que foi de 24 h.

Os inibidores de corrosão foram adicionados a solução em diferentes concentrações, de acordo com a Tabela 1, bem como a partir dos resultados obtidos. O ensaio sem a adição de inibidores de corrosão (caso 0 ppm) foi adotado como a condição de referência e utilizado para o cálculo da eficiência de inibição dos inibidores em cada uma das condições avaliadas.

Para a montagem das blendas com BAC e imidazolina, fixou-se a concentração base de BAC em 100 ppm. Embora o ensaio isolado do BAC tenha apresentado seu ponto de otimização individual em 80 ppm, a escolha dos 100 ppm se deu por razões de padronização e representativa das condições usuais de dosagem comercial, para avaliar a ocorrência de efeitos de cooperação e a estabilidade do filme protetor, permitindo obter informações se a adição da imidazolina otimiza a eficiência global da formulação.

Tabela 1: Concentrações dos inibidores de corrosão utilizados no trabalho.

| Inibidor de Corrosão | Concentração |
|---|---|
| Cloreto de Benzalcônio (BAC) | 0, 40, 80, 100, 150 ppm |
| Imidazolina (Imdz) | 0, 100, 1000, 1500, 3000 ppm |
| Blenda (BAC + Imdz) | 100 ppm BAC (fixo) + 1000,1500, 3000 ppm Imdz |

As análises foram conduzidas em célula de vidro em uma configuração padrão de três eletrodos: eletrodo de trabalho (aço API 5L X65), eletrodo de referência de Ag/AgCl e contraeletrodo de platina.

As técnicas eletroquímicas utilizadas para avaliação do comportamento corrosivo do

aço em presença dos inibidores de corrosão foram realizadas na sequência: Potencial de Circuito Aberto (OCP), Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) e Polarização Potenciodinâmica (PP) após 24 horas na solução.

2.1. Potencial de Circuito Aberto (OCP)

O Potencial de Circuito Aberto (OCP) foi monitorado durante 30 minutos como etapa inicial dos ensaios, avaliando a estabilização do potencial de corrosão do aço no meio de $CO_2$.

A análise dos valores de OCP ao longo do período reflete diretamente a interação entre o aço, o inibidor e o meio corrosivo, permitindo acompanhar a tendência do potencial ao longo do tempo e fornecendo informações sobre a formação e a estabilidade de filmes protetores na superfície metálica. Deslocamentos do potencial para valores menos negativos podem indicar menor tendência a oxidação. Portanto, o uso do OCP permite uma análise comparativa entre as diferentes condições analisadas, permitindo a validação da eficiência dos inibidores no processo corrosivo.

2.2. Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS)

Logo após o OCP, a Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) permitiu coletar informações do comportamento do sistema, permitindo relacionar a resposta eletroquímica à atuação do filme formado pelo inibidor na superfície do aço, como a determinação da resistência a transferência de carga ($R_{ct}$). Os parâmetros utilizados foram uma perturbação de 10 mV com relação ao OCP, em uma faixa de frequência de 0,1 Hz a 100 kHz.

2.3. Polarização Potenciodinâmica (PP)

Por fim, a polarização potenciodinâmica foi utilizada para obter os valores para as densidades de corrente de corrosão e o potencial de corrosão, que permitem extrapolar informações acerca da taxa de corrosão. Foi realizada varredura de -300 mV a +300 mV em relação ao OCP, com velocidade de varredura de 1 mV/s. A partir das curvas obtidas, foi utilizado o método de extrapolação de Tafel para determinação dos parâmetros eletroquímicos como o potencial de corrosão ($Ecorr$), a densidade de corrente de corrosão ($icorr$) e as constantes anódica ($\beta a$) e catódica ($\beta c$) de Tafel, possibilitando a obtenção das taxas de corrosão, de acordo com a Eq. 1, e as resistências de polarização (Rp) de acordo com a Eq. 2.

$$\mathrm{TC} = 3{,}27 \times 10^3 \cdot \left(\frac{\mathrm{i_{corr}} \cdot \mathrm{EW}}{\rho}\right) \; em\; mm/ano \qquad (1)$$

Em que $i_{corr}$ é a densidade de corrente de corrosão, $\rho$ a massa específica do aço (considerado 7,86 g/cm³), *EW* o peso equivalente do ferro (considerado 27,92 g.equivalente), e 3,27 a constante para conversão em mm/ano.

$$Rp = \frac{(\beta_a \cdot \beta_c)}{2{,}303 \cdot i_{corr} \cdot (\beta_a + \beta_c)} \qquad (2)$$

A eficiência de inibição obtida pela taxa de corrosão através da Eq. 3:

$$\mathrm{E_{TC}}(\%) = \left(\frac{\mathrm{TC_o} - \mathrm{TC_{in}}}{\mathrm{TC_o}}\right) \times 100 \qquad (3)$$

Em que $TC_o$ é a taxa de corrosão sem inibidor e $TC_{in}$ é a taxa de corrosão na presença de inibidor.

A eficiência de inibição obtida pela resistência de polarização através da Eq. 4:

$$\mathrm{E_{Rp}}(\%) = \left(\frac{\mathrm{R_{in}} - \mathrm{R_{po}}}{\mathrm{R_{in}}}\right) \times 100 \qquad (4)$$

Em que $R_{po}$ é a resistência a polarização sem inibidor e $R_{pin}$ é a resistência a polarização na presença de inibidor.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 Potencial de Circuito Aberto (OCP)

Os valores de OCP podem ser observados para ambos os casos, do cloreto de benzalcônio (BAC) e imidazolina (imdz), Figura 1 e 2, respectivamente. O valor mais negativo no branco em ambos os casos é indicativo do comportamento de superfície ativa e sem a proteção fornecida pelos inibidores, que com o aumento de sua concentração deslocaram o potencial para valores menos negativos.

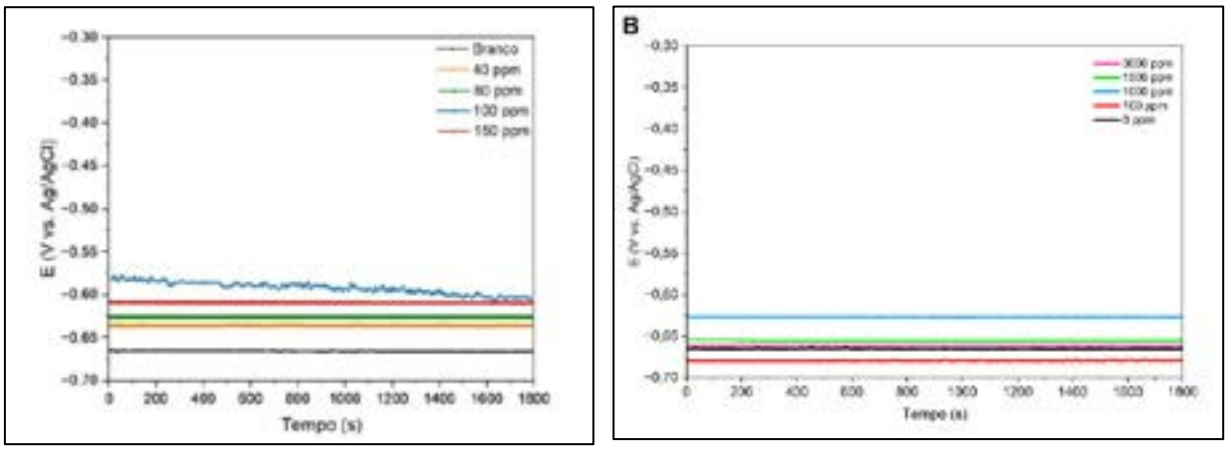



Figura 1: Potenciais de Circuito Aberto para as diferentes concentrações de BAK (0, 40, 80, 100 e 150 ppm).

### 3.2 Espectroscopia de Impedância Eletroquímica

A Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIS) foi empregada para investigar o comportamento eletroquímico do aço API 5L X65 e quantificar os parâmetros relacionados resistência à corrosão na ausência e presença dos inibidores. A presença de semicírculos no diagrama geralmente é indicativa que o processo é controlado principalmente pela transferência de carga, com o comportamento capacitivo-resistivo, caracterizando tipicamente a ação de sistemas passivados. Nos casos analisados, a formação imperfeita dos semicírculos, levemente achatados, pode ser indicativo de heterogeneidades, comuns no processo corrosivo. Os diagramas de Nyquist e Bode para o BAC é apresentado na Figura 2 e para a imidazolina na Figura 3.

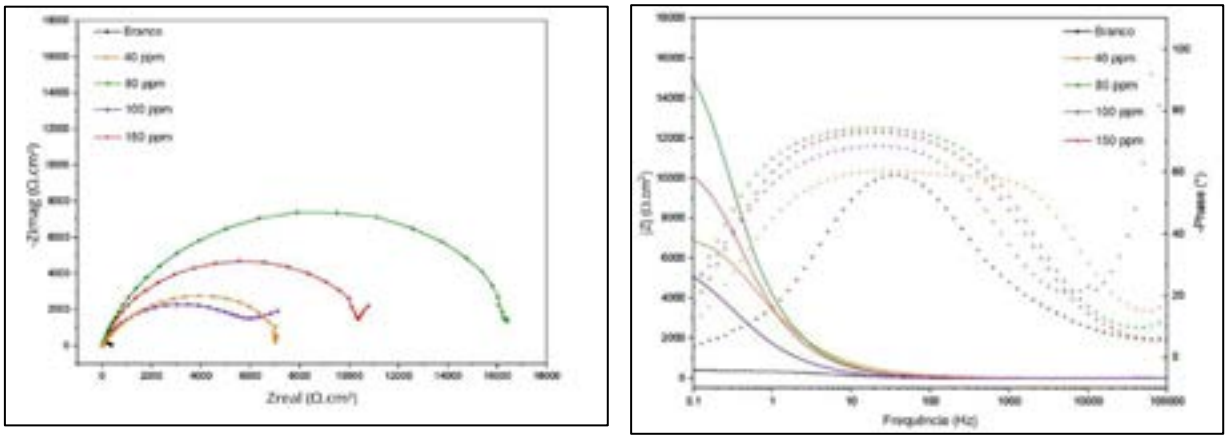



Figura 2: Resultados de EIS para o inibidor BAC. a) Diagrama de Nyquist. b) Diagrama de Bode.

O aumento da concentração do inibidor de corrosão BAC promoveu modificações na resposta eletroquímica, principalmente se tratando do aumento da resistência de transferência de carga (Rct) até a concentração de 80 ppm, indicando um melhor desempenho do inibidor frente a corrosão com o acréscimo da concentração até esse ponto. Porém, para as concentrações superiores (100 e 150 ppm), foi observado redução nas capacitâncias e transferência de carga, o que, sendo o cloreto de benzalcônio um surfactante formador de micelas, pode estar relacionado a aproximação da concentração crítica de micela (CMC) – onde as moléculas do inibidor tendem a se auto agregar, reduzindo a quantidade disponíveis de espécies para adsorção direta na superfície e, consequentemente, queda na eficiência de inibição mesmo com o aumento da concentração (Santos et al., 2007; Liu et al., 2017).

Os resultados sugerem que o aumento da concentração de BAC melhora a adsorção e a resistência de transferência de carga até 80 ppm, em concordância com o comportamento esperado para inibidores catiônicos adsorventes (Idris et al., 2013). Embora seja plausível esse comportamento, Guo et al. (2015) encontrou aumento nas impedâncias e transferência de carga em concentrações muito maiores, porém em meio diferente e sem a presença de cloreto de sódio.(Guo et al., 2015)

Nota-se por meio dos diagramas de Bode, Figura 2, que a presença dos inibidores alterou o comportamento eletroquímico do sistema de forma significativa, apresentando informações complementares aos diagramas de Nyquist, especialmente nas regiões de baixas frequências (<10 Hz), onde predomina processos de transferência de carga e formação de filmes.

A presença do inibidor BAC a 80 ppm apresentou o maior módulo de impedância, em comparação com a imidazolina em sua maior concentração (3000 ppm) que apresentou quase a metade do valor. Além disso, o aumento do ângulo de fase e seu deslocamento para frequências menores em conjunto com a maior impedância é indicativo de um processo de aumento da resistência do filme protetor, demonstrando um caráter mais capacitivo.

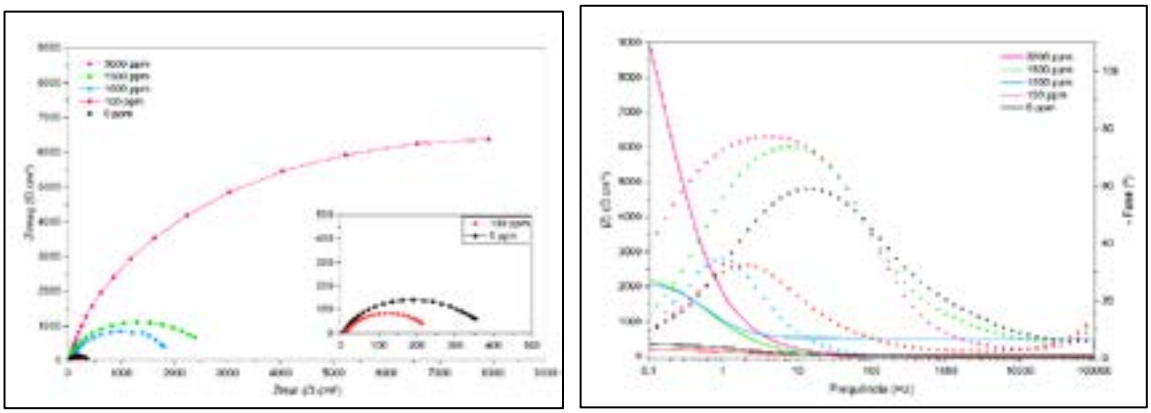


Figura 3: Resultados de EIS para o inibidor 2-fenil-2-imidazolina. a) Diagrama de Nyquist. b) Diagrama de Bode.

O aumento do módulo de impedância e do ângulo de fase até 80 ppm indica melhoria progressiva na eficiência do filme inibidor, decorrente da adsorção eficiente das moléculas catiônicas de BAC sobre a superfície do aço. A partir de 100 ppm, observa-se uma redução nesses parâmetros, possivelmente associada à concentração crítica de micela, como mencionado anteriormente.

O comportamento de perda de eficiência após atingir uma concentração crítica não foi observado no caso da imidazolina, como os diagramas mostram na Figura 3. Sua presença em concentração baixa, similar às do BAC, não apresentou mudança significativa no

comportamento frente a corrosão, apenas um aumento da resistência da solução. O valor de transferência de carga foi muito similar ao da condição branco (0 ppm), indicando pouca ou nenhuma proteção a superfície do aço. A maior proteção conferida foi na maior concentração, a 3000 ppm.

Esse comportamento já foi observado por Zhang et al. (2017), embora não nas altas concentrações observadas neste trabalho. O ponto ótimo de inibição é condizente com o que se espera, porém se faz importante ressaltar de no artigo de Zhang se tratar de uma molécula diferente da aqui utilizada. Portanto, é passível de se concluir que o mecanismo de inibição observado pela imidazolina ser diferente do cloreto de benzalcônio, sendo provavelmente relacionada a efeitos tampão e da química da solução – condizente com o efeito não cooperativo da mistura BAC + imidazolina.

A Figura 6 e a Tabela 2 mostra uma comparação das resistências a transferência de carga ($R_{ct}$) das condições analisadas. O cloreto de benzalcônio (BAC) atinge uma resistência a transferência de carga máxima em aproximadamente 16.000 Ohm.cm² a 80 ppm e logo em seguida decresce com o aumento da concentração. Para a imidazolina, doses crescentes do inibidor resultou em maiores valores de $R_{ct}$, embora inferiores aos do BAC. O melhor desempenho atingido foi na condição mais concentrada (3000 ppm) onde se obteve uma resistência a transferência de carga de aproximadamente 8000 Ohm.cm², cerca de 8 vezes maior que a sua condição a 100 ppm. As altas concentrações utilizadas para obter efeito protetivo na superfície do aço contrastam com as baixas concentrações utilizadas para o BAC, que apresentou maiores valores em concentrações inferiores.

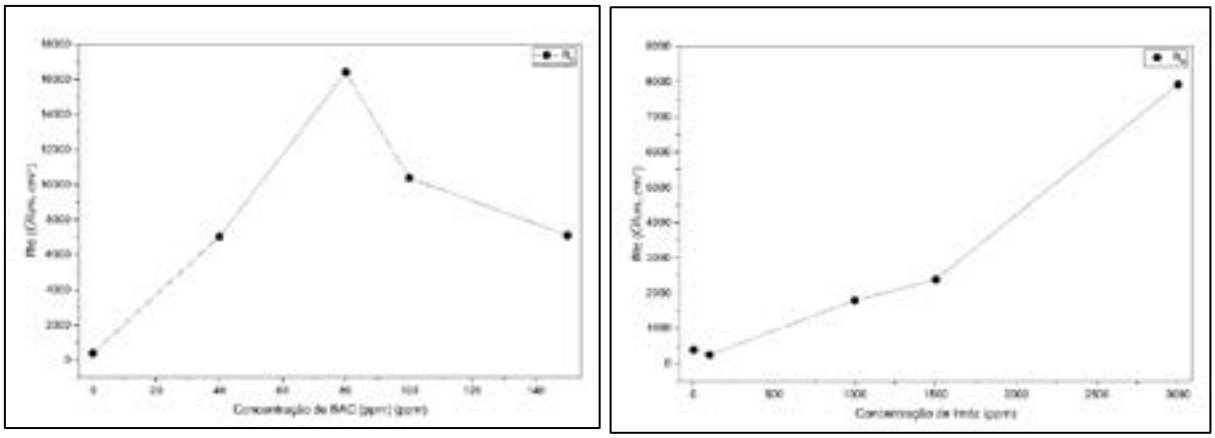


Figura 4: Resistências a Transferência de Carga (Rct) dos inibidores puros analisados. A) BAC. B) Imidazolina.

Tabela 2: Resistências a Transferência de Carga (Rct) dos inibidores puros analisados obtidas por EIS.

| **Cloreto de Benzalcônio** | | **2-fenil-imidazolina** | |
|---|---|---|---|
| **Concentração (ppm)** | Rtc (Ohm.cm²) | **Concentração (ppm)** | Rtc (Ohm.cm²) |
| **0** | 395 | **0** | 395 |
| **40** | 7031 | **100** | 253 |
| **80** | 16401 | **1000** | 1798 |
| **100** | 10381 | **1500** | 2379 |
| **150** | 7109 | **3000** | 7924 |

3.3 Polarização Potenciodinâmica

Os ensaios de polarização potenciodinâmica foram realizados com o objetivo de determinar os parâmetros cinéticos de corrosão do aço API 5L X65 e avaliar a eficiência dos inibidores.

Os resultados obtidos tanto para o inibidor BAC quanto para a imidazolina, observados na Figura 5, indicam redução nas densidades de corrente de corrosão ($i_{corr}$) em todas as concentrações em comparação com a condição sem inibidor. Para o BAC, a menor densidade de corrente foi observada para a concentração de 80 ppm, indicativo da menor taxa de corrosão observada para estes casos. Ainda assim, os resultados indicam que o BAC possui uma tendência de atuação principalmente sobre a reação anódica, uma vez que a redução da densidade de corrente nesse ramo é mais acentuada em comparação com o ramo catódico (Guan, 2014). A partir de 100 ppm, nota-se um pequeno aumento de $i_{corr}$, sugerindo uma redução da eficiência inibidora, como esperado em comparação com os resultados de espectroscopia de impedância eletroquímica.

A presença de imidazolina em mais altas concentrações, embora haja uma tendência para potenciais mais negativos com o aumento em sua concentração, é notável o deslocamento das curvas para densidades de corrente menores, coerentes com as maiores impedâncias observadas nos diagramas de Nyquist.

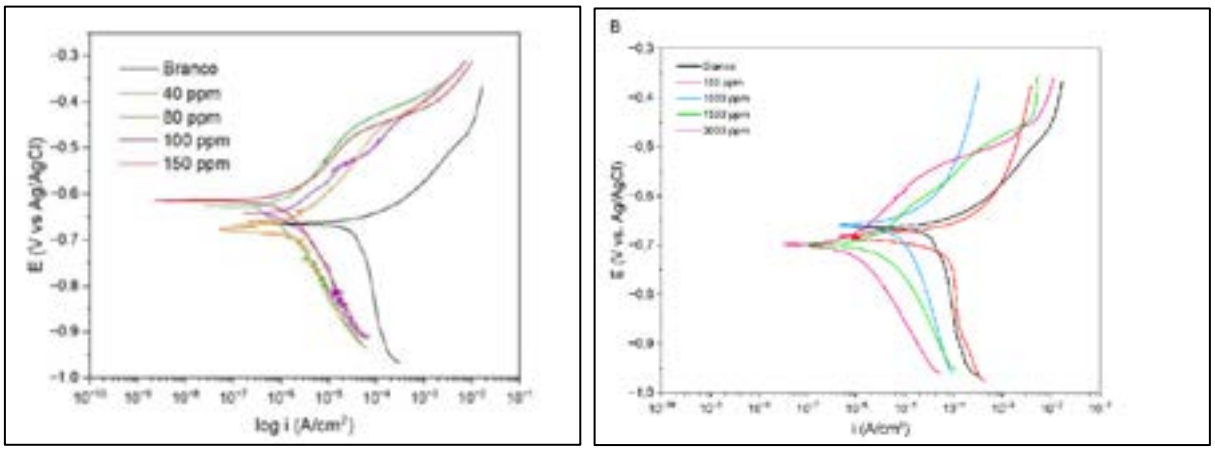



Figura 5: Curvas de polarização potenciodinâmica. A) BAC. B) Imidazolina

Por meio da extrapolação de Tafel, foram determinados os parâmetros eletroquímicos utilizados para estimar a taxa de corrosão e a resistência de polarização do aço na presença de BAC e imidazolina, os quais são apresentados na Tabela 3 e na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** respectivamente, bem como as eficiências de inibição, calculadas pela taxa de corrosão e resistência de polarização.

A Figura 6 apresenta uma comparação das taxas de corrosão com as resistências de polarização para os inibidores analisados. Observa-se que os o aumento na concentração para o inibidor BAC teve pouca influência na taxa de corrosão final, porém foram expressivos na resistência a polarização. Esse comportamento corrobora com os resultados obtidos por EIS, estando alinhados com a formação de um filme protetivo mais uniforme e protetor.

Para a imidazolina, os resultados reforçam a influência da concentração sobre a taxa de corrosão e a resistência de polarização, sendo observado um aumento desta última com o aumento gradativo da concentração.

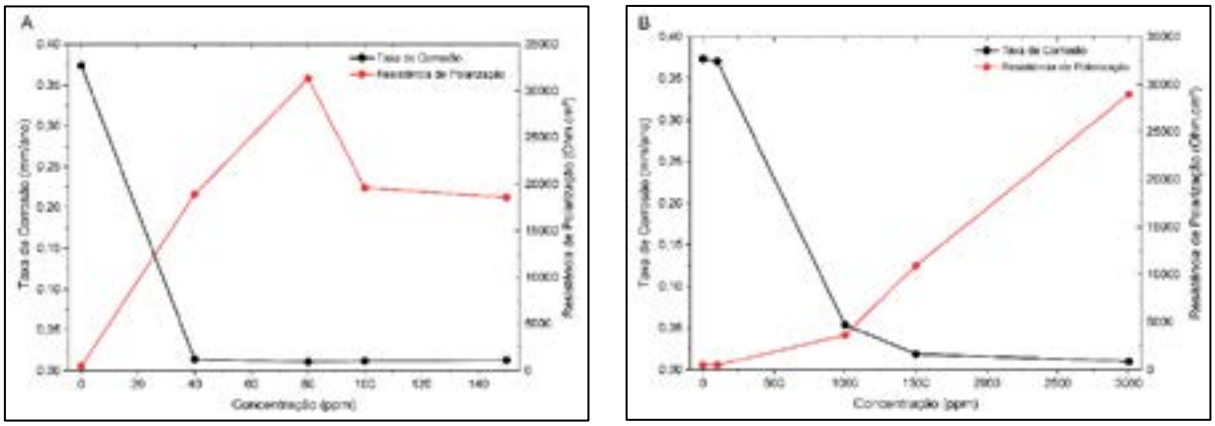



Figura 6: Taxas de Corrosão e Resistência de Polarização pela concentração do inibidor. A) BAC. B) Imidazolina.

Em todos os casos analisados a adição do inibidor de corrosão reduziu notavelmente a corrosão. A imidazolina apenas se comparou ao BAC em sua maior concentração e, assim, superando-o na eficiência de inibição (tanto pela taxa de corrosão quanto pela resistência a polarização).

Tabela 3: Parâmetros eletroquímicos obtidos das curvas de polarização do BAC.

| BAC (Cloreto de Benzalcônio) | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Concentração (ppm) | βa | βc | Ecorr (V) | Icorr (A/cm²) | Rp (Ohm.cm²) | TC (mm/ano) | Eficiência baseada na TC (%) | Eficiência baseada na Rp (%) |
| *0* | 0,3 | 0,04 | -0,667 | 3,22E-05 | 465,0 | 0,374 | - | - |
| *40* | 0,08 | 0,17 | -0,672 | 1,25E-06 | 18921,9 | 0,014 | 96,1 | 97,5 |
| *80* | 0,1 | 0,16 | -0,627 | 6,71E-07 | 31516,5 | 0,008 | 97,9 | 98,5 |
| *100* | 0,08 | 0,11 | -0,635 | 1,03E-06 | 19620,6 | 0,012 | 96,8 | 97,6 |
| *150* | 0,1 | 0,14 | -0,613 | 1,09E-06 | 18590,3 | 0,013 | 96,6 | 97,5 |

Tabela 4: Parâmetros eletroquímicos obtidos das curvas de polarização da imidazolina.

| Imidazolina (2-fenil-2-imidazolina) | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Concentração (ppm) | βa | βc | Ecorr (V) | Icorr (A/cm²) | Rp (Ohm.cm²) | TC (mm/ano) | Eficiência baseada na TC (%) | Eficiência baseada na Rp (%) |
| *0* | 0,25 | 0,04 | -0,667 | 3,22E-05 | 465,0 | 0,374 | - | - |
| *100* | 0,05 | 0,126 | -0,68 | 3,19E-05 | 487,2 | 0,371 | 0,9 | 4,6 |
| *1000* | 0,06 | 0,11 | -0,659 | 4,64E-06 | 3633,1 | 0,054 | 85,6 | 87,2 |
| *1500* | 0,08 | 0,08 | -0,694 | 1,59E-06 | 10970,8 | 0,019 | 95,1 | 95,8 |
| *3000* | 0,09 | 0,14 | -0,684 | 8,21E-07 | 28973,8 | 0,010 | 97,5 | 98,4 |

Pela taxa de corrosão, as maiores eficiências de inibição foram para o BAC a 80 ppm, com 97,9% e para a imidazolina a 3000 ppm, a 97,5%. Já pela resistência a corrosão, a 80 ppm o BAC apresentou 98,5% de inibição, em contraste com a imidazolina a 3000 ppm com 98,4%.

### 3.4 BAC + Imidazolina

A Figura 7 apresenta os resultados de EIS para o caso da mistura de inibidores BAC e imidazolina. Com a concentração de BAC fixa em 100 ppm, os incrementos na concentração da imidazolina não indicaram aumento na resistência a transferência de carga. Mesmo que na condição de 1500 ppm de imidazolina possa ser observado um deslocamento do ângulo de fase para frequências menores, essa concentração intermediária foi a que apresentou a menor impedância global. Na blenda, a condição 1000 ppm apresentou as maiores impedâncias e resistência a transferência de carga, como pode ser observado na Figura 8.

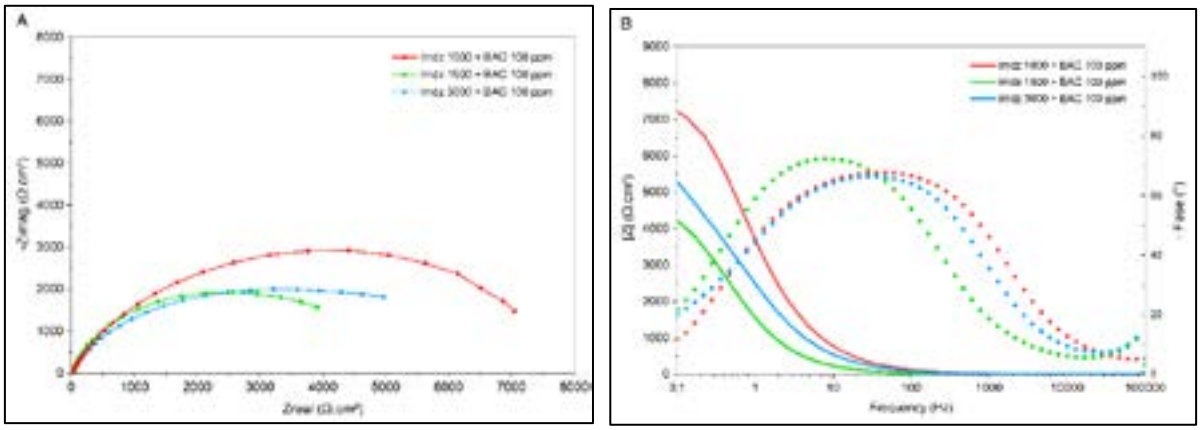



Figura 7: Diagramas de Nyquist (a) e Bode (b) para o caso da mistura Imdz + BAC.

É possível concluir que a adição de imidazolina em diferentes concentrações não potencializou a proteção fornecida ao aço pelo cloreto de benzalcônio, de forma que a blenda em não parece ter atuado de forma cooperativa. Há indício na literatura do mecanismo de inibição observado pela imidazolina ser diferente do cloreto de benzalcônio – condizente com o efeito não cooperativo da mistura BAC + imidazolina (Zhang et al., 2017).

Em inibidores de corrosão, a cooperação é possível de ser observada quando uma segunda molécula auxilia o inibidor (no caso a imidazolina ou cloreto de benzalcônio) a formar um filme mais denso, frequentemente por meio do preenchimento de vazios ou da estabilização da adsorção. Porém, a não cooperação também pode ser observada e ocorre quando o tensoativo adicionado compete pela mesma região da superfície ou rompe o filme inibidor (adicionar fonte). Jiang et al. (2025) observou o efeito exatamente na presença de imidazolina e um surfactante catiônico, citando os efeitos espaciais das moléculas, com um inibidor deslocando o outro na superfície do aço, em vez de preencherem defeitos de forma cooperativa.

A resistência a transferência de carga pode ser observada na Figura 8, se tornando claro o efeito que a imidazolina teve no BAC: a condição com menor concentração de imidazolina foi justamente a condição com maior resistência a transferência de carga.

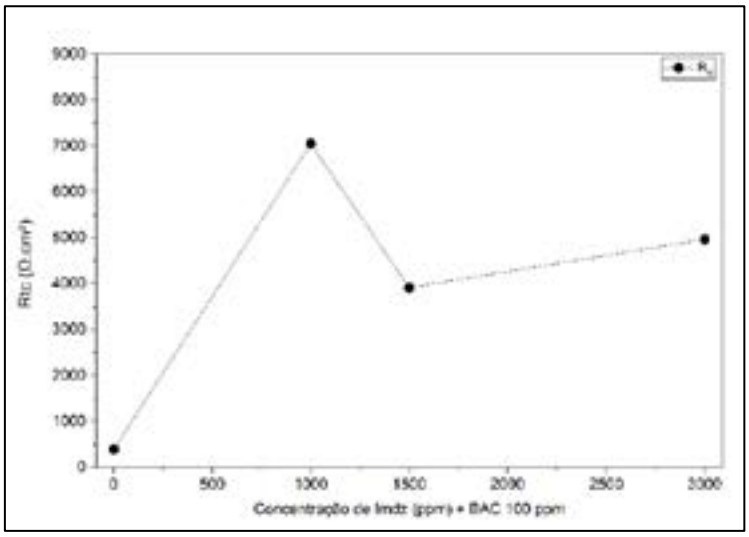



Figura 8: Resistência a transferência de carga da mistura BAC + Imidazolina.

A avaliação das misturas de cloreto de benzalcônio (BAC), na concentração fixa de 100 ppm, com diferentes concentrações de imidazolina (1000, 1500 e 3000 ppm) evidenciou diferenças na dinâmica corrosiva do sistema em presença das formulações, conforme observado nas curvas de polarização (Figura 9) e nos parâmetros eletroquímicos obtidos (Tablea 5).

Em relação ao potencial de corrosão ($E_{corr}$) observou-se um deslocamento para valores mais negativos com o aumento da concentração de imidazolina, variando de −0,65 V para a mistura contendo 1000 ppm até −0,75 V para aquela contendo 3000 ppm. Esse deslocamento indica uma alteração nas condições eletroquímicas da interface metal/eletrólito, embora, isoladamente, não seja suficiente para estabelecer uma mudança no mecanismo de inibição.

A densidade de corrente de corrosão aponta que as formulações contendo 1000 e 3000 ppm de imidazolina apresentaram valores próximos. Em contrapartida, a mistura contendo 1500 ppm apresentou uma densidade de corrente superior, indicando menor eficiência na redução da velocidade das reações eletroquímicas de corrosão. Esse comportamento também foi observado na taxa de corrosão calculada, que atingiu 0,031 mm/ano para essa formulação, enquanto as misturas com 1000 e 3000 ppm apresentaram valores de 0,013 mm/ano

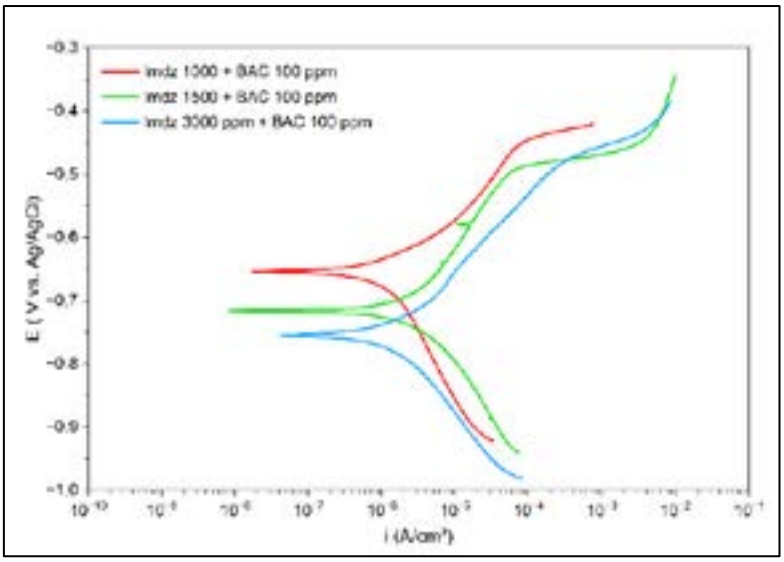



Figura 9: Resultados de Polarização Potenciodinâmica da mistura BAC + Imidazolina.

Tabela 5: Parâmetros eletroquímicos obtidos das curvas de polarização da mistura BAC + imidazolina.

| Imidazolina (2-fenil-2-imidazolina) + 100 ppm BAC (Cloreto de Benzalcônio) | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Concentração (ppm) | βa | βc | Ecorr (V) | Icorr (A/cm²) | Rp (Ohm.cm²) | TC (mm/ano) | Eficiência baseada na TC (%) | Eficiência baseada na Rp (%) |
| *1000* | 0,1 | 0,22 | -0,65 | 1,15E-06 | 22170,6 | 0,013 | 96,4 | 97,9 |
| *1500* | 0,17 | 0,14 | -0,71 | 2,66E-06 | 12672,9 | 0,031 | 91,7 | 96,3 |
| *3000* | 0,1 | 0,12 | -0,75 | 1,11E-06 | 18961,9 | 0,013 | 96,6 | 97,5 |

Embora todas as formulações tenham apresentado eficiências elevadas em relação à condição de referência (0 ppm), a mistura contendo 1500 ppm demonstrou desempenho inferior. As eficiências de inibição calculadas com base na taxa de corrosão foram somente acima de 95% para as condições de 1000 e 3000 ppm.

Em conjunto, os resultados reforçam o papel não cooperativo dos compostos nas condições analisadas. O aumento da concentração de 1000 para 1500 ppm foi acompanhado por elevação da taxa de corrosão. Entretanto, o aumento para 3000 ppm recuperou o desempenho da formulação, resultando em valores de densidade de corrente e taxa de corrosão próximos aos obtidos com 1000 ppm. Assim, não sendo possível observar uma relação entre o aumento da concentração de imidazolina e a melhoria da proteção anticorrosiva.

Considerando os parâmetros avaliados, a formulação contendo 100 ppm de BAC e 1000 ppm de imidazolina apresentou o melhor desempenho das misturas, enquanto a formulação com 3000 ppm apresentou desempenho comparável em termos de taxa de corrosão. Esses resultados evidenciam que concentrações mais elevadas de inibidor não necessariamente resultam em maior proteção e reforçam a necessidade de avaliar diferentes concentrações dos compostos analisados neste trabalho.

## 4. CONCLUSÕES

Os resultados indicam que a adição dos inibidores de corrosão promoveu maior proteção na corrosão por $CO_2$ a superfície do aço X65, propiciando modificações significativas na resposta eletroquímica do sistema, reduzindo a densidade de corrente de corrosão e aumentando a resistência de polarização e o módulo de impedância.

A adição do inibidor de corrosão BAC promoveu maior proteção em menores concentrações em comparação com a maior concentração utilizada para os mesmos efeitos com a imidazolina. Mesmo em baixa concentração (40 ppm) o BAC apresentou elevada eficiência inibidor, sendo superior a 95%. A concentração de 80 ppm se mostrou como o melhor comportamento para este inibidor e maiores incrementos na concentração acarretaram a perda de eficiência, como foi o caso da concentração de 100 e 150 ppm, embora esta perda não seja tão notável se comparado com a taxa de corrosão.

A imidazolina na mesma faixa de concentrações do BAC não apresentou comportamento inibitório da corrosão por $CO_2$. Um comportamento de proteção foi observado para 1000 ppm. A condição 3000 ppm foi a concentração que apresentou maior eficiência na proteção neste caso, novamente acima de 95%. A combinação dos compostos não propiciou um maior ganho na eficiência de inibição, indicando que os compostos escolhidos não atuaram de forma complementar. Pode ser observado, por exemplo, que a adição de 100 ppm de BAC a condição 3000 ppm de imidazolina reduziu a eficiência, podendo estar relacionado a competição por sítios de adsorção e que a concentração ótima individual não necessariamente é a concentração ótima na mistura e, portanto, futuras composições devem ser investigadas de forma a potencializar o inibidor.

## 5. REFERÊNCIAS


Alamri, A. H. (2020). Localized corrosion and mitigation approach of steel materials used in oil and gas pipelines – An overview. *Engineering Failure Analysis*, *116*. https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104735

Ansari, K. R., Singh, A., Tripathi, A., Ali, I. H., Wang, P., Quraishi, M. A., Alanazi, A. K., & Lin, Y. (2025). Understanding the adsorption of imidazo-pyrimidine derivative corrosion inhibitor at the P110 steel/CO2+H2S saturated simulated formation water interface: experimental and theoretical elucidation. *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*, *173*. https://doi.org/10.1016/j.jtice.2025.106149

Askari, M., Aliofkhazraei, M., Jafari, R., Hamghalam, P., & Hajizadeh, A. (2021). Downhole corrosion inhibitors for oil and gas production – a review. *Applied Surface Science Advances*, *6*. https://doi.org/10.1016/j.apsadv.2021.100128

Bhatkar, S., Topare, N. S., & Ahmed, B. (2021). Analyzing Corrosion Prediction and Dose Optimization of Corrosion Inhibitor in Oil Field Production. In *Techno-Societal 2020* (pp. 861–868). Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-030-69925-3_82

Chauhan, D. S., Quraishi, M. A., Sorour, A. A., & Verma, C. (2022). A review on corrosion inhibitors for high-pressure supercritical CO2 environment: Challenges and opportunities. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, *215*. https://doi.org/10.1016/j.petrol.2022.110695

Ganjoo, R., Verma, C., Kumar, A., & Quraishi, M. A. (2023). Colloidal and interface aqueous chemistry of dyes: Past, present and future scenarios in corrosion mitigation. *Advances in Colloid and Interface Science*, *311*. https://doi.org/10.1016/j.cis.2022.102832

Guo, L., Zhu, S., & Zhang, S. (2015). Experimental and theoretical studies of benzalkonium chloride as an inhibitor for carbon steel corrosion in sulfuric acid. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, *24*, 174–180. https://doi.org/10.1016/j.jiec.2014.09.026

Idris, M. N., Daud, A. R., & Othman, N. K. (2013). Electrochemical impedance spectroscopy study on corrosion inhibition of benzyltriethylammonium chloride. *AIP Conference Proceedings*, *1571*, 23–28. https://doi.org/10.1063/1.4858624

Jiang, X., Song, X., Yu, C., Xie, H., Qu, D., & Hua, J. (2025). Investigation of SO2-induced corrosion of X65 steel in gaseous, liquid, and supercritical CO2 environments through experimental and thermodynamic approaches. *Journal of Supercritical Fluids*, *221*. https://doi.org/10.1016/j.supflu.2025.106574

Lopes, N. F., Taryba, M., Fernandes, J. C. S., & da Costa, E. M. (2023). Structural and electrochemical properties of scales formed on steel surface in CO2-rich brine at high pressure. *Journal of Supercritical Fluids*, *194*. https://doi.org/10.1016/j.supflu.2022.105834

Loughmari, S., Haddouchy, H., Mansour, A. A., Addichi, D., Ihammi, A., Ellouz, M., Salghi, R., Chtaini, A., Chigr, M., & Qouatli, S. E. El. (2025). Study on the Corrosion Inhibition of E24 Steel in Acidic Medium by 1,4-benzoxazine Derivatives: An Approach Combining Chemistry, Electrochemistry, and Theoretical Modeling. *Journal of Molecular Structure*, 141. https://doi.org/10.1016/j.molstruc.2025.141545

Mubarak, G., Verma, C., Barsoum, I., Alfantazi, A., & Rhee, K. Y. (2023). Internal corrosion in oil and gas wells during casings and tubing: Challenges and opportunities of corrosion inhibitors. In *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers* (Vol. 150). Taiwan Institute of Chemical Engineers. https://doi.org/10.1016/j.jtice.2023.105027

NACE. (2016). *International measures of prevention, application and economics of corrosion technology*.

Obot, I. B., Sorour, A. A., Malede, Y. C., Chen, T., Wang, Q., & Aljeaban, N. (2023). A review study on the challenges and progress of corrosion inhibitor testing under extreme conditions in the oil and gas industries. *Geoenergy Science and Engineering*, *226*. https://doi.org/10.1016/j.geoen.2023.211762

Olajire, A. A. (2017). Corrosion inhibition of offshore oil and gas production facilities using organic compound inhibitors - A review. *Journal of Molecular Liquids*, *248*, 775–808. https://doi.org/10.1016/j.molliq.2017.10.097

Osokogwu, U., & Oghenekaro, E. (2012). Evaluation of Corrosion Inhibitors Effectiveness in Oilfield Production Operations. *International Journal of Scientific & Technology Research*, *1*(4). www.ijstr.org

Popoola, L. T., Grema, A. S., Latinwo, G. K., Gutti, B., & Balogun, A. S. (2013). Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation. *International Journal of Industrial Chemistry*. http://www.industchem.com/content/4/1/35

Son, A. (2007). *Developments in the Laboratory Evaluation of Corrosion Inhibitors: A Review*. http://onepetro.org/NACECORR/proceedings-pdf/CORR07/All-CORR07/1841705/nace-07618.pdf

Zhang, H. huan, Gao, K., Yan, L., & Pang, X. (2017). Inhibition of the corrosion of X70 and Q235 steel in CO2-saturated brine by imidazoline-based inhibitor. *Journal of Electroanalytical Chemistry*, *791*, 83–94. https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2017.02.046

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ASPECTOS TÉCNICOS DO ANTEPROJETO DE UMA MICRO USINA ELÉTRICA HÍBRIDA SOLAR-HIDRÁULICA

Sandro Marcelo Schmaedecke - Autor [1]
Marçal Rodrigues Pires - Autor [2]
Vicente Mariano Canali - Orientador [3]

## RESUMO

Este artigo contém tópicos descritivos técnicos e procedimentais destinados a profissionais das áreas da Engenharia Elétrica, Engenharia Mecânica e Engenharia de Controle e Automação. São abordados tópicos de um anteprojeto, incluindo referências para a construção de micro usinas híbridas solar-hidráulica, bem como sua manutenção preventiva, corretiva e preditiva. São abordados tópicos sobre a comercialização da energia elétrica gerada, listando-se os possíveis clientes e resoluções dos órgãos reguladores, bem como demais normas técnicas correlatas a se seguir. Neste estudo será usado como exemplo o caso real de reimplantação da usina UHA- (Usina Híbrida Arvoredo) que servirá de base para a comprovação da teoria bibliográfica consultada e demais experiências práticas na implementação da usina pelo autor. Os resultados da produção de energia dependem efetivamente de um período de um ano de produção e como a usina está sendo reimplantada no período de formatação deste artigo, dados históricos servirão de base para uma pré-análise. É possível produzir energia hidráulica e energia solar conforme a sazonalidade do período climático geográfico. Durante o ano há um período que se nota a restrição hídrica do verão compensada em parte pela abundância solar nesse período. Por outro lado, o maior índice pluviométrico e as nuvens no inverno, reduzindo a incidência solar são compensadas pelo maior volume hídrico do sistema de rios e riachos, oferecendo uma produção média satisfatória horária com a utilização da micro usina híbrida solar-hidráulica.

**Palavras Chave** Micro usina, Híbrida, Energia solar, Energia hidráulica, Recargas, hubs

[1] Electrical Engineering Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[2] Prof. Dr. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
[3] Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

# TECHNICAL ASPECTS OF THE PRELIMINARY DESIGN OF A HYBRID SOLAR-HYDRAULIC MICRO POWER PLANT

Eduardo Duarte Cabral - Author (1)
Marçal Rodrigues Pires - Author (2)
Vicente Mariano Canalli - Adviser (3)

**ABSTRACT**

This article covers technical and procedural topics aimed at professionals in the fields of Electrical, Mechanical, and Control and Automation Engineering. It discusses the preliminary design and construction guidelines for hybrid solar-hydro micro-power plants, as well as their preventive, corrective, and predictive maintenance. Additionally, the article addresses the commercialization of the generated electricity listing potential consumers and relevant regulatory resolutions and outlines applicable technical standards. This study uses the real-world case of the UHA (Arvoredo Hibrid Power Plant) plant's re-implementation as a basis for comparing theoretical literature with the author's practical experience in setting up the facility. As energy production results rely on a full year of data, and the plant is being re-implemented while this article is being written, historical data will be used for a preliminary analysis. Hydro and solar energy generation varies according to seasonal climatic patterns; for instance, the summer period despite potential water scarcity benefits from abundant solar energy. Conversely, while winter brings higher rainfall and cloud cover that reduces solar output, the increased water volume in local rivers and streams compensates for this, ensuring efficient average energy production for the hybrid solar-hydro micro-power system.

## 1.INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de incrementar a produção de energia elétrica limpa e sustentável, vem ao encontro da crescente utilização de aparelhos eletrodomésticos, dispositivos de comunicação e informática móveis. Veículos elétricos e híbridos expandindo absurdamente, condicionamento de ar, esteiras e escadas rolantes elétricas e elevadores de carga tem contribuído para esse aumento. Também, Centros de Processamento de Dados de Inteligência Artificial e robótica têm substituído a mão-de-obra humana física e intelectual e demais necessidades e aspirações evolucionais humanas justificam a construção de uma matriz energética de largas proporções, limpa e flexível. Essa matriz energética pode ser classificada no Brasil através dos seus meios de produção e seu processo de distribuição ao longo da cadeia consumidora, denotando um viés estratégico e tecnológico essencial ao desenvolvimento econômico da sociedade. O Brasil é um País rico por natureza, climas diversos, insumos e capital humano desprezado pelas autoridades governamentais ao longo de décadas, que valorizam ideologias e interesses pessoais em detrimento à educação. Desta forma tem contribuído com o abandono do potencial adormecido do Brasil e não

honrando a *Ordem e Progresso* estampada na Bandeira Nacional Brasileira, símbolo máximo de qualquer País.

A matriz energética elétrica nacional é composta por usinas hidroelétricas de diferentes portes, parques eólicos e solares de diversas potências, usinas térmicas a gás, carvão, nucleares e biomassa entre outras. Estas geradoras são conectadas ao Sistema Nacional Interligado por redes, compostas por linhas de transmissão e subtransmissão de 69 kV a 750 kV em corrente alternada e 600 kV em corrente contínua que proporcionam o remanejo de fluxo de potência para regiões com carência energética sazonal ou temporária, além de isolamento por defeitos regionais. Associado a esse sistema, se encontram as gerações distribuídas compostas por Usinas Hidroelétricas ou hidráulicas dos tipos CGH (Central Geradora Hidrelétrica) até 1 MW de potência e tipo PCH (Pequena Central Hidrelétrica) de 1 MW até 30 MW de potência. Além destas usinas, temos as usinas solares, torres eólicas unitárias ou pequenos grupos de torres eólicas, entre outras, que representam um percentual importante no complemento da energia elétrica produzida e consumida. Essas usinas são classificadas em *produção limpa ou sustentável* que tem *produção não poluente* o que pode ser imprescindível dependendo da região. Da mesma forma, os veículos elétricos são considerados de *consumo limpo*, desde que alimentados com energia que provenha de usinas de produção limpa e utilizem motores elétricos de alto rendimento (92%) [2]. Já os veículos à combustão interna que seguem o princípio de Carnot da primeira lei da as Termodinâmicas têm consumo de energia de baixo rendimento (32%) [3] são poluentes. ~~Já~~ As usinas térmicas modernas possuem médio rendimento (55%) [3] pois se utilizam de co-geração, seguindo o mesmo princípio de Carnot no ciclo de Rankine. O mesmo princípio rege as usinas termo nucleares, a gás, biomassa de queima e a gás, a carvão, álcool e óleo diesel.

Podemos observar através da figura 1 [7], o nível de avanço de produção de energias sustentáveis no Brasil em comparação mundial, o que torna o Brasil candidato a liderar a geração sustentável de energia limpa e consumo consciente, especialmente na mobilidade veicular elétrica.

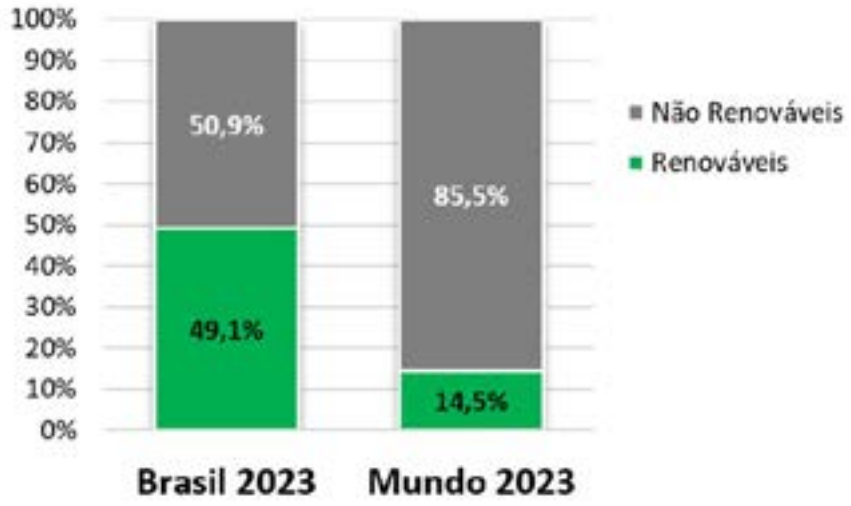



**Figura 1:** Composição das fontes renováveis no Brasil e mundial.

## 2. METODOLOGIA

Neste item são discutidos tópicos relacionados ao anteprojeto de usinas hibridas.

### 2.1 Tópicos do anteprojeto de usinas hidráulicas

As usinas hidráulicas ou hidroelétricas são compostas basicamente por um lago represado de água ou barragem continuamente alimentado por um rio ou riacho, um tubo de adução de água que segue descendo até a entrada de uma turbina hidráulica conectada a um gerador elétrico. O controle de parâmetros elétricos é realizado por sensores e atuadores eletromecânicos com o objetivo final de gerar energia elétrica. Após a geração é necessário

distribuir a energia aos consumidores locais ou à longas distâncias através de linhas de transmissão, após passar por transformação de potencial de tensão no início e final do processo. Esse processo de transformação de energias que começa com a energia potencial gravitacional dada pela expressão (1) de [9]:

$$Epg = m \cdot g \cdot h \tag{1}$$

Onde
Epg - Energia Potencial Gravitacional (J)
m - massa (kg)
g - aceleração da gravidade (m/s2)
h - altura (m)

Essa energia se transforma em cinética mecânica, descrita na expressão (2)

$$Ec = \frac{1}{2} \cdot m \cdot v^2 \tag{2}$$

Onde
Ec - Energia cinética (J)
v - velocidade (m/s)

Finalmente chega-se à energia elétrica, na expressão (3)

$$E = V \cdot I \cdot \Delta t \tag{3}$$

Onde
E - Energia (kWh)
V - Tensão (V)
I - Corrente (A)
com suas devidas transformações de unidades e equivalências.

Existem também as usinas tipo fio d'água que não possuem barragem apenas um ponto de adução de água e o resto dos componentes são iguais ao mencionado no parágrafo anterior. A altura das cachoeiras até à entrada da turbina hidráulica e o fluxo de água vão definir o tipo de usina a ser construída em termos de modelo de turbina e controles de atuadores e sensores. Os tipos de turbinas mais usados [5] são basicamente as turbinas Francis para grandes fluxos de água e grandes alturas (exemplo Itaipú), as turbinas Kaplan (para grandes fluxos e médias alturas (exemplo Usina de Monte Claro no rio das Antas), Pelton para grandes alturas e baixo fluxo de água (Usina Canastra em Taquara) e as turbinas Centrífugas que se confundem com turbinas Francis porém sem controle de ângulo de pás do rotor. Cada uma delas possui um rendimento hidráulico diferente transformando em energia mecânica cinética útil em energia elétrica após passar pelo gerador elétrico.

### 2.2. Tópicos do Anteprojeto de uma usina CGH

Na sequência são descritos parâmetros iniciais financeiros, hidráulicos e elétricos de dimensionamento a definir para o anteprojeto da usina CGH:

1- Avaliar a Altura manométrica H da cachoeira / cascata;
2- Avaliar a vazão experimentalmente, levando em consideração a velocidade média do rio / riacho pretendido e a área do canal ligar o duto de adução que vai o definir e dimensionar a máxima potência cinética mecânica e por sua vez potência máxima elétrica possível ou demanda;
3- Calcular a potência elétrica possível e comparar com a possibilidade técnica de conexão da rede e os limites das normativas da ANEEL [1] e [6] da concessionária elétrica local através da equação (4) de [5]

$$P = 7{,}16 \cdot Q \cdot H \tag{4}$$

Onde
P- Potência (kW)
Q - Vazão (m3/s)
H - Altura manométrica total (m)

4- Calcular a perda de carga pela equação (5) de [5]

$$\Delta H = 10{,}643 \cdot \left(Q^{1{,}85}\right) \cdot \left(C^{-1{,}85}\right) \cdot \left(d^{-0{,}87}\right) \cdot L \quad (5)$$

Onde
ΔH - Perda de carga (m)
Q - Vazão ($m/s^2$)
C - Coeficiente de Hazen-Williams
D - Diâmetro interno (m)
L - Comprimento do duto (m)

5- Definir o tipo de turbina e gerador elétrico a utilizar;

6- Calcular custos de projeto, materiais e mão-de-obra em planilha eletrônica;

7- Calcular o *payback* (anos) e retorno ao investimento (% anual) básicos [10] e investimento capitalizado, considerando TUSD (Taxa de Uso do Sistema de Distribuição) [1], impostos, custos totais de implantação, vantagem de desconto de compra da energia ao cliente consumidor e manutenção pós implantação da usina, observando os custos da concessionária e o momento de implantação através das equações (6) e (7) de [10]:

$$PB = CI / RM \quad (6)$$

Onde
CI - Custos do Investimentos
RM - Rendimento Mensal
PB - *Payback*

$$RI = \left(RM / CI\right) \cdot 12 \quad (7)$$

Onde
RI - Retorno ao Investimento.

### 2.3. Tópicos do anteprojeto de usinas fotovoltaicas

As usinas solares são compostas basicamente por painéis solares à base de pequenas células [7] de em torno de 0,5V conectadas em série e paralelo somando em torno de 18 a 36V em Corrente contínua de até 38 Ampéres resultando em potências demandadas de até 700Wh monocristalinas ou policristalinas [7], sendo em face única ou bifaciais nesta última aumentam a produção em 12% a 20% [7], dependendo do do tipo de piso abaixo dos painéis refletirem o sol na face de trás. Esses painéis recebem a luz solar de 6h a 12h (9h em média) [7] por dia dependendo do período do ano e do clima estar nublado, chovendo ou céu aberto transformando em eletricidade o fluxo de luz solar (fótons) sobre a matriz de silício em através do efeito fotovoltaico. Essas tensões são rearranjadas entre as mesas dos painéis e entre os mesmos em série e paralelo criando strings conectadas a circuitos eletrônicos de controle de potência chamados de MPPTs - *Maximum Power Point Trackings* [7], dentro de equipamentos inversores que modulam Corrente Continua em Corrente Alternada para valores nominais da rede de distribuição. Esses painéis solares são arranjados sobre estruturas de aço e alumínio e conectados por cabos de cobre ligados a inversores que por sua vez invertem e modulam a Corrente Continua - CC para Corrente Alternada - CA em níveis de tensão de $220V_{CA}$ a 380 $V_{CA}$ e injetam na rede de distribuição de Baixa Tensão ou em um transformador elevador de por exemplo [1] 380 VCA para 23.000V particular passando para Média Tensão. Essa energia é medida no centro de medição e proteção da concessionária de energia, de forma remota por meios de telecomunicações ou fisicamente enviando um funcionário.

A energia apurada no medidor trifásico será consumida pelos clientes conectados próximos em Baixa Tensão ou Média Tensão que será trocada por créditos ~~a~~cumulativos a

serem usados localmente ou remotamente pelos clientes do cliente gerador de acordo com as Tarifas de Energia - TE, TUSD e demais componentes previstos conforme normativa da Lei Federal 14.300 de 6 de janeiro de 2022 [1] conhecida como Marco Legal da Microgeração e Minigeração Distribuída. Entende-se por microgeração as usinas até 75 kWp de geração e as minigeradoras acima de 75 kWp, onde nas mini gerações somam-se tarifas diferenciadas que incluem a Demanda Contratada e exige a necessidade de posto de transformador e medição indireta. Essa lei inclui qualquer fonte de geração distribuída inclusive as usinas hidráulicas, eólicas, de biomassa, micro térmicas sendo que os projetos de gerações protocolados até a 05 de janeiro de 2022 [1], foram considerados GD1(Geração Distribuída tipo 1) com tarifas de TUSD de 4% por *direito garantido* por 24 anos. Já as usinas inclusas na lei 14.300/2022 após essa data seriam consideradas GD2 (Geração Distribuída tipo 2) com tarifas TUSD de 4% a 28% aplicadas conforme a data de instalação. Nessa modalidade temos o chamado *auto consumo remoto*, porém há outras modalidades de enquadramento de clientes geradores e consumidores como o caso de Autoprodutor onde a geração e o consumo são locais, porém conectados à rede para fazer a troca de fluxo baixo de potência gerada em larga escala por fluxo alto de potência consumida da rede de distribuição por períodos curtos.

O cálculo da usina solar que vai ser conectada deverá não exceder a diferença entre o transformador instalado e acrescidas de 50% [6] de *overload* (ou um pouco mais caso necessário) e o pico de potência nominal do gerador de energia hidráulico menos 10% da potência do transformador para *operar a frio* [6]. A potência de pico dos painéis é de 150% do nominal [7] que é determinado o ponto de potência de corte, porém isso faz com que a curva seja mais plana no seu patamar superior ao longo das horas diárias levando a um aproveitamento melhor solar.

O que interessa aqui é a modalidade de venda de créditos de demanda por autoconsumo remoto com geradora GD1 híbrida solar-hidráulica conectada a Baixa Tensão no contexto de geração distribuída.

A usina em questão, chamada de UHA (Usina Híbrida Arvoredo), foi concebida inicialmente somente hídrica nos meados de 2015 e desde aquele momento até 2023 esteve gerando energia elétrica até que por problemas de conexão do tubo adutor junto a uma válvula de registro apresentou um vazamento abrupto que molhou os componentes elétricos da mesma, tirando de atividade até dias atrás e novo quadro de comando externo ao cubículo da cada de máquinas protegido das ações de água e climáticas foi implementado.

A turbina utilizada é uma Pelton importada norte americana [5] prevista para pequenas vazões e grandes alturas, sendo o gerador trifásico de 40 cv (27 kW) nominais resultando em uma demanda de geração de 0 kWh até 26 kWh, se obtendo uma média horária anual de 15 kWh, ou seja, 10,8 MWh mensais.

A implementação da parte solar está sendo planejada se utilizando uma usina solar do porte de 35 kWp com 75 painéis de 620 Wp bifaciais (catalágos) que gerarão um *overload* de 50% resultando em uma geração média mensal de 4,8 MWh. As demandas combinadas resultam em aproximadamente 15,6 MWh mensais e podem variar conforme o índice médio pluviométrico anual.

A comercialização é realizada vendendo os créditos de energia gerada a clientes conectados à rede de BT (Baixa Tensão) em pontos dentro da mesma área de concessão com um desconto que pode variar de 10% a 20% do valor da tarifa retirados os impostos, TUSD e demais tarifações sazonais e legais do momento. Atualmente há clientes para comercialização de energia elétrica, como mercados, redes de restaurantes, redes de academias, *hubs* de veículos elétricos, padarias, entre outros clientes. Estes clientes, dependendo do nível de demanda de consumo e seus contratos com as concessionárias, podem optar por comprar dos CNPJ (Cadastro Nacional de Pessoa Física) e CPF (Cadastro Nacional de Pessoa Jurídica) geradores com os descontos combinados ou então produzir sua própria energia ou mesmo compra no mercado livre a descontos de até 30% desde que enquadradas nas normas da ANEEL (Agência Nacional de Energia Elétrica**)** e da concessionária local. Os clientes mais interessantes no momento são os *hubs* de carregamento elétrico de veículos elétricos que está em franco crescimento no Brasil.

A conexão entre as diferentes fontes de energia pode ser feita diretamente com inversor e o gerador desde que as fases tenham a mesma sequência e o ângulo sincronizado, mesma frequência e mesma tensão.

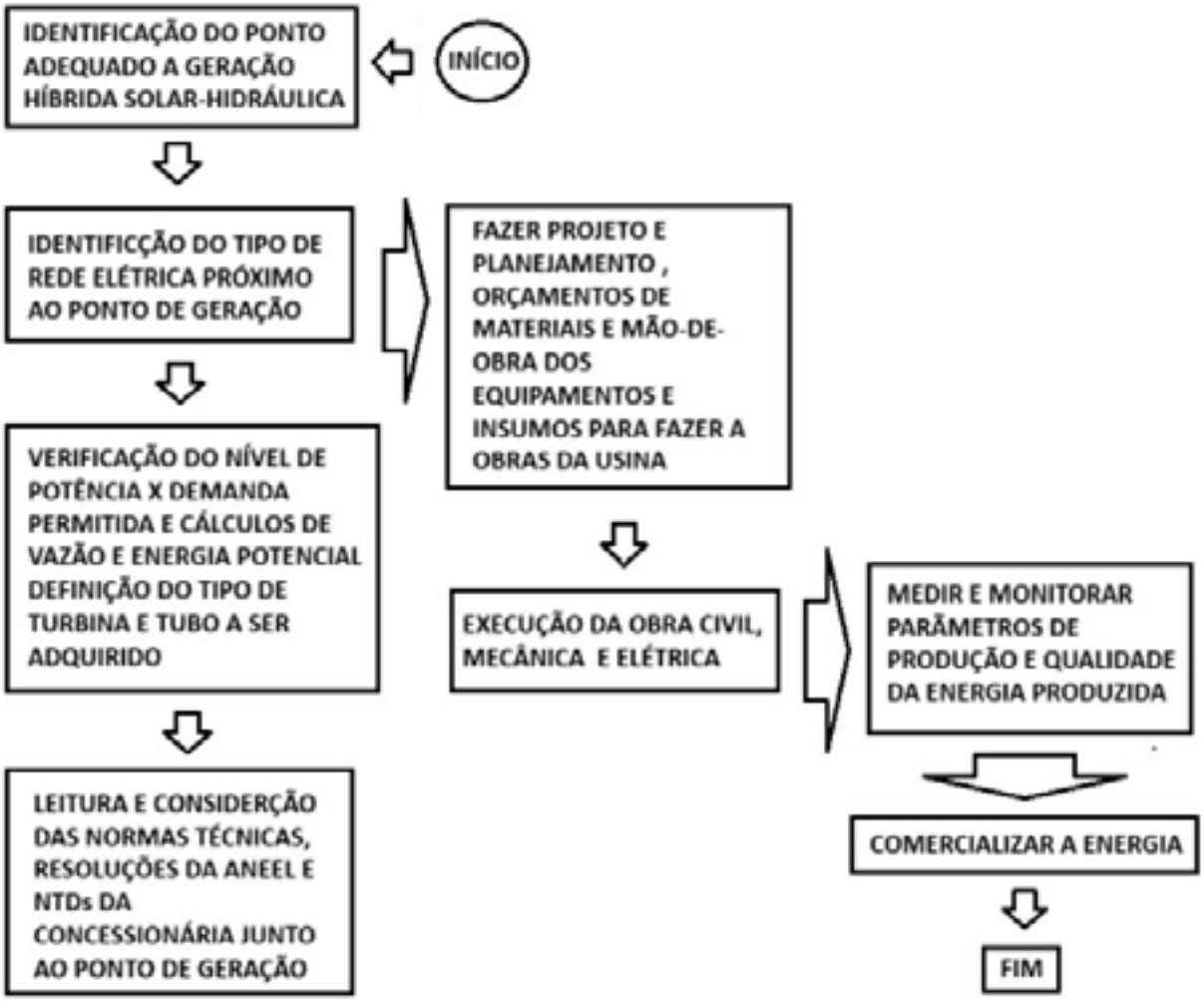



**Figura 2:** Diagrama ilustrando às etapas básicas da implementação de uma usina híbrida.

Esse controle é realizado pelo equipamento da marca ABB (Asea Brown Boveri) modelo CM-UFD no Quadro de comando do gerador do sistema hidráulico e no Sistema solar é realizado pelo Inversor de frequência *SolarEdge* modelo SE 33.3k.

Outra forma de realizar a conexão é injetar corrente continua de valor 1000 $V_{CC}$ sendo feita uma transformação especial elevadora anterior e posterior retificação a fim de chegar no valor nominal. Nessa condição permitiria a *transmissão de energia* a uma distância mais longa com condutores de bitola menor e menos perdas instantâneas e ao longo do tempo.

Há ainda a forma de construção de um rotor assíncrono com controle de escorregamento entre rotor e estator, que está sendo estudado como proposta para um possível mestrado do autor.

## 3. RESULTADOS

Resultados preliminares de uma usina híbrida em implantação, são apresentados mediante figuras que ilustram o planejamento de instalação dos componentes da geração de energia via hídrica e solar. A figura 3 consiste de uma Ilustração básica do posicionamento da geração solar e da geração hidráulica.




**Figura 3:** Posicionamento da geração solar e da geração hidráulica.

Na figura 4, é vislumbrada parte da cachoeira cujo manancial possui 123 m de altura manométrica e também o duto de polimérico de 150 mm de diâmetro interno utilizado



**Figura 4:** Cachoeira e duto

A usina hibrida abordada neste estudo já estava operando e a figura 5 apresenta a reforma realizada fora do cubículo da casa de máquinas com o reposicionamento do quadro de força e comando.



**Figura 5:** Cubículo da casa de máquinas antes e depois da reforma

O quadro de comando e força foi reformado como ilustra a figura 6



**Figura 6:** Renovação do quadro de força e comando

A figura 7 registra a retirada e conserto de registro de entrada que apresentava vazamentos e os bicos injetores da turbina Pelton utilizada para movimentar o gerador.



**Figura 7:** Conserto realizado e bicos injetores da turbina junto ao registro geral e depois do novo quadro.

A figura 8 aborda o planejamento da geração solar, estimando as dimensões da usina a ser implantada e uma curva característica de geração diária e mensal ao logo do ano.



**Figura 9:** Planejamento e curvas caraterísticas da geração solar

As curvas típicas de produção de energia diárias e mensais de um ano de geração de uma usina solar da figura 9 e de uma usina hídrica vista na figura 10, levantada mediante um *software* específico utilizado no controle remoto desta geração, apresentam diferenças que justificam o modelo híbrido sugerido

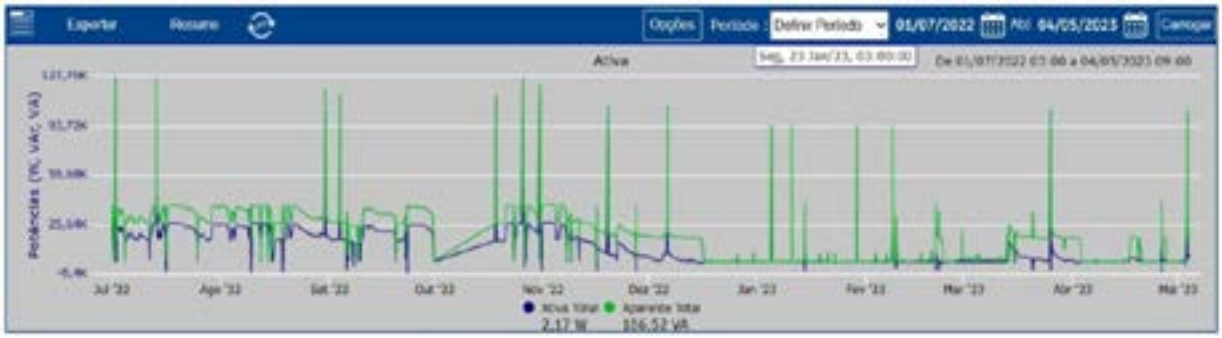



**Figura 10:** Na geração hídrica mensal ao logo do ano de Jul/2022 a Mai/2023

## .CONCLUSÃO

Chegou-se à conclusão de que a regulação da comercialização, através das leis e da própria *lei da oferta e procura*, flexibiliza a malha de geração e distribuição. Isto torna a matriz de geração mais limpa e sustentável, oferecendo opções de compra múltipla ao consumidor e deixando de haver monopólio da concessionária local pois dá opções de compra através de outros produtores de energia. Já a concessionária recebe energia limpa que pode oferecer aos seus clientes locais sem precisar fazer maiores investimentos de rede de distribuição e transmissão. Pelo lado do investidor se torna uma opção de negócios que exigem esforço e dedicação contínuos, para não haver interrupção de fornecimento, qualidade da energia fornecida e constante manutenção preventiva e preditiva devido as ações climáticas adversas. As diversas formas de implantação do sistema híbrido, ou seja, unido a geração hídrica à solar poderão aumentar um pouco o rendimento da usina pela redução das perdas e assim como os custos, tempos associados a projetos, execução e logística operacional de todo sistema. Optar comercializar a energia gerada diretamente nos *hubs* para carregamento veicular elétricos, através de auto consumo remoto, requer uma constância maior de produção que é proporcionada pelo sistema híbrido que está sendo implantado na prática junto ao ponto mostrado neste artigo.

## AGRADECIMENTOS

Agradecimentos aos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer pelo apoio e incentivo a publicação, ao Prof. Dr. Vicente Mariano Canalli e ao Prof. e ao Prof. Dr. Marçal Rodrigues Pires pela paciência e apoio à educação e pesquisa científica.

## REFERÊNCIAS

[1] MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Lei nº 14300/2022/MME/CJ/ANEEL. Brasília, DF: ANEEL, 06 jan. 2022. Disponível em: Lei_nº_14.300/2022 - Ministério de Minas e Energia Acesso em: 30 out. 2026.

[2] HAMMOND A. L., METZ W. D., MAUGH LI T. H., Sistema com Rendimento energético maior que 100% somente com fontes combinadas, *In:* O futuro energético do mundo, Tradução: DAUSTER DE ALMEIDA, EDITORA ZAHAR, 1975, p. 69 a 70.

[3] ZERBINI E. J. Tabela A.8 propriedades termodinâmicas a 0,1 Mpa - Retirada de dados para a constante de Hazen Willians no cálculo de perda de carga de tubulações de H2O, *In:* Fundamentos de termodinâmica**,** Tradução: Da 5ª Edição norte americana, Editora Edgard Blucher, p. 488.

[4] FERNANDES N. V., Equações de Perda de carga e Energias Potencial gravitacional, Energia cinética, Vazão, Apostila e notas de aula da Disciplina de Fenômenos de Transporte**,** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Edição do docente da disciplina, 2001-2

[5] ALE J. A. V., Tipos de turbinas e respostas das máquinas em sistemas de recalque e de geração / Apostila de Sistemas de bombeamento da Disciplina de Sistemas Fluidomecânicos**,** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul / Edição do docente da disciplina, 2011, p.1-3 a 8-18

[6] AGÊNCIA NACIONAL DE ENERGIA ELÉTRICA. Resolução n° 1000/2021/MME/ANEEL, Brasília, DF: ANEEL / 07 dezembro 2022, Disponível na Resolução 1000 da ANEEL, seus direitos sobre energia elétrica, agora num só lugar! (2022) — Agência Nacional de Energia Elétrica Acesso em 30 out 2026.

[7] (2026) SITE: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ENERGIA SOLAR, Dados técnicos nos arquivos à disposição dos associados/ absolar.org.br, Acesso em 30 out 2026.

[8] (2026) SITE: ITAIPÚ BINACIONAL. Dados técnicos comparativos e tipo de turbinas usadas, Foz do Iguaçú, Dados técnicos da Usina hidroelétrica de Itaipu - Turismo Itaipu, Acesso 30 out 2006.

[9] HALLIDAY D., RESNICK R., WALKER Jearl, Equações de Trabalho, energias cinética e potencial, Fundamentos de Física vol 1, Mecânica, Publicação da LTC, 1998

[10] LEAO A. G., Avaliação econômica de equipamentos e investimentos através de equações, Engenharia econômica – Tópicos avançados**,** Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Edição do docente da disciplina, 2012

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ANÁLISE DA PASSIVAÇÃO DO EMISSOR DE CÉLULAS SOLARES DE BASE P COM ÓXIDO DE ESTANHO E ÍNDIO

Roberta Ferrari Rosa [1]
Bruno Inácio da Silva Roux Leite[1]
Adriano Moehlecke [1]
Izete Zanesco [1]
Moussa Ly [1]

[1]Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Escola Politécnica, Núcleo de Tecnologia em Energia Solar (NT-Solar), Porto Alegre, RS.

## RESUMO

A obtenção de células solares de silício cristalino com alta eficiência de conversão de energia solar em elétrica está associada à diminuição de perdas elétricas e ópticas. A camada de passivação, que diminui a recombinação dos portadores de carga minoritários na superfície, pode ser alcançada a partir da utilização de óxidos condutores transparentes (TCOs). Neste trabalho foi analisado o uso do óxido de estanho e índio (ITO) para a passivação do emissor $n^+$ (dopado com fósforo) de células solares de silício base p. Os filmes de ITO de 15 nm e 50 nm foram depositados por *sputtering* e recozidos em temperaturas de até 860 °C, típica de processos de queima de pastas metálicas na fabricação de células solares. Mediu-se o tempo de vida dos portadores de carga minoritários e a refletância de lâminas de silício com filmes de ITO. Observou-se um aumento no tempo de vida dos portadores de carga de 108% nas amostras com filmes de 50 nm e de 100% na amostra com 15 nm. Em relação a refletância, o aumento da espessura de 15 nm para 50 nm de ITO reduziu a refletância média ponderada de 10,2% para 3,7% e o recozimento proporcionou um aumento de aproximadamente 4,4% na refletância nas amostras com ITO de maior espessura.

Palavras-chave – Células solares de silício; Óxidos condutores transparentes; Óxido de estanho e índio; Passivação de superfícies.

# ANALYSIS OF EMITTER PASSIVATION IN P-TYPE SOLAR CELLS USING INDIUM TIN OXIDE


## ABSTRACT

*The achievement of crystalline silicon solar cells with high solar-to-electrical energy conversion efficiency is associated with the reduction of electrical and optical losses. The passivation layer, which reduces the recombination of minority charge carriers at the surface, can be obtained with transparent conductive oxides (TCOs). In this work, the use of indium tin oxide (ITO) for the passivation of the $n^+$ emitter (doped with phosphorus) of p-base silicon solar cells was analyzed. The 15 nm and 50 nm thick ITO films were deposited by sputtering and annealed at temperatures up to 860 °C, typical of metal paste firing processes in solar cell manufacturing. The minority charge carrier lifetime and the reflectance of the silicon wafers coated with ITO films were measured. An increase in the minority carrier lifetime of 108% was observed in the samples with 50 nm thick film and 100% in the 15 nm sample. Regarding reflectance, increasing the ITO thickness from 15 nm to 50 nm reduced the weighted average reflectance from 10.2% to 3.7% while annealing caused an increase of approximately 4.4% in reflectance in samples with thicker ITO.*


*Keywords – Silicon solar cells; Transparent conductor oxides; Indium tin oxide; Surface passivation.*

## 1. INTRODUÇÃO

Os Objetivos do Desenvolvimento Sustentável (ODS), estabelecidos pela Organização das Nações Unidas, orientam atualmente parte significativa das pesquisas e do desenvolvimento tecnológico voltados à redução de impactos ambientais. O ODS 7 busca especificamente a democratização do acesso à energia limpa por meio de soluções tecnológicas inovadoras, o que impulsiona a pesquisa por materiais e estruturas que aumentem a eficiência de conversão de energia solar em elétrica [1]. Segundo a Agência Internacional de Energia, espera-se que a energia elétrica proveniente de sistemas fotovoltaicos ultrapasse, até 2030, todas as demais fontes em participação na produção mundial de energia elétrica [2].

A competitividade da tecnologia fotovoltaica tem avançado de forma expressiva, resultado da redução dos custos de produção e do aumento da eficiência de conversão das células solares de silício cristalino, o que diminuiu significativamente o custo nivelado de energia (LCOE) dos sistemas fotovoltaicos [3] [4]. Em 2024, as células solares da família PERC (*passivated emitter and rear cell*) base p ainda representaram cerca de 40% do mercado de células fotovoltaicas de silício cristalino, apesar da retração frente ao avanço das células TOPCon (*tunnel oxide passivated contact*) base n [5].

Nas células PERC e TOPCon, monofaciais ou bifaciais, a passivação de alta qualidade do emissor e do campo retrodifusor é indispensável para a obtenção de elevada eficiência [6], uma vez que as perdas por recombinação de portadores são os principais fatores limitantes da eficiência de conversão [7]. A passivação atua reduzindo a recombinação na superfície por meio de dois mecanismos: a passivação química de ligações pendentes, que reduz a densidade de estados de interface ou a passivação por efeito de campo elétrico, obtida por cargas fixas na camada dielétrica [8] [9]. Materiais dielétricos como $SiO_2$, $SiN_X$, $Al_2O_3$ e combinações destes são amplamente empregados para passivação [10] [11].

Como alternativa aos dielétricos tradicionais, os óxidos condutores transparentes (TCOs) apresentam condutividade elétrica próxima à dos metais e transparência acima de 80% na região visível do espectro [12], sendo usados para aumentar a condutividade lateral dos dispositivos [13] e, potencialmente, como camada de passivação [14]. Entre os TCOs mais estudados estão os óxidos de índio, zinco e estanho, com destaque para o óxido de estanho e índio (ITO, *indium tin oxide*), formado pela combinação de $In_2O_3$ e $SnO_2$, cuja alta densidade de portadores livres confere condutividade elétrica elevada.

Neste contexto, este trabalho tem como objetivo avaliar a influência da aplicação de filmes finos de ITO, com diferentes espessuras, como elemento de passivação de regiões dopadas com fósforo (emissor $n^+$) em células solares de silício cristalino base p, considerando o processo baseado na solicitação de patente de registro BR10 2017 020073-6. Especificamente, buscou-se: (i) analisar a passivação com ITO de regiões dopadas com fósforo por meio da avaliação do tempo de vida dos portadores de carga minoritários, com e sem recozimento e (ii) comparar a refletância das camadas de ITO com diferentes espessuras antes e após o recozimento

## 2. METODOLOGIA

Para avaliar o efeito da camada de passivação de ITO sobre o emissor tipo n, foram processadas lâminas de silício Cz (Czochralski) tipo p, com orientação de planos {100}, espessura de (200 ± 30) µm, diâmetro de (100,0 ± 0,5) mm e resistividade elétrica entre 1 Ω.cm e 20 Ω.cm. O processamento seguiu o procedimento padrão do NT-Solar da Escola Politécnica da PUCRS, iniciando-se pela texturação anisotrópica das superfícies (solução de álcool isopropílico, água deionizada e hidróxido de potássio, entre 80 °C e 90 °C), seguida de limpeza química RCA e difusão de fósforo a 845 °C em forno de tubo de quartzo e usando oxicloreto de fósforo ($POCl_3$) como fonte de dopante. A difusão de fósforo foi realizada para obtenção do emissor $n^+$.

Após a remoção do vidro de silicato de fósforo em ácido fluorídrico e nova limpeza RCA, as lâminas foram cortadas em quatro partes por radiação laser e caracterizadas quanto à resistência de folha e ao tempo de vida dos portadores de carga minoritários. Em seguida, filmes finos de ITO foram depositados em ambas as faces por pulverização catódica (*sputtering*), a partir de um alvo com pureza de 99,95% (90% $In_2O_3$ e 10% SnO), sob pressão de base de $1{,}2 \times 10^{-5}$ mbar, pressão de trabalho de $4{,}8 \times 10^{-3}$ mbar e potência de 43 W. Foram produzidas duas amostras com filme de 50 nm (Cp1D e Cp2D) e uma amostra com filme de 15 nm (Cp2A). As amostras foram construídas confirme a Figura 1.

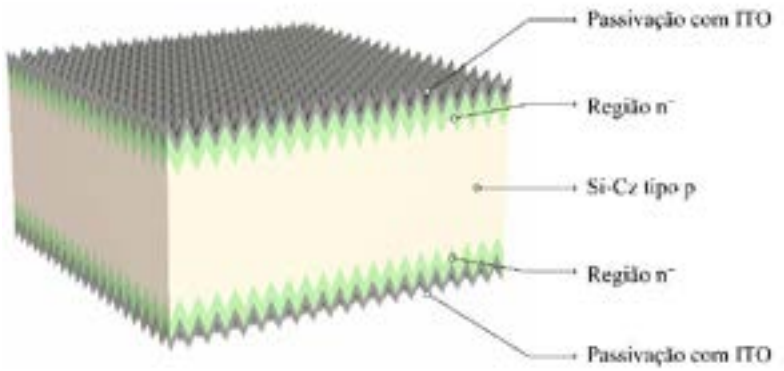



**Figura 1:** Esquema das amostras produzidas.

Considerando que, na fabricação da célula solar, a camada de ITO é depositada antes da etapa de queima das pastas metálicas, as amostras foram submetidas a etapas sucessivas de recozimento em forno de esteira modelo LA-309 (RTC), nas temperaturas de 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C e 860 °C, sendo a última correspondente à temperatura padrão de queima das pastas de prata e prata/alumínio utilizadas na metalização por serigrafia [15] [16]. Após cada etapa térmica, as amostras foram novamente caracterizadas.

A resistência de folha foi medida em 13 pontos equidistantes em cada face pelo método das quatro pontas *(four point probe*), com cabeçote Lucas Signatone S-301-6 e unidade de corrente/tensão Jandel RM3. O tempo de vida dos portadores de carga minoritários (τ) foi medido no equipamento Sinton Instruments WCT-120, empregando os métodos de decaimento transiente da fotocondutância e QSSPC *(quasi-steady-state photoconductance*), conforme a faixa de tempo de vida observada [17] [18].

A refletância foi medida em espectrofotômetro UV-VIS-IR Lambda 950 (Perkin Elmer), na faixa de 350 nm a 1100–1200 nm, faixa de maior relevância para a resposta espectral das células solares de silício. Calculou-se a refletância média no intervalo de comprimentos de onda analisado e a refletância média ponderada ($\rho_w$), que considera a irradiância espectral solar G(λ) e a resposta espectral SR(λ) da célula solar [19].

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Resistência de folha do emissor $n^+$

A resistência de folha do emissor formado por difusão de fósforo foi de (67 ± 6) Ω/sq na face frontal e (66 ± 5) Ω/sq na face posterior, indicando homogeneidade na formação do emissor em ambas as faces das lâminas. Valores próximos aos obtidos neste trabalho já haviam resultado em células solares PERT (*passivated emitter rear totally diffused*) bifaciais passivadas com óxido de silício, com eficiências de 16,9% (face frontal) e 11,4% (face posterior) [20], o que indica adequação da resistência de folha obtida para a aplicação em dispositivos fotovoltaicos.

### 3.2. Passivação com filmes de ITO

O tempo de vida dos portadores de carga minoritários (τ) apresentou tendência de aumento com a elevação da temperatura de recozimento em todas as amostras avaliadas, atingindo os maiores valores após o tratamento a 860 °C, conforme apresentado na Tabela 1. Na amostra Cp1D (ITO de 50 nm), τ passou de 35 µs (após deposição, sem recozimento) para 70 µs após recozimento a 860 °C, um aumento médio de 107%. Na amostra Cp2D (também com 50 nm), τ passou de 28 µs para 58 µs, aumento de 109%. Já na amostra Cp2A (ITO de 15 nm), τ evoluiu de 35 µs para 69 µs, aumento de 100%. As curvas do aumento do tempo de vida identificadas são apresentadas na Figura 2.

Esses resultados indicam que a temperatura necessária para a formação das malhas metálicas por queima impacta positivamente na passivação do emissor com ITO, e que a espessura de 15 nm já é suficiente para promover níveis de passivação comparáveis aos obtidos com filmes de 50 nm. A literatura relaciona esse comportamento à reorganização estrutural do filme de ITO durante o recozimento: a estrutura inicialmente amorfa, obtida por pulverização catódica, tende a se cristalizar e reduzir defeitos estruturais com o aumento da temperatura [21], fenômeno também observado por [22] a 350 °C e por [23] a 575 °C, embora com condições de deposição distintas. Adicionalmente, Britto [24] associou a melhora na passivação por TCOs após um recozimento com ar comprimido à formação de uma camada ultrafina (1,0- 1,6 nm) de SiOx na interface, mecanismo também reportado por

Gao et al. [25] que identificaram a formação de uma camada amorfa de SiOx, porém no processo de deposição por pulverização catódica por *magnetron* de radiofrequência (RF) a 100 °C.

**Tabela 1:** Tempo de vida dos portadores de carga minoritários em função das diferentes etapas de processamento das amostras Cp1A, Cp2D e Cp1D, processadas em silício Cz tipo p, com difusão de fósforo em ambas as faces e com ITO de 15 nm e 50 nm.

| Tempo de vida dos portadores de carga minoritários τ (µs) | | Média Cp2A | | Média Cp2D | | Média Cp1D | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | ITO: 15 nm | | ITO: 50 nm | | ITO: 50 nm | |
| Pré Recozimento | $\tau_{após\ difusão}$ | 38 | Variação % | 38 | Variação % | 37 | Variação % |
| | $\tau_{ITO}$ | 35 | Ref. | 28 | Ref. | 35 | Ref. |
| Pré Recozimento | $\tau_{Rec:\ 300ºC}$ | 40 | 16 | 35 | 26 | 41 | 17 |
| | $\tau_{Rec:\ 400ºC}$ | 46 | 32 | 33 | 21 | 40 | 14 |
| | $\tau_{Rec:\ 500ºC}$ | 49 | 40 | 31 | 12 | 44 | 24 |
| | $\tau_{Rec:\ 600ºC}$ | 53 | 53 | 43 | 57 | 46 | 31 |
| | $\tau_{Rec:\ 700ºC}$ | 58 | 67 | 32 | 16 | 62 | 78 |
| | $\tau_{Rec:\ 860ºC}$ | 69 | **100** | 58 | **109** | 73 | **107** |

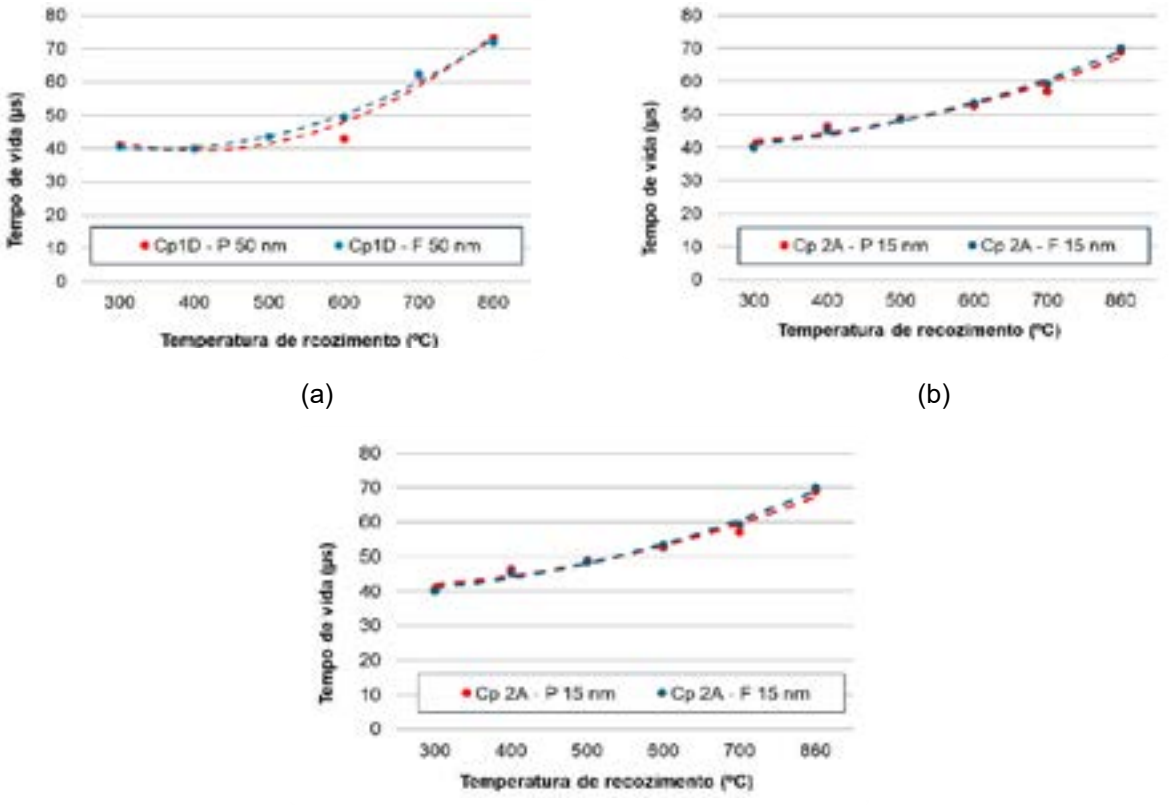
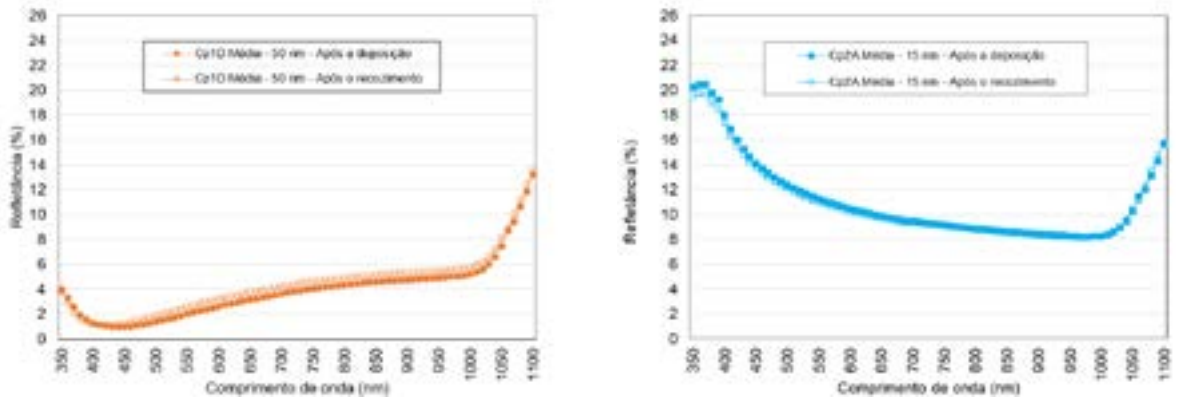



**Figura 2:** Tempo de vida efetivo dos portadores de carga minoritários em função da temperatura do recozimento do filme de ITO das amostras (a) Cp1D, (b) Cp2D e (c) Cp2A.

### 3.3. Refletância

A refletância das amostras apresentou valor mínimo (inferior a 1,5%) entre 400 nm e 450 nm, aumentando para comprimentos de onda menores (associado à absortância do próprio filme de ITO) e para comprimentos de onda superiores a 1000 nm. O efeito do recozimento sobre a refletância foi praticamente nulo nas amostras de 15 nm e da ordem de 10% (relativo) nas amostras de 50 nm. A Figura 3 apresenta a refletância média das lâminas de silício texturadas e com os filmes de ITO.




(a) (b)

**Figura 3:** Refletância da lâmina de silício com o filme fino de ITO de (a) 50 nm (amostra Cp1D) e (b) 15 nm (amostra Cp2D) no intervalo de comprimentos de onda de 350 nm a 1100 nm, após a deposição e após o recozimento em 860 ºC.

O aumento da espessura de 15 nm para 50 nm reduziu a refletância média ponderada de cerca de 10% para valores entre 3,7% e 4,0% logo após a deposição, conforme mostram os resultados da Tabela 2. A estabilidade da refletância frente ao recozimento indica que a temperatura de processamento necessária à fabricação de células solares interfere pouco nas propriedades ópticas do filme de ITO, o que é favorável à sua aplicação como camada de passivação combinada à função antirreflexo.

**Tabela 2:** Refletância média simples (de 350 nm a 1100 nm) e refletância média ponderada de filmes finos de ITO de 15 nm e de 50 nm, após a deposição e após o recozimento em 860 °C.

| Refletância média (%) (após a deposição de ITO e após o recozimento) | | | | |
|---|---|---|---|---|
| Amostra | Espessura | Etapa | Média Simples | Média Ponderada |
| Cp2A Média | 15 nm | Após a deposição | 11,1 | 10,2 |
| | | Após o recozimento | 10,9 | 10,0 |
| Cp1D Média | 50 nm | Após a deposição | 3,9 | 3,7 |
| | | Após o recozimento | 4,4 | 4,2 |

## 4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos demonstraram que os filmes finos de ITO são uma alternativa aos materiais dielétricos tradicionalmente utilizados na passivação do emissor $n^+$ de células solares de silício base p. Observou-se um aumento do tempo de vida dos portadores de carga minoritários com a elevação da temperatura de recozimento, atingindo os maiores valores após o recozimento a 860 °C - temperatura padrão do processo de queima das pastas metálicas. As amostras com 50 nm de ITO apresentaram os maiores aumentos de $\tau$

(107% e 109%), evidenciando que a passivação com ITO é compatível com o processo térmico de formação de contatos metálicos.

Quanto às propriedades ópticas, a refletância média ponderada foi reduzida de 10,2% para cerca de 3,7% ao se aumentar a espessura do filme de 15 nm para 50 nm, respectivamente, permanecendo praticamente estável após o recozimento, o que indica boa estabilidade óptica do filme frente ao processamento térmico.

Conclui-se, portanto, que os filmes finos de ITO podem produzir passivação de superfícies de emissor $n^+$ e são compatíveis com as etapas térmicas do processamento de células solares, sendo o filme de 50 nm o que reuniu melhor combinação entre passivação de superfície e refletância.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq pela subvenção do projeto “Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais com Redução de Etapas Térmicas e Método de Passivação Inovador”, número do Processo: 403956/2021-8. R.F.R agradece a CAPES pelo apoio financeiro por meio da concessão da bolsa do Programa de Excelência Acadêmica (PROEX).

## REFERÊNCIAS

[1] ZANESCO, I. O papel da tecnologia fotovoltaica na produção de energia elétrica de forma sustentável. In. Políticas públicas e os ODS da Agenda 2030. WARPECHOWSKI, A.; GODINHO, H.; IOCKEN, S. (Coord.). Belo Horizonte: Editora Fórum, 2021. p. 231-246. ISBN 978-65-5518-225-5.

[2] INTERNATIONAL ENERGY AGENCY (IEA). **World Energy Investment 2024.** Paris: IEA, 2024. Disponível em: https://www.iea.org/reports/world-energy-investment-2024 . Acesso em: 20 jun. 2025.

[3] RITCHIE, H. **Electricity generation from solar power.** Our World in Data, 2023. Disponível em: https://ourworldindata.org/grapher/solar-energy-consumption. Acesso em: 12 mar. 2025.

[4] **ITRPV** - VDMA, International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) - 2024 Results. 16th Edition, 2024.

[5] VDMA, International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) - 2025 Results. 17th Edition, 2025.

[6] ZANESCO, I; BIAZETTO, F.; VANZETTO, A.; KOCHENBORGER, A.; REIS, E.; MOEHLECKE, A. Influência do emissor produzido com redução de etapas térmicas nos parâmetros elétricos de células solares bifaciais base n. Revista Brasileira de Energia Solar, v. 13, n. 2, p. 174–183, 2022.

[7] SUI, M.; CHU, Y.; ZHANG, R. A review of technologies for high efficiency silicon solar cells**. Journal of Physics: Conference Series**, Bristol, v. 1907, n. 1, p. 012026, 2021.

[8] REHMAN, A.; IQBAL, M.; BHOPAL, M.; KHAN, M.; HUSSAIN, F.; IQBAL, J.; KHAN, M.; LEE, S. Development and prospects of surface passivation schemes for high-efficiency c-Si solar cells**. Solar Energy**, v. 166, p. 90-97, maio 2018.

[9] MUDULI, S.; KALE, P. State-of-the-art passivation strategies of c-Si for high-efficiency solar cells. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 164, art. 112489, 2023.

[10] GLUNZ, S.; FELDMANN, F. $SiO_2$ surface passivation layers - a key technology for silicon solar cells**. Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 185, p. 260-269, out. 2018.

[11] JANG, J.; KIM, H.; KARADE, V..; PARK, S.; KIM, C.; KIM, J. Improving the minority carrier lifetime of PERC solar cells via bi-layer rear interface passivation strategy. **Journal of Alloys and Compounds,** New York, v. 970, p. 172691, jan. 2024.

[12] ZHANG, K.; XI, K.; BLAMIRE, M.; EGDELL, R. P-type transparent conducting oxides. **Journal of Physics: Condensed Matter**, v. 28, n. 38, p. 1-20. London, 2016.

[13] NICOLAI, M; ZANUCCOLI, M.; FELDMANN, F.; HERMLE, M.; FIEGNA, M. Analysis of silicon solar cells with poly-Si/SiOx carrier-selective base and emitter contacts. **IEEE Journal of Photovoltaics**, v. 8, n. 1, p. 103-109, jan. 2018.

[14] VAN DE LOO, B. W. H.; MACCO, B.; MELSKENS, J.; BEYER, W.; KESSELS, W. M. M**.** Silicon surface passivation by transparent conductive zinc oxide. **Journal of Applied Physics**, v. 125, n. 10, 105305, 2019.

[15] ZANESCO, I.; CRESTANI, T.; MOEHLCKE, A.; LY, Moussa; AQUINO, J.; AUGUSTO, R.; MENGUE, J.; ALVES, V. Desenvolvimento da célula solar com maior eficiência no Brasil com processo industrial. **VII Congresso Brasileiro de Energia Solar.** Gramado: 1 dez. 2018.

[16] ZANESCO, I.; ROSA, L.; AMARAL, R; MOEHLECKE, A.; LY, M. et al. Passivação das regiões altamente dopadas $n^+$ e $p^+$ em células solares de silício cristalino com filmes de ZnO:Al**. VII Congresso Brasileiro de Energia Solar**. Gramado: 1 dez. 2019.

[17] SINTON, R.A.; CUEVAS, A. Contactless determination of current–voltage characteristics and minority-carrier lifetimes in semiconductors from quasi-steady-state photoconductance data. **Applied Physics Letters**, v. 69, n.17, p. 2510–2512, 1996.

[18] SCHRODER, D. K. Semiconductor Material and Device Characterization. [s.l.] Wiley, 2005.

[19] ZHAO, J.; GREEN, M.A. Optimized antireflection coatings for high efficiency silicon solar cells**. IEEE Transactions on Electron Devices**, 38, p. 1925-1934. 1991.

[20] CRESTANI, T. **Desenvolvimento de Células Solares Bifaciais PERT Base p com Junção Flutuante e Análise da Passivação.** 2021. 221 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia e Tecnologia de Materiais, Escola Politécnica, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.

[21] HU, Y.; DIAO, X.; WANG, C.; HAO, W.; WANG, T. Effects of heat treatment on properties of ITO films prepared by RF magnetron sputtering. **Vacuum**, v. 75, n. 2, p. 183–188, 2004.

[22] SEONG, S.; JUNG, Y. C.; LEE, T.; PARK, I.-S.; AHN, J. Enhanced uniformity in electrical and optical properties of ITO thin films using a wide thermal annealing system. **Materials Science in Semiconductor Processin**g, v. 79, p. 14–19, 2018.

[23] PREPELITA, P.; STAVARACHE, I.; CRACIUN, D.; GAROI, F.; NEGRILA, C.; SBARCEA, B. G.; CRACIUN, V. Rapid thermal annealing for high-quality ITO thin films deposited by radio-frequency magnetron sputtering. **Beilstein Journal of Nanotechnology**, 2019.

[24] BRITTO, J.V.Z. Análise da passivação com óxido de zinco dopado com alumínio de emissores $n^+$ e $p^+$ de células solares de silício com homojunção. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, Escola Politécnica, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2026.

[25] GAO, M.; WAN, Y.; LI, Y.; HAN, B.; SONG, W.; XU, F.; ZHAO, L.; MA, Z. Effective passivation and tunneling hybrid a-SiOx(In) layer in ITO/n-Si heterojunction photovoltaic device. **ACS Applied Materials & Interfaces**, v. 9, n. 20, p. 17565–17575, 2017.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 11º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8, e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA INTERFACE DE UNIÃO ENTRE AÇO DE BAIXA LIGA E REVESTIMENTO REFORÇADO COM TiC EM COMPONENTES BIMETÁLICOS

Gilson de March [1]
Lírio Schaeffer [2]
Anderson Daleffe [3]
Daniel Fritzen [4]
Max Gabriel Stainer [5]
Henrique Cechinel Casagrande [6]
Joelson Vieira da Silva [7]
Jamile Langbem Thon [8]

## RESUMO

A crescente demanda por componentes mecânicos com elevada resistência ao desgaste e adequada tenacidade tem impulsionado o desenvolvimento de estruturas bimetálicas produzidas por manufatura aditiva. Neste contexto, o presente trabalho teve como objetivo caracterizar microestruturalmente a interface de união entre um aço de baixa liga HL 85 T MC-B e um revestimento reforçado com carbonetos de titânio (TiC), depositados por manufatura aditiva a arco elétrico (WAAM). Foram produzidas deposições nas configurações sobreposta e lateral utilizando o consumível NCSW 620 TiC sobre o substrato de aço de baixa liga. As amostras foram submetidas a análises macrográficas, metalográficas e ensaios de microdureza Vickers para avaliação da integridade metalúrgica da interface e do gradiente de propriedades mecânicas. Os resultados macrográficos evidenciaram uma linha de fusão contínua e ausência de defeitos macroscópicos, indicando adequada ligação metalúrgica entre os materiais. A caracterização microestrutural revelou uma transição bem definida entre o substrato e o revestimento, com crescimento dendrítico orientado na região de fusão e distribuição homogênea dos carbonetos de titânio na matriz metálica. Não foram observadas trincas, porosidades relevantes ou descontinuidades interfaciais. Os perfis de microdureza apresentaram valores entre 650 e 700 HV na região reforçada com TiC e aproximadamente 240 a 270 HV no aço de baixa liga, evidenciando um gradiente gradual de dureza e ausência de zonas frágeis na interface. Os resultados demonstram

[1] Doutorando, UFRGS, E-mail: gilson.march@satc.edu.br
[2] Prof. Dr., UFRGS, E-mail: schaefer@ufrgs.br
[3] Prof. Dr., UNISACT, E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Prof. Dr., UNISACT, E-mail: daniel.fritzen@satc.edu.br
[5] Doutorando, UFRGS, E-mail: max.stainer@satc.edu.br
[6] Doutorando, UFSC, E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com
[7] Doutorando, UFRGS, E-mail: joelson.silva@satc.edu.br
[8] Doutorando, UFRGS, E-mail: jamile.thon@satc.edu.br

que o processo WAAM possibilitou a obtenção de uma união metalúrgica íntegra e estável entre materiais com propriedades distintas, preservando a elevada dureza do revestimento e a tenacidade do substrato, tornando essa abordagem promissora para aplicações que demandam simultaneamente resistência ao desgaste e integridade estrutural.

**Palavras-chave:** Manufatura Aditiva a Arco Elétrico **(**WAAM), Componentes Bimetálicos, Carbonetos de Titânio, Interface Metalúrgica, Microdureza Vickers.

## ABSTRACT

*The growing demand for mechanical components with high wear resistance and adequate toughness has driven the development of bimetallic structures produced by additive manufacturing. In this context, the present work aimed to microstructurally characterize the bonding interface between a low-alloy steel HL 85 T MC-B and a titanium carbide (TiC)-reinforced coating, deposited by Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). Depositions were produced in overlapping and lateral configurations using the NCSW 620 TiC filler metal onto the low-alloy steel substrate. The samples were subjected to macrographic and metallographic analyses, as well as Vickers microhardness tests, to evaluate the metallurgical integrity of the interface and the mechanical property gradient. The macrographic results showed a continuous fusion line and the absence of macroscopic defects, indicating adequate metallurgical bonding between the materials. The microstructural characterization revealed a well-defined transition between substrate and coating, with oriented dendritic growth at the fusion region and a homogeneous distribution of titanium carbides within the metallic matrix. No cracks, relevant porosity, or interfacial discontinuities were observed. The microhardness profiles ranged from 650 to 700 HV in the TiC-reinforced region and approximately 240 to 270 HV in the low-alloy steel, evidencing a gradual hardness gradient and the absence of brittle zones at the interface. The results demonstrate that the WAAM process enabled a sound and stable metallurgical bond between materials with distinct properties, preserving the high hardness of the coating and the toughness of the substrate, making this approach promising for applications that simultaneously require wear resistance and structural integrity.*

***Key words:*** *Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), Bimetallic Components, Titanium Carbide, Metallurgical Interface, Vickers Microhardness.*

## 1. INTRODUÇÃO

Componentes mecânicos submetidos a condições severas de operação, como desgaste abrasivo, impacto e elevadas concentrações de tensão, demandam soluções de engenharia capazes de aliar simultaneamente elevada resistência superficial e adequada tenacidade estrutural. Tradicionalmente, essas exigências conflitantes são atendidas por meio de tratamentos térmicos localizados, cementação ou pela fabricação de peças maciças em ligas de alto desempenho, alternativas que frequentemente resultam em elevado custo de material e limitações quanto à flexibilidade de projeto [1]. Uma alternativa tecnicamente promissora consiste no desenvolvimento de componentes bimetálicos, nos quais um núcleo estrutural tenaz é associado a um revestimento superficial de elevada dureza, permitindo otimizar o uso de materiais nobres exclusivamente nas regiões funcionalmente críticas.

Nesse contexto, a Manufatura Aditiva a Arco Elétrico (*Wire Arc Additive Manufacturing* – WAAM) tem se consolidado como uma rota tecnológica eficiente para

a fabricação de estruturas multimateriais, permitindo a deposição sequencial de ligas metálicas distintas em uma única plataforma robotizada, sem a necessidade de ferramentas ou moldes dedicados [2; 3; 4]. O processo WAAM baseia-se na fusão de um arame metálico por meio de um arco elétrico, com deposição camada a camada, possibilitando a construção de geometrias complexas com elevada taxa de deposição e reduzido desperdício de matéria-prima [5; 6; 7]. Estudos recentes têm demonstrado a viabilidade da técnica para a fabricação de componentes bimetálicos e multimateriais, combinando propriedades mecânicas distintas em um único corpo estrutural [8; 9].

Entre as estratégias empregadas para conferir elevada resistência ao desgaste em componentes fabricados por manufatura aditiva, destaca-se a utilização de consumíveis autoprotegidos reforçados com carbonetos, especialmente os carbonetos de titânio (TiC), caracterizados por sua elevada dureza intrínseca enquanto fase cerâmica isolada, tipicamente entre 2800 e 3200 HV, estabilidade térmica e boa compatibilidade metalúrgica com matrizes ferrosas [10; 11; 12]. A dispersão homogênea dessas partículas cerâmicas em uma matriz martensítica confere ao revestimento elevada resistência à abrasão e ao impacto, sendo amplamente empregada em componentes sujeitos a desgaste severo, como mandíbulas de britadores, dentes de escavação e placas de desgaste [13; 14]. Comparativamente às ligas hipereutéticas ricas em cromo, cujos carbonetos primários apresentam morfologia lamelar e maior tendência à fragilização interfacial, os carbonetos de titânio tendem a apresentar morfologia globular e poligonal, favorecendo maior estabilidade estrutural sob ciclos térmicos [15; 16].

Entretanto, a integridade metalúrgica de componentes bimetálicos fabricados por deposição a arco elétrico depende criticamente da qualidade da interface formada entre o metal base e o material de revestimento. Ciclos térmicos sucessivos, gradientes de diluição, formação de zonas de mistura e a estabilidade das fases duras dispersas na região de transição são fatores determinantes para evitar a formação de zonas frágeis, trincas de interface ou descontinuidades metalúrgicas [17; 18]. Estudos sobre revestimentos duros reforçados com carbonetos indicam que a distribuição homogênea das fases cerâmicas e a ausência de dissolução excessiva nas proximidades da linha de fusão são essenciais para garantir a continuidade estrutural e o desempenho tribológico do componente [19; 20; 21].

Apesar dos avanços relatados na literatura sobre manufatura aditiva de componentes multimateriais, ainda há uma lacuna relevante quanto à caracterização detalhada da interface metalúrgica entre aços de baixa liga estruturais e revestimentos autoprotegidos reforçados com TiC depositados por WAAM, particularmente no que se refere à influência da orientação de deposição, sobreposta ou lateral, sobre a morfologia da zona de transição e o gradiente de propriedades mecânicas resultante. A compreensão desses mecanismos é fundamental para viabilizar a aplicação dessa rota de fabricação em componentes bimetálicos de alto desempenho, como engrenagens e demais elementos de transmissão sujeitos a desgaste superficial e solicitações estruturais no núcleo [22; 23].

Diante do exposto, o presente trabalho tem como objetivo caracterizar microestruturalmente a interface de união entre o aço de baixa liga HL 85 T MC-B, empregado como substrato estrutural, e o revestimento autoprotegido NCSW 620 TiC, reforçado com carbonetos de titânio, depositados por manufatura aditiva a arco elétrico em duas configurações de deposição, sobreposta e lateral. A avaliação foi conduzida por meio de análises macrográficas, metalográficas e de perfil de microdureza Vickers, buscando estabelecer a relação entre a orientação de deposição, a morfologia da zona de transição interfacial e o comportamento do gradiente de dureza entre os materiais,

contribuindo para o desenvolvimento de componentes bimetálicos estruturais fabricados por WAAM.

## 2. METODOLOGIA

Neste capítulo são apresentados os materiais, os equipamentos e os procedimentos experimentais empregados na fabricação e na caracterização da interface de união bimetálica entre o aço de baixa liga HL 85 T MC-B e o revestimento reforçado com carbonetos de titânio NCSW 620 TiC, ambos depositados por WAAM.

### 2.1 MATERIAIS UTILIZADOS

#### 2.1.1 Substrato de aço de baixa liga HL 85 T MC-B

Como material de base para a formação do substrato estrutural, utilizou-se o arame sólido Böhler HL 85 T MC-B, com diâmetro nominal de 1,2 mm, classificado conforme a norma AWS A5.28 como E110C-G M. Trata-se de um consumível destinado à soldagem e à manufatura aditiva de aços de baixa liga de alta resistência, apresentando limite de resistência à tração da ordem de 770 MPa, limite de escoamento de aproximadamente 690 MPa, alongamento mínimo de 20% e energia de impacto superior a 27 J a –51 °C. A presença de níquel e molibdênio na composição contribui para o aumento da tenacidade e da temperabilidade, enquanto o cromo favorece a resistência ao desgaste e o refinamento microestrutural [24; 25]. A composição química nominal do consumível é apresentada na Tabela 1.

| Componente | Valor (%) |
|---|---|
| Carbono (C) | 0,07 |
| Silício (Si) | 0,40 |
| Manganês (Mn) | 1,40 |
| Cromo (Cr) | 0,50 |
| Níquel (Ni) | 2,20 |
| Molibdênio (Mo) | 0,40 |

Tabela 1: Composição química do arame HL 85 MC-B [25]

#### 2.1.2 Consumível de revestimento NCSW 620 TiC

Para a formação do revestimento reforçado, utilizou-se o arame tubular autoprotegido NCSW 620 TiC, com diâmetro de 1,6 mm, indicado para aplicações de revestimento duro (*hardfacing*) submetidas a elevada abrasão, impacto e compressão. Sua composição é baseada no sistema Fe–Cr–C, com adição de carbonetos de titânio primários em escala nanométrica, promovendo a formação de uma matriz martensítica reforçada por carbonetos finamente distribuídos, o que confere elevada dureza superficial, tipicamente entre 55 e 62 HRC após múltiplas camadas, associada a boa tenacidade relativa [14]. Por se tratar de um consumível autoprotegido, o processo dispensa o uso de gás de proteção, permitindo soldagem manual ou automatizada e deposição sobre a própria escória. A ficha técnica do consumível é sintetizada no Quadro 1.

| Característica | Especificação |
|---|---|
| Consumível | Arame tubular NCSW 620 TiC |
| Processo de soldagem | FCAW (*Flux Cored Arc Welding*) |
| Diâmetro do arame | 1,6 mm |
| Composição principal | Liga Fe-Cr-C com adição de partículas de TiC |
| Dureza do depósito | Aproximadamente 55–62 HRC (conforme fabricante) |
| Aplicações típicas | Revestimento de peças sujeitas a desgaste abrasivo severo, erosão e impacto moderado |
| Gás de proteção | Autoprotegido |
| Polaridade | CC+, eletrodo positivo |
| Fabricante | Nicrossol |

Quadro 1: Ficha técnica do arame tubular NCSW 620 TiC [14]

A análise química foi conduzida por espectrometria de emissão óptica, conforme a norma ASTM E415-21 [26], utilizando espectrômetro Q2 ION (Bruker), com potência de 400 W durante 30 s, em triplicata. A composição química obtida por espectrometria de emissão ópica é apresentada na Tabela 2.

| Elemento Químico | Valores (%) |
|---|---|
| C | 0,629 |
| Si | 0,718 |
| Mn | 1,06 |
| P | 0,013 |
| S | 0,0052 |
| Cr | 4,116 |
| Mo | 0,522 |
| Ni | 0,037 |
| Al | 0,225 |
| Co | 0,016 |
| Nb | 0,076 |
| Ti | 1,899 |
| V | 0,003 |
| Fe | 90,64 |
| Cu | 0,043 |

Tabela 2: Composição química do material NCSW 620 TIC

Os resultados confirmam matriz predominantemente ferrosa, com teores relevantes de cromo e titânio, consistentes com a formação de carbonetos de titânio dispersos em matriz martensítica, e reduzidos teores de fósforo e enxofre, indicando baixa concentração de impurezas fragilizantes conforme composição química representado na Tabela 3.

## 2.2 PROCESSO DE MANUFATURA ADITIVA (WAAM)

As deposições foram realizadas por meio de manufatura aditiva a arco elétrico (WAAM), utilizando uma fonte multiprocesso Lincoln Electric, modelo Power Wave E500, integrada a um manipulador robótico industrial de seis eixos Yaskawa, modelo AR1440, conforme representado na Figura 1.




Figura 1: Braço robótico Yaskawa AR1440

O sistema robotizado permitiu o controle preciso da trajetória de deposição, da velocidade de soldagem e da distância bico de contato–peça, assegurando repetibilidade entre os corpos de prova produzidos.

Os parâmetros de deposição foram definidos com base nas recomendações dos fabricantes dos consumíveis e ajustados experimentalmente para garantir estabilidade do arco e adequada formação geométrica dos cordões, conforme sintetizado na Tabela 3.

| **Parâmetro** | **HL 85 T MC-B** | **NCSW 620 TiC** |
|---|---|---|
| Corrente (A) | 200 | 200 |
| Tensão (V) | 20 | 20 |
| Velocidade do arame (m/min) | 6 | 2,6 |
| Velocidade de soldagem (mm/s) | 48,5 | 43,5 |
| Distância bico–peça (mm) | 15 | 15 |
| Proteção gasosa | Ar + CO2 (15 L/min) | Autoprotegido |

Tabela 3*:* Parâmetros de deposição empregados no processo WAAM para os consumíveis HL 85 T MC-B e NCSW 620 TiC

A estratégia de deposição consistiu na construção multicamada: inicialmente, depositou-se o arame sólido HL 85 T MC-B para formação do substrato estrutural; em seguida, o consumível NCSW 620 TiC foi depositado sobre esse substrato. Para avaliar a influência da orientação de deposição sobre a integridade da interface, foram produzidas duas configurações experimentais: (a) deposição sobreposta, na qual o revestimento foi aplicado diretamente sobre a face superior do substrato; e (b) deposição lateral, na qual o revestimento foi depositado adjacente à face lateral do cordão de base. Foram fabricados três corpos de prova para cada estratégia, totalizando seis amostras, conforme ilustrado na Figura 2.




Figura 2: Manufatura para análise da influência da orientação da deposição dos materiais: (a) material de base HL85 MC-B com deposição superior com revestimento NCSW 620 TiC; (b) material de base HL85 MC-B com deposição lateral de revestimento NCSW 620 TiC

## 2.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Após a fabricação e a consolidação das amostras bimetálicas, seções transversais foram extraídas na região da interface utilizando cortadeira metalográfica de precisão Struers MesoTM, modelo CFI, sob condições controladas de refrigeração para evitar alterações microestruturais por aquecimento localizado, conforme a norma ABNT NBR 15454. As amostras foram embutidas em resina e submetidas a lixamento sequencial com lixas de carbeto de silício nas granulometrias 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, com rotação de 90° entre etapas, seguido de polimento com pastas de alumina de 1,0 e 0,3 µm. Por fim, as superfícies foram atacadas quimicamente com Nital 2% durante 5 s, revelando os constituintes microestruturais para análise.

## 2.4 ANÁLISE MACROESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL

A análise macroestrutural da seção transversal foi realizada com o objetivo de avaliar a integridade geométrica da interface, identificando as principais regiões metalúrgicas, metal base (MB), zona fundida (ZF) e linha de fusão, bem como a presença de eventuais defeitos macroscópicos, como trincas, falta de fusão ou porosidade. A caracterização microestrutural foi conduzida em microscópio óptico Olympus BX51M, com ampliações de 200x e 1000x, permitindo identificar a morfologia da zona de transição, a distribuição dos carbonetos de titânio e a eventual ocorrência de descontinuidades interfaciais, como microtrincas, destacamento de partículas ou porosidade localizada.

## 2.5 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os perfis de microdureza ao longo da seção transversal da interface foram obtidos utilizando um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2TADW, conforme a norma ASTM E384-17 [27], aplicando-se carga de 0,5 kgf (HV0,5) durante 10 s. As endentações foram realizadas em perfil linear, com espaçamento de 0,3 mm entre pontos, partindo da região do revestimento NCSW 620 TiC em direção ao metal base HL 85 T MC-B, atravessando a linha de fusão. As diagonais das impressões foram medidas por microscopia óptica acoplada ao equipamento, e a dureza Vickers foi calculada conforme a Equação 1:

$$HV = \frac{0{,}1891 \cdot F}{d^2} \qquad \text{Eq. 01}$$

Onde:

- HV = Dureza do material na escala Vickers;
- F = Força aplicada durante o ensaio (N);
- d = Média aritmética das duas diagonais da impressão (mm);
- 0,1891 = constante geométrica do penetrador piramidal de diamante

O procedimento foi aplicado tanto para a interface obtida por deposição sobreposta quanto para a interface obtida por deposição lateral, possibilitando a comparação do gradiente de dureza resultante de cada estratégia de deposição.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção estão apresentados os resultados e discussões da união da interface entre os materiais.

### 3.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL DA INTERFACE

A macrografia da seção transversal evidenciou a formação do depósito NCSW 620 TiC tanto na condição sobreposta quanto na condição lateral sobre o substrato HL 85 T MC-B, possibilitando a identificação das principais regiões metalúrgicas: metal base (MB), zona fundida (ZF) e linha de fusão conforme ilustrado na Figura 3. O metal base apresentou aspecto homogêneo, sem orientação preferencial visível, característica típica de materiais processados termomecanicamente e indicativa de preservação da integridade estrutural fora da região afetada pelo processo térmico.

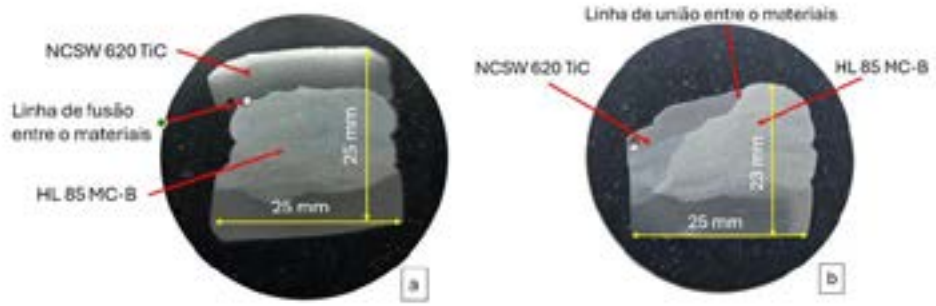



Figura 3: Análise macrográfica do material depositado: (a) substrato HL 85 T MC-B com deposição sobreposta de NCSW 620 TiC; (b) substrato HL 85 T MC-B com deposição lateral de NCSW 620 TiC.

Em ambas as configurações, a interface entre os materiais apresentou linha de fusão contínua e bem definida, sem evidências macroscópicas de descontinuidades, como trincas, falta de fusão ou defeitos associados ao processo de deposição. A região correspondente ao depósito de NCSW 620 TiC apresentou geometria contínua e perfil relativamente uniforme, com pequenas variações superficiais associadas à deposição em múltiplas camadas, sem indícios de porosidade aparente ou descontinuidades críticas. Observou-se ainda que a transição entre o material depositado e o metal base ocorreu de forma relativamente abrupta em escala macroscópica, sugerindo zona de mistura limitada entre os materiais, comportamento coerente com o reduzido nível de diluição reportado para consumíveis autoprotegidos de revestimento duro [14].

A presença de uma linha de fusão contínua e livre de descontinuidades indica adequada estabilidade do processo de deposição, favorecendo a formação de ligação metalúrgica eficiente entre substrato e revestimento. Em processos de manufatura aditiva e revestimentos por deposição, a qualidade da interface exerce papel determinante sobre o desempenho mecânico e a resistência ao desgaste do componente final [3]. De modo complementar, a integridade da linha de fusão está diretamente relacionada ao aporte térmico empregado e ao grau de diluição entre metal base e material depositado, de forma que parâmetros adequadamente controlados favorecem a estabilidade geométrica e metalúrgica da junta [18].

## 3.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA INTERFACE – DEPOSIÇÃO SOBREPOSTA

A micrografia da região de interface obtida por deposição sobreposta evidenciou transição microestrutural bem definida entre o depósito NCSW 620 TiC e o substrato HL 85 T MC-B, permitindo identificar claramente as zonas metalúrgicas envolvidas conforme Figura 4.

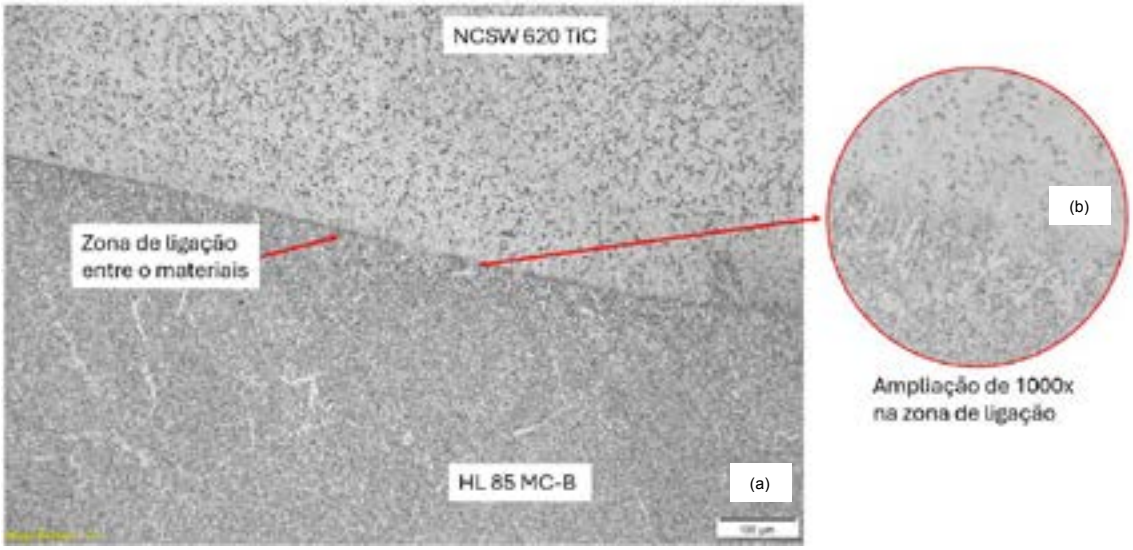



Figura 4: Análise metalográfica da interface entre HL 85 T MC-B e NCSW 620 TiC por deposição sobreposta: (a) ampliação de 200x; (b) ampliação de 1000x.

Na região correspondente ao depósito NCSW 620 TiC, observou-se microestrutura caracterizada pela presença de partículas escuras finamente distribuídas, associadas aos carbonetos de titânio, dispersas em matriz metálica contínua, com heterogeneidade microestrutural moderada e distribuição relativamente uniforme das partículas reforçantes. Já na região correspondente ao HL 85 T MC-B, verificou-se microestrutura mais homogênea e refinada, sem evidências de descontinuidades, como microtrincas ou falta de ligação metalúrgica ao longo da interface.

Constatou-se ainda a presença de uma zona de transição estreita entre os materiais, indicando diluição parcial decorrente do processo de deposição, com a linha de fusão apresentando crescimento dendrítico orientado, sugerindo interação térmica adequada durante o processo. Na ampliação de 1000x, verificou-se a permanência dos possíveis carbonetos de titânio nas proximidades da interface, sem sinais de dissolução completa ou formação de aglomerados excessivos, indicando estabilidade térmica satisfatória das partículas reforçantes durante o ciclo térmico de deposição.

A presença de crescimento dendrítico orientado na linha de fusão é característica de processos que envolvem solidificação direcional. De acordo com Debroy (2018) [17], elevados gradientes térmicos em processos de manufatura aditiva metálica favorecem

o crescimento epitaxial e a formação de estruturas colunares próximas à interface, mecanismo compatível com o observado na região de transição sobreposta. Adicionalmente, a ausência de aglomerados excessivos ou de fases frágeis na interface sugere distribuição relativamente homogênea dos reforços cerâmicos, segundo Davis (1993) [28], interfaces metalúrgicas contínuas e com reduzida concentração de fases frágeis tendem a apresentar maior resistência mecânica e menor susceptibilidade ao surgimento de falhas prematuras.

## 3.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA INTERFACE – DEPOSIÇÃO LATERAL

Na condição de deposição lateral, a interface entre o material HL 85 T MC-B e o depósito NCSW 620 TiC apresentou linha de fusão lateral contínua e bem definida, conforme representado na Figura 5, sem evidência de descontinuidades típicas de processos de deposição multicamadas, como falta de fusão lateral ou inclusões visíveis, indicando aporte térmico suficiente para promover a refusão parcial do cordão adjacente.

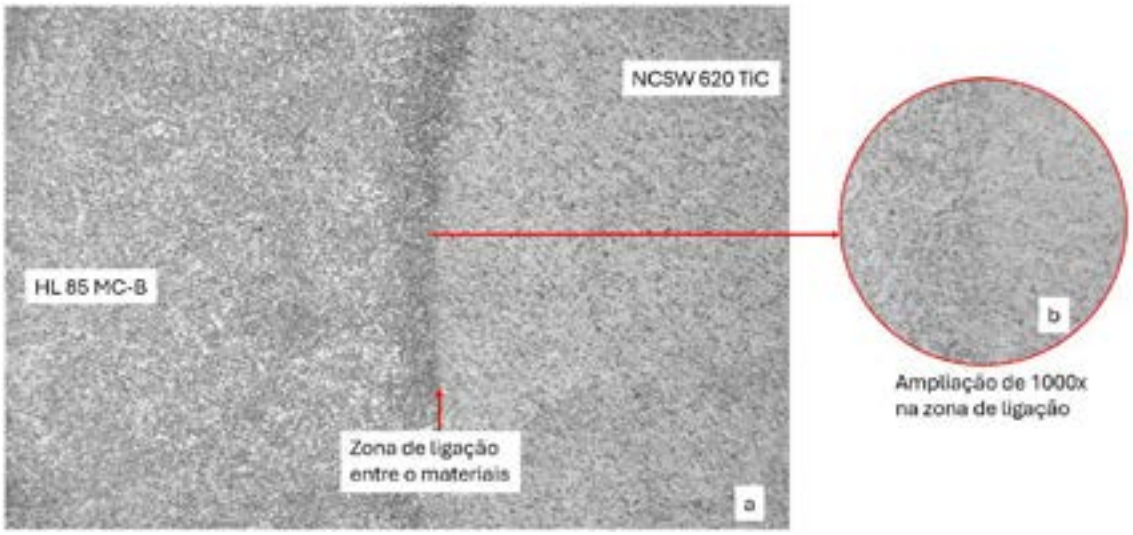



Figura 5: Análise metalográfica da interface entre HL 85 T MC-B e NCSW 620 TiC por deposição lateral: (a) ampliação de 200x; (b) ampliação de 1000x.

Diferentemente do observado na configuração sobreposta, verificou-se transição gradual entre a região do depósito NCSW 620 TiC e a microestrutura do HL 85 T MC-B, sugerindo a formação de uma zona de mistura metalúrgica mais extensa e contínua ao longo da interface lateral. Na ampliação de 1000x, os possíveis carbonetos de titânio presentes no revestimento mantiveram morfologia predominantemente globular e poligonal, entretanto, nas proximidades da interface observou-se aparente refinamento das partículas, possivelmente associado à diluição local e aos ciclos térmicos inerentes à deposição lateral. A matriz próxima à interface apresentou microestrutura refinada, com características intermediárias entre os materiais envolvidos, sem evidências de falhas interfaciais, destacamento de partículas ou porosidade significativa, indicando adequada continuidade estrutural e boa ancoragem dos carbonetos na matriz metálica.

O refinamento observado próximo à interface pode ser atribuído aos efeitos térmicos associados ao reaquecimento promovido pelo cordão subsequente. Segundo Rodrigues et al. (2019) [29], regiões submetidas a múltiplos ciclos térmicos em processos WAAM apresentam alterações locais na cinética de solidificação, podendo reduzir o tamanho microestrutural e aumentar a homogeneidade entre fases. A ausência de destacamento dos carbonetos e de defeitos interfaciais sugere adequada molhabilidade entre a matriz e a fase reforçante, interfaces contínuas e com reduzida

concentração de defeitos são consideradas fatores relevantes para a integridade estrutural e a resistência mecânica de revestimentos metálicos reforçados com fases cerâmicas [19; 30].

### 3.4 PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS – INTERFACE SOBREPOSTA

O perfil de dureza Vickers ao longo da seção transversal da interface sobreposta, representada na Figura 6, permitiu avaliar a variação das propriedades mecânicas na região de ligação entre os materiais. Na região correspondente ao material depositado com TiC, os valores de dureza permaneceram elevados e relativamente estáveis, situando-se entre aproximadamente 650 e 700 HV, evidenciando a elevada resistência mecânica do revestimento ao longo da espessura analisada.

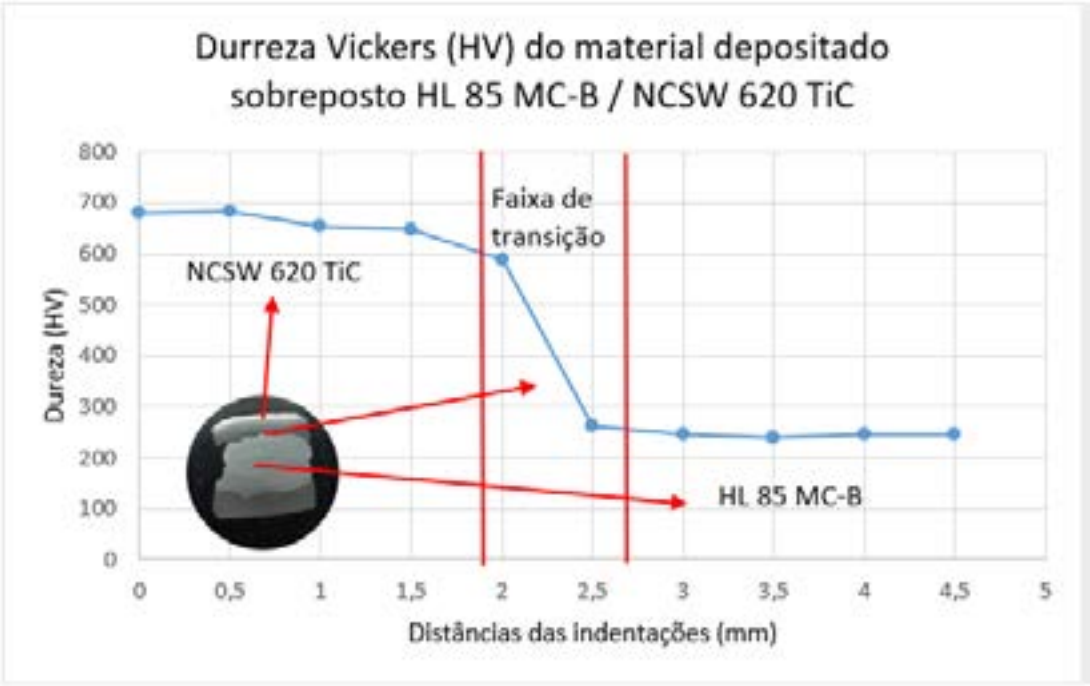



Figura 6: Perfil de microdureza Vickers na deposição sobreposta entre HL 85 T MC-B e NCSW 620 TiC

Ao se aproximar da interface, observou-se redução gradual dos valores de dureza, caracterizando uma região de transição entre os materiais, na qual os valores reduziram de aproximadamente 600 HV para a faixa entre 250 e 300 HV. Na região correspondente ao metal base HL 85 T MC-B, os valores estabilizaram-se entre aproximadamente 240 e 260 HV, sem quedas abruptas ao longo da linha de fusão.

A redução progressiva da dureza na região de interface sugere a existência de uma zona de mistura metalúrgica entre o material depositado e o substrato. Durante a deposição, ocorre diluição parcial do metal base, alterando a composição local e reduzindo a fração volumétrica de partículas endurecedoras, o que resulta em gradiente contínuo de propriedades mecânicas [29]. A ausência de quedas abruptas na região interfacial é um indicativo favorável de continuidade metalúrgica e estabilidade microestrutural: em processos de manufatura aditiva por arco elétrico, gradientes suaves de dureza entre materiais distintos são desejáveis, pois reduzem concentrações localizadas de tensões e favorecem a integridade estrutural da interface [17; 31].

### 3.5 PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS – INTERFACE LATERAL

A Figura 7 apresenta a variação da dureza Vickers ao longo da interface obtida

por deposição lateral. Na região inicial do perfil, correspondente ao material depositado NCSW 620 TiC, observaram-se valores elevados de dureza, entre aproximadamente 580 e 680 HV, com leve redução gradual ao longo dessa região.

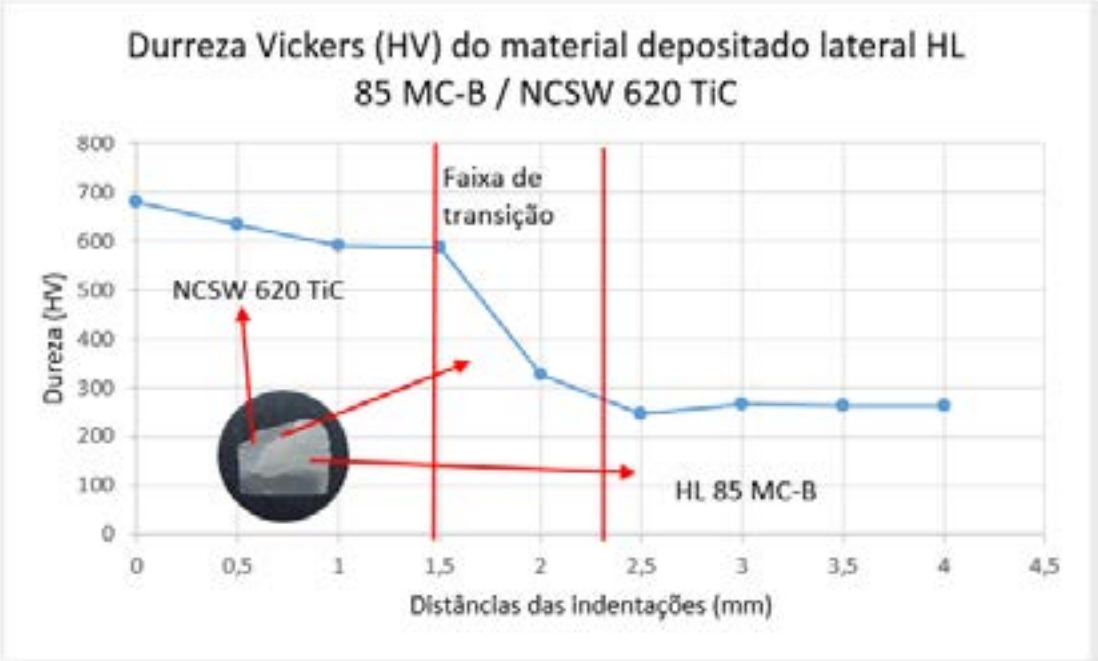



Figura 7: Perfil de microdureza Vickers na deposição lateral entre HL 85 T MC-B e NCSW 620 TiC.

Na faixa de transição entre os materiais, verificou-se redução mais acentuada da dureza, passando de aproximadamente 580 HV para valores próximos de 320 HV, extensão de queda superior à observada na configuração sobreposta, compatível com a zona de mistura metalúrgica mais ampla identificada na análise microestrutural da interface lateral. Na região correspondente ao metal base, os valores de dureza estabilizaram-se entre aproximadamente 240 e 270 HV, comportamento relativamente constante e coerente com o observado na configuração sobreposta.

A comparação entre as duas estratégias de deposição indica que, embora ambas as configurações tenham resultado em uniões metalúrgicas íntegras, isentas de zonas frágeis abruptas, a deposição lateral apresentou uma região de transição de dureza mais extensa, associada à maior zona de mistura observada microestruturalmente. Esse comportamento é consistente com estudos que relacionam o grau de diluição e a extensão da zona termicamente afetada à orientação e à sobreposição dos cordões de deposição em processos WAAM [32; 33]. Em ambos os casos, a manutenção de níveis de dureza elevados no revestimento (superiores a 580 HV) e a estabilização em valores compatíveis com a tenacidade esperada para o metal base (240–270 HV) reforçam a adequação do processo para a obtenção de componentes bimetálicos com gradiente funcional de propriedades.

## 3.6 DISCUSSÃO INTEGRADA DOS RESULTADOS

Em conjunto, os resultados macrográficos, microestruturais e de microdureza demonstram que o processo WAAM possibilitou a obtenção de uma união metalúrgica íntegra e estável entre o aço de baixa liga HL 85 T MC-B e o revestimento reforçado com carbonetos de titânio NCSW 620 TiC, independentemente da orientação de deposição empregada. A ausência de trincas, porosidades relevantes e descontinuidades interfaciais, associada à presença de crescimento dendrítico

orientado na linha de fusão e à distribuição homogênea dos carbonetos de titânio próximos à interface, indica adequada compatibilidade metalúrgica entre os materiais e condições térmicas favoráveis durante a deposição por arco elétrico [17; 18].

O diferencial da interface caracterizada neste estudo reside na estabilidade termomecânica dos possíveis carbonetos de titânio identificados na zona de ligação, que conferem ao revestimento uma vantagem técnica em relação às ligas hipereutéticas tradicionais ricas em cromo. Enquanto essas ligas convencionais frequentemente apresentam fragilização interfacial associada à morfologia lamelar de seus carbonetos primários, a morfologia predominantemente globular e poligonal dos carbonetos de titânio observada neste trabalho tende a minimizar a concentração de tensões localizadas e a preservar a integridade da união metalúrgica mesmo sob elevados aportes térmicos [15; 34].

Do ponto de vista funcional, o gradiente gradual de dureza identificado em ambas as configurações, sem quedas abruptas na região de transição, é um resultado particularmente relevante para aplicações estruturais bimetálicas, uma vez que gradientes suaves tendem a reduzir a concentração de tensões na interface e a mitigar a propensão à formação de trincas sob carregamento cíclico [35; 36]. A comparação entre as estratégias de deposição sobreposta e lateral evidencia que a orientação de deposição influencia diretamente a extensão da zona de mistura metalúrgica e, consequentemente, a amplitude da transição de dureza, sem, contudo, comprometer a integridade da união em nenhuma das configurações avaliadas.

Esses achados corroboram a viabilidade técnica da associação entre um núcleo tenaz de aço de baixa liga e um revestimento de elevada dureza reforçado com TiC, fabricados por WAAM, como estratégia para o desenvolvimento de componentes bimetálicos submetidos simultaneamente a solicitações estruturais e a desgaste superficial severo, como dentes de equipamentos de escavação, engrenagens e demais elementos de transmissão de potência [22; 37].

## 4. CONCLUSÃO

A caracterização microestrutural da interface de união entre o aço de baixa liga HL 85 T MC-B e o revestimento reforçado com possíveis carbonetos de titânio NCSW 620 TiC, produzida por WAAM, permite as seguintes conclusões:

As análises macrográficas evidenciaram, em ambas as configurações de deposição, sobreposta e lateral, linha de fusão contínua e bem definida, sem evidências de trincas, falta de fusão ou porosidade macroscópica, confirmando a adequada estabilidade do processo de deposição e a formação de ligação metalúrgica satisfatória entre os materiais.

A caracterização microestrutural revelou transição bem definida entre substrato e revestimento, com crescimento dendrítico orientado na linha de fusão e distribuição homogênea dos carbonetos de titânio próximos à interface, sem sinais de dissolução excessiva, destacamento de partículas ou formação de aglomerados. A configuração lateral apresentou zona de mistura metalúrgica mais extensa em comparação à configuração sobreposta.

Os perfis de microdureza Vickers indicaram valores entre 650 e 700 HV na região reforçada com TiC na configuração sobreposta e entre 580 e 680 HV na configuração lateral, com redução gradual até valores estabilizados entre 240 e 270 HV no metal base, sem quedas abruptas de dureza, evidenciando gradiente funcional de propriedades mecânicas e ausência de zonas frágeis na interface.

A morfologia globular e poligonal dos possíveis carbonetos de titânio, associada à

sua estabilidade térmica ao longo da interface, confere ao revestimento vantagem técnica em relação às ligas hipereutéticas tradicionais ricas em cromo, minimizando a concentração de tensões e preservando a integridade metalúrgica da união mesmo sob os ciclos térmicos impostos pelo processo WAAM.

De forma geral, os resultados demonstram que o processo WAAM constitui uma rota tecnologicamente viável para a obtenção de uniões metalúrgicas íntegras entre materiais com propriedades distintas, preservando simultaneamente a elevada dureza do revestimento e a tenacidade do substrato, sendo promissora para componentes bimetálicos, como dentes de equipamentos de escavação, engrenagens e demais elementos de transmissão de potência, que exigem resistência ao desgaste e integridade estrutural.

## AGRADECIMENTO

Os autores agradecem à UniSATC pela disponibilização da infraestrutura e dos laboratórios do Laboratório de Manufatura Aditiva, a Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS pelo apoio através do acesso a rede de pesquisadores, e a Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação do Estado de Santa Catarina – FAPESC pelo apoio financeiro na compra de equipamentos e insumos para pesquisa.

## REFERÊNCIAS

[1] GUPTA, K.; LAUBSCHER, R. F.; DAVIM, J. P.; JAIN, N. K. **Recent developments in sustainable manufacturing of gears: a review.** Journal of Cleaner Production, v. 112, n. 4, p. 3320–3330, 2016. DOI: 10.1016/j.jclepro.2015.09.133.

[2] WILLIAMS, S. W.; MARTINA, F.; ADDISON, A. C.; DING, J.; PARDAL, G.; COLEGROVE, P. **Wire + Arc Additive Manufacturing.** Materials Science and Technology, v. 32, n. 7, p. 641–647, 2016. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.

[3] HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C. **Additive manufacturing of metals.** Acta Materialia, v. 117, p. 371–392, 2016. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.

[4] CASAGRANDE, H. C.; DALEFFE, A.; MARTINS, H.; MARCH, G. de.; MILANEZ, A.; POSSAMAI , P. H. M.; LANGBEHN, J. T. **Caracterização microestrutural e de microdureza para o arame tubular UTP AF Ledurit 60 impresso através da técnica de manufatura aditiva por arco elétrico**. Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC, *[S. l.]*, v. 9, n. 2, p. 622–638, 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.422.

[5] PATTANAYAK, S.; SAHOO, S. K. **Gas metal arc welding based additive manufacturing – a review. CIRP Journal of Manufacturing** Science and Technology, v. 33, p. 398–442, 2021. DOI: 10.1016/j.cirpj.2021.04.010.

[6] SHAH, A.; ALIYEV, R.; ZEIDLER, H.; KRINKE, S. **A Review of the Recent Developments and Challenges in Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) Process.** Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 7, n. 3, p. 97, 2023. DOI: 10.3390/jmmp7030097.

[7] MARCH, G. DE, DALEFFE, A., CASAGRANDE, H., FERREIRA, C., SCHAEFFER, L., & MILANEZ, A. (2025). **Additive Manufacturing by Arc Deposition: Study of Mechanical and Chemical Properties with Stainless Electrode ER 310**. *Revista De Gestão Social E Ambiental*, *19*(5), e012423. https://doi.org/10.24857/rgsa.v19n5-138

[8] JADHAV, S.; KUSEKAR, S.; BELURE, A.; DIGOLE, S.; MALI, A.; CHEEPU, M.; MUGALE, M.; ALKUNTE, S.; KIM, D. **Recent progress and scientific challenges in wire-arc additive manufacturing of metallic multi-material structures.** Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 9, n. 8, p. 284, 2025. DOI: 10.3390/jmmp9080284.

[9] SARIBIYIK, Z.; AYAN, Y.; KAHRAMAN, N. **Development of a new high strength alloy from low alloy steel wire by innovative additional cold wire feeding used in wire arc additive manufacturing.** 3D Printing and Additive Manufacturing, v. 12, n. 3, p. 283–287, 2025. DOI: 10.1089/3dp.2023.0207.

[10] SILVA J. V. DA;, SCHAEFFER L.; DALEFFE A.; MILANEZ A.; CASAGRANDE H. C.; MARCH G. DE. **Analysis of the Bimetallic Joint of a Hot-Forged Crosshead Composed of ASTM B221 6060 Aluminum and AWS A5.36 E110C-G M Low Alloy Steel Obtained by Localized Fusion Additive**

**Manufacturing.** Materials Research V. 28, p. e20250347, 2025. Doi: https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2025-0347.

[11] LI, Y.; ZHANG, D.; WANG, H.; CONG, W. Fabrication of a TiC–Ti Matrix Composite Coating Using Ultrasonic Vibration-Assisted Laser Directed Energy Deposition. Metals, v. 11, n. 5, p. 693, 2021. DOI: 10.3390/met11050693.

[12] ASM INTERNATIONAL. ASM handbook – **Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys.** Volume 1. Materials Park: ASM International, 1990. DOI: 10.31399/asm.hb.v01.9781627081610.

[13] FERREIRA C.; SCHAEFFER L.; DALEFFE A.; CASTELAN J.; CASAGRANDE H. C.; DE MARCH G. **Hybrid M.A. and Hot Forging Manufacturing Process: Making Preforms by Localized Fusion Deposition of Materials Using UTP AF Dur 600 Wire.** RGSA – Journal of Social and Environmental Management. V. 19(5), e012427.2025. https://doi.org/10.24857/rgsa.v19n5-139.

[14] NICROSSOL. **Catálogo de arames tubulares: arame tubular para revestimento duro – impacto/abrasão NCSW 620 TiC.** GQ-1049 Rev. 01, 2020.

[15] SHUTING, S.; HANGUANG, F.; XUELONG, P.; XINGLE, G.; JIAN, L.; YONGPING, L.; WENBO, W.; JIANXIN, Z. **Effect of liquid nitrogen cooling on grain growth and properties of laser cladding in-situ (Ti, Nb)C/Ni composite coatings.** Materials Characterization, v. 152, p. 115–129, 2019. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.04.012.

[16] XIAO, J. K.; TAN, H.; WU, Y. Q.; CHEN, J.; ZHANG, C. **Microstructure and wear behavior of FeCoNiCrMn high entropy alloy coating deposited by plasma spraying.** Surface and Coatings Technology, v. 385, p. 125430, 2020. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125430.

[17] DEBROY, T.; WEI, H. L.; ZUBACK, J. S.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J. W.; MILEWSKI, J. O.; BEESE, A. M.; WILSON-HEID, A.; DE, A.; ZHANG, W. **Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties.** Progress in Materials Science, v. 92, p. 112–224, 2018. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

[18] DING, D.; PAN, Z.; CUIURI, D.; LI, H. **A multi-bead overlapping model for robotic wire and arc additive manufacturing (WAAM).** Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, v. 31, p. 101–110, 2015. DOI: 10.1016/j.rcim.2014.08.008.

[19] LI, Y.; WU, Y.; ZHANG, S. et al. **Microstructure evolution and mechanical properties of carbide reinforced steel coatings fabricated by wire arc additive manufacturing**. Journal of Manufacturing Processes, v. 81, p. 615–626, 2022. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.07.011.

[20] LIU, Y.; ZHANG, H.; WANG, C.; LI, X. **Microstructure evolution and wear behavior of TiC reinforced Fe-based coatings fabricated by arc deposition.** Surface and Coatings Technology, v. 409, 2021. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126887.

[21] ZHANG, Y.; LI, C.; WANG, X.; CHEN, X. **Effect of TiC particles on microstructure and wear resistance of metal matrix composites: a review. Journal of Materials** Research and Technology, v. 15, p. 6423–6441, 2021. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.10.064.

[22] CHUGREEVA, A.; MILDEBRATH, M.; DIEFENBACH, J.; BARROI, A.; LAMMERS, M.; HERMSDORF, J.; HASSEL, T.; OVERMEYER, L.; BEHRENS, B. **Manufacturing of High-Performance Bi-Metal Bevel Gears by Combined Deposition Welding and Forging.** Metals, v. 8, n. 11, p. 898, 2018. DOI: 10.3390/met8110898.

[23] HAFENECKER, J.; BARTELS, D.; KUBALL, C.; KREß, M.; ROTHFELDER, R.; SCHMIDT, M.; MERKLEIN, M. **Hybrid process chains combining metal additive manufacturing and forming – A review.** CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, v. 46, p. 98–115, 2023. DOI: 10.1016/j.cirpj.2023.08.002.

[24] FERREIRA, A. C.; CASAGRANDE, H. C.; DALEFFE, A.; FRITZEN, D.; MARCH, G. D.; SCHAEFFER, L. **Manufacture of metallic parts by additive manufacturing with different surface mechanical characteristics**. Revista de Gestão e Secretariado, v. 15, p. 1–15, 2024. DOI: 10.7769/gesec.v15i7.3850.

[25] BOHLER WELDING. **Consumíveis para soldagem: arames tubulares para a soldagem de aços carbono baixa liga**. SBR, 2026.

[26] ASTM INTERNATIONAL. ASTM E415-21: **Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry.** West Conshohocken: ASTM International, 2021. DOI: 10.1520/E0415-21.

[27] ASTM INTERNATIONAL. ASTM E384-17: **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.** West Conshohocken: ASTM International, 2017.

[28] DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook: Tool Materials**. Materials Park: ASM International, 1993.

[29] RODRIGUES, T. A.; DUARTE, V.; MIRANDA, R. M.; SANTOS, T. G. **Current status and perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM).** Materials, v. 12, p. 1121, 2019. DOI: 10.3390/ma12071121.

[30] ZHOU, Y.; LIU, Y.; ZHANG, J. **Microstructural evolution, mechanical properties and wear behavior of in-situ TiC reinforced composite coating.** Surface and Coatings Technology, v. 412, p. 127048, 2021. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127048.

[31] WU, B.; PAN, Z.; DING, D.; CUIURI, D.; LI, H.; XU, J.; NORRISH, J. **A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement.** Journal of Manufacturing Processes, v. 35, p. 127–139, 2018. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.

[32] LE, V. T.; BUI, M. C.; NGUYEN, T. D.; NGUYEN, V. A.; NGUYEN, V. C. **On the connection of the heat input to the forming quality in wire-and-arc additive manufacturing of stainless steels.** Vacuum, v. 209, p. 111807, 2023. DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111807.

[33] BELOTTI, L. P.; DOMMELEN, J. A. W.; GEERS, M. G. D.; YA, W.; HOEFNAGELS, J. P. M. **Influence of the printing strategy on the microstructure and mechanical properties of thick-walled wire arc additive manufactured stainless steels.** Journal of Materials Processing Technology, v. 324, p. 118275, 2024. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.118275.

[34] LIAO, H.; LI, Y.; WANG, Z.; CHEN, X. **Effect of carbide morphology on wear resistance in high chromium hardfacing alloys.** Tribology International, v. 171, 2022. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107560.

[35] ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Amsterdam: Elsevier, 1987. DOI: 10.1016/c2009-0-30024-5.

[36] YUAN, T.; LI, R.; LIU, Y. et al. **Effect of TiC particles on microstructure and wear resistance of hardfacing coatings: A review.** Surface and Coatings Technology, v. 405, 2021. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126620.

[37] BORAL, P.; GOLEBSKI, R.; KRALIKOVA, R. **Technological Aspects of Manufacturing and Control of Gears – Review.** Materials, v. 16, n. 23, p. 7453, 2023. DOI: 10.3390/ma16237453.

4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT

# PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS

**Sessão Abertura da Conferência INOVMAT**
Coordenação de Sessão/Chairperson:
Patrice Monteiro de Aquim (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS)

**Palestra Técnica Destaque / Technical keynote lecture:**

1. **Convergência entre Materiais Avançados, Sensores Inteligentes e Inovação em Saúde e Indústria**
   *Neftali Lenin Villarreal Carreno (UFPEL, Pelotas RS)*

**Sessão 1 - Tecnologia em materiais**
Coordenador da Sessão / Chairperson: Cristiane Krause (UFPel, Pelotas RS)

**Palestras Técnicas Destaque Technical Keynote Lectures:**

2. **Acelerando a Inovação em Materiais: Integrando Machine Learning para Modelagem e Otimização Avançada de Processos**
   Accelerating Material Innovation: Integrating Machine Learning for Advanced Process Modeling and Optimization
   *Tiago Moreno Volkmer (UFPEL - Pelotas, RS)*
3. **Inteligência Artificial Aplicada à Engenharia de Desenvolvimento de Revestimentos Orgânicos**
   Artificial Intelligence Applied to Organic Coatings Development Engineering
   *Giovanni Tessaro (Tessaro'S Consultoria & Assessoria Empresarial LTDA)*

**Apresentação de trabalhos técnicos:**

4. **Metodologia para o desenvolvimento de sensores inferenciais (soft sensors) aplicados ao controle de processos industriais**
   Methodology for the development of inferential sensors (soft sensors) applied to industrial process control
   *João Carlos Segatto Leite, Diego Tolotti de Almeida, Lucas Alexandre Mello Werner (Bruning Tecnometal, Panambi RS), Luiz Fernando de Lima Luz Junior, Marcelo Kaminski Lenzi (Universidade Federal do Paraná)*
5. **Influência de Tratamentos Superficiais Combinados na Resposta Tribológica de Aços Bainíticos**
   Influence of Combined Surface Treatments on the Tribological Response of Bainitic Steels
   *Frederico Murilo Wlassak, Felipe Canal, João Vitor Piovesan Dalla Nora, Morvan Silva Franco (UFRGS), Mario Wolfart Junior (IFC – Luzerna), Alexandre da Silva Rocha (UFRGS)*
6. **Definição de Estratégia de Aperto Baseada em Torque e Ângulo para Controle da Força de União em Juntas Aparafusadas**
   Definition of a Tightening Strategy Based on Torque and Angle for Controlling the Clamp Force in Bolted Joints
   *Eduardo Ferreira (AGCO Canoas – Canoas RS), Jorge Brás (FURG – Rio Grande RS)*
7. **Avaliação do uso de fluido de corte a alta pressão em operação de mandrilamento**
   Evaluation of the use of high-pressure cutting fluid in a boring operation
   *Vitor Zambom (UFSM), Felipe Tusset (Unijuí), Vágner Braga (Bruning Tecnometal), Cristiano José Scheuer (UFSM)*

**Sessão 2 - Tecnologia em materiais**

Coordenador de Sessão/Chairperson: Cristiane Krause (UFPEL, Pelotas RS)

**Palestra Técnica Destaque Technical Keynote Lecture:**

8. **Avanços e Desafios no Escalonamento da Produção de Óxido de Grafeno para Aplicações Industriais**
   Advances and Challenges in Scaling Up Graphene Oxide Production for Industrial Applications
   *Camila Marchetti Maroneze (MackGraphe / Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo SP)*

**Apresentação de trabalhos técnicos:**

9. **Avaliação Comparativa de Revestimentos Superficiais em Moldes para Vulcanização de Borrachas visandoà Redução da Adesão e ao Aumento da Vida Útil**
   Comparative Evaluation of Surface Coatings on Rubber Vulcanization Molds: Reduction of Adhesion and Extension of Service Life
   *Amarildo Silva Dos Santos Junior (VIEMAR, Gravataí RS), Lucas Paim da Silva, Douglas Martinazzi, Tiago Nunes Chalisnki, Guilherme Goulart (UFRGS)*

10. **Influência de Diferentes Cargas Condutivas nas Propriedades Reométricas, Mecânicas e Elétricas de Compósitos Fluoroelastoméricos**
    Influence of Different Conductive Fillers on the Rheometric, Mechanical, and Electrical Properties of Fluoroelastomer Composites.
    *Christian Feil Voss, Isadora Schell Frozza, Rodrigo José Benatti, Diana Exenberger Finkler, Sandra Raquel Kunst, Thenner Silva Rodrigues, Marco Antônio Siqueira Rodrigues, Carlos Leonardo Pandolfo Carone (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS)*

11. **Análise do Comportamento de Eletrodos Porosos de Ferro dopado com grafeno e Ferro Dopado com Nióbio para uso como ânodo em baterias de NiFe**
    Analysis of the Behavior of Porous Electrodes Made of Graphene-Doped Iron and Niobium-Doped Iron for Use as Anodes in NiFe Batteries
    *Clayton André Oliveira da Motta, Willian Delfim, Lirio Schaeffer (UFRGS); José de Souza (Fundação Escola Técnica Liberato Salzano Vieira da Cunha)*

**Sessão 3 - Materiais e sustentabilidade**

*Coordenador de Sessão/Chairperson:*
*Patrícia Monteiro de Aquim (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS)*

**Palestras Técnicas Destaque Technical Keynote Lectures**

12. **A reciclagem de resíduos eletroeletrônicos no contexto da Mineração Urbana**
    E-waste Recycling in the Context of Urban Mining
    *Felipe Antonio Lucca Sánchez (UFRGS)*

13. **Biomateriais Poliméricos: Incorporação de Ativos Naturais para Propriedades Avançadas**
    Polymeric Biomaterials: Incorporation of Natural Active Agents for Advanced Properties
    *Haroldo Reis Alves de Macêdo (Instituto Federal do Piauí – Campus Teresina Central)*
    *Apresentação de Trabalhos Técnicos:*

14. **Desenvolvimento de Membranas Funcionalizadas de Nanocelulose com Nb2O5 para Aplicação em Curativos Antimicrobianos Avançados**
    Development of Functionalized Nanocellulose Membranes with Nb2O5$ for Application in Advanced Antimicrobial Dressings
    *Cristiane Wienke Raubach (CDTec/UFPel, Pelotas RS), Cátia Liane Ücker, Cristiane Krause Santin, Débora Duarte Ribes, Guilherme Pereira Lombello (UFPEL, Pelotas RS)*

15. **Substituição de fluido de usinagem de base polimérica por fluido solúvel de base éster aditivado com nanopartículas para proteção anticorrosiva interoperacional de componentes automotivos**
Replacement of Polymer-Based Machining Fluid with an Ester-Based Soluble Fluid Containing Nanoparticles for Interoperational Anticorrosion Protection of Automotive Components
*Lucas Paim da Silva, Douglas Martinazzi, Guilherme Goulart, Amarildo Santos Junior (VIEMAR Automotive, Porto Alegre RS)*

16. **Obtenção de colágeno oriundo de resíduos de pele bovina por meio de hidrólise enzimática**
Collagen Production from Bovine Skin Waste by Enzymatic Hydrolysis
*Arthur David Bruhn, Patrice Aquim (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS)*

**Sessão 4 Inovação**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Éverton Hansen (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS)

**Palestras Técnicas Destaque / Technical Keynote Lectures:**

17. **Materiais Cerâmicos e Nanotecnologia: Inovações Aplicadas em Fotocatálise, Energia Solar e Ação Antimicrobiana**
Ceramic Materials and Nanotechnology: Applied Innovations in Photocatalysis, Solar Energy, and Antimicrobial Action
*Sergio da Silva Cava (UFPEL – Pelotas RS)*

18. **Circulares por concepção: Materiais funcionais arquitetados com polímeros e coloides de base biológica**
Circular by design: Functional materials assembled from biobased polymers and colloids
*Caio Gomide Otoni (Universidade Estadual de Campinas - Unicamp)*

**Apresentação de trabalhos técnicos:**

19. **Desenvolvimento de Monólitos Tridimensionais de Biochar Suportados com Nb2O5 para Fotocatálise Sustentável e Reutilizável**
Development of Three-Dimensional Nb2O5-Supported Biochar Monoliths for Sustainable and Reusable Photocatalysis
*Cátia Liane Ücker, Henrique P. Mota, Mateus Meneghetti Ferrer (UFPEL, Pelotas RS)*

20. **Desenvolvimento e Caracterização Morfológica de Membranas Compósitas de Nanocelulose, Quitosana e Óxido de Nióbio para Aplicação como Curativos**
Development and Morphological Characterization of Nanocellulose, Chitosan, and Niobium Oxide Composite Membranes for Wound Dressing Applications
*Débora Duarte Ribes, Cristiane Rauback, Guilherme Pereira Lombello, Cátia Liane Ücker (Universidade de Pelotas, Pelotas RS)*

21. **Incorporação Direta de Óxido de Nióbio Nanoestruturado em Metais Fundidos.**
Direct Incorporation of Nanostructured Niobium Oxide into Molten Metals.
*Henrique Cechinel Casagrande (UFSC – UNISATC), João Batista Rodrigues Neto, Thiago Ramos Stellin Malagrino, Guilherme Dias Zarur, Joéverton Lurk Pereira (UFSC), Jamile ThÖn Langbehn, Gilson de March, Joélson Vieira da Silva, (UFRGS), Anderson Daleffe (UNISATC).*

22. **Manufatura Aditiva por Arco Elétrico Duplo Arame: Mistura de Ligas in-situ para aplicações de desgaste.**
Doble-Wire Arc Additive Manufacturing: In-situ alloying for wear applications
*Jamile Thon Langbehn (FASATC - Faculdade Satc, Criciuma SC), Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Alexandre Milanez, Pedro Henrique Menegaro Possamai, Ana Carolina Tassi Junkoscki, Isabelle Romansini (UNISATC, Criciuma SC), Lirio Schaeffer (UFRGS, Porto Alegre RS)*

**Sessão 5 - Processos e manufatura aditiva**
Coordenador de Sessão/Chairperson: Vinicius Martins (IFSul, Sapucaia do Sul RS)

**Palestra Técnica Destaque Technical Keynote Lecture:**

23. **Baterias: Evolução, Estado da Arte e Desafios**
    Battery Systems: Evolution, State-of-the-Art, and Challenges
    *Daniel Alves Dalla Corte (Sphere Energy – Paris/FRANÇA)*

24. **Influência da Refrigeração/Lubrificação na Usinagem do Aço Aisi 52100**
    Influence of Cooling/Lubrication on the Machining of AISI 52100 Steel
    *Clauber Roberto Melo Marques, Douglas Consonni Bellucco, Alexandre Milanez, Israel da Silva Miranda, Adelor Felipe da Costa, Luiz Carlos De Cesaro Cavaler (Unisatc)*

25. **Utilização do modelo matemático Microsim for Bars para a Previsão da Evolução Microestrutural durante a Laminação a Quente de Barras de Aço 1141 contendo Nióbio**
    Application of the Microsim for Bars Mathematical Model to predict the microstructural Evolution during Hot Rolling of Niobium-Containing SAE 1141 Steel Bars
    *Isabela Enes Azzi (UFRGS, Arroio dos Ratos RS), Emanuelle Reis (GERDAU), Antonio Gorni, Afonso Reguly (UFRGS, Porto Alegre RS)*

26. **Estudo da influência de tratamentos térmicos em ligas niti**
    Study of the Influence of Heat Treatments on NiTi Alloys
    *João Gabriel Moraes, Vinicius Martins, (IFSul, Sapucaia do Sul RS), André Carvalho Tavares, Lirio Schaeffer (UFRGS)*

27. **Análise Comparativa entre os Processos WLAM e WAAM na Manufatura Aditiva com Arame Utilizando ER 310**
    Comparative Analysis of WLAM and WAAM Processes in Wire-Based Additive Manufacturing Using ER 310
    *Carlos Antônio Ferreira (FASATC - Faculdade Satc, Criciuma SC) Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande (SATC – Criciuma SC), Lirio Schaeffer (UFRGS)*

28. **Desenvolvimento e Avaliação de uma Ferramenta de Voxelização para Representação do Processo LPBF**
    Development and Evaluation of a Voxelization Tool for LPBF Process Representation
    *João Pedro Girardi (PPGEE - UDESC / Inowalbert), Joinville, SC), Ellen Pietschmann (Inowalbert, Joinville SC), Eric Lucas Sousa Della Torre (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville, SC), Emanoel Henmerson Cavalcante Soares (Ágora Tech Park), Joinville SC), Douglas Wildgrube Bertol (PPGEEL / UDESC, Joinville SC).*

29. **Avaliação de Estratégias de Deposição na Fabricação de Arco de Arame de Inconel 625: Microestrutura e Comportamento Mecânico**
    Evaluation of Deposition Strategies in Wire Arc Additive Manufacturing Inconel 625: Microstructure and Mechanical Behavior
    *Joélson Vieira da Silva (FASATC - Faculdade Satc, Criciuma SC), Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Gilson De March, Jamile Thon Langbehn (UniSATC, Criciuma SC). Lirio Schaeffer (UFRGS, Porto Alegre RS)*

30. **Análise de Viabilidade do Uso de Impressão 3d com Insumos Alternativos na Fabricação de Modelos de Fundição.**
    Feasibility Analysis of the Use of 3D Printing with Alternative Materials in the Manufacturing of Foundry Patterns
    *Clauber Roberto Melo Marques, Saymon de Souza Goulart, Alexandre Milanez, Jose Luiz Salvador, Richard de Medeiros Castro, Rui Cataneo (UNISATC)*

# APRESENTAÇÕES EM PÔSTER

## Processos e manufatura aditiva

**PrMA 1 - Decapagem química livre de HF à base de peróxido de hidrogênio e ácido oxálico para anodização de titânio biomédico**
HF-Free Chemical Pickling Based on Hydrogen Peroxide and Oxalic Acid for Biomedical Titanium Anodization
*Carlos Henrique Amaro da Silva, Alice Kupske Nichele, Luciane Taís Führ, Fernando Dal Pont Morisso, Ana Luiza Ziulkoski, Cláudia Trindade Oliveira (Universidade FEEVALE)*

**PrMA 2 - Avaliação de características de fabricação do processo LPBF para o aço maraging 18Ni300 por meio de um artefato de qualificação**
*Eric Lucas Sousa Della Torre (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville SC), Ellen Pietschmann ((Inowalbert, Joinville SC), João Pedro Girardi (Inowalbert / (PPGEEL, Joinville SC), Emanoel Henmerson Cavalcante Soares (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville SC), Modesto Hurtado Ferrer (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville SC).*

**PrMA 3 - Estudo sobre fresamento em alta velocidade do ampco® 21, visando a minimização da transferência de calor para a interface peça-ferramenta**
Study on high-speed milling of ampco® 21, aiming at minimizing heat transfer to the workpiece-tool interface
*Cássio Cristiano Borges (SENAI / PROMEC, Gravataí RS), Liu Yessukai de Barros (UFRGS)*

**PrMA 4 - Gêmeos Digitais Térmicos e Inteligência Artificial de Borda em WAAM: Uma Revisão do Estado da Arte e Oportunidades Tecnológicas**
Thermal Digital Twins and Edge AI in WAAM: A State-of-the-Art Review and Technological Opportunities
*Max Gabriel Steiner, Anderson Daleffe, Gilson de March, Érica Bonfanti Correa,*
*Vagner da Silva Rodrigues, Rodrigo César Nunes Maciel (UNISATC – Criciúma SC); Lírio Schaeffer (UFRGS); Roderval Marcelino (UFSC)*

**PrMA 5 - Metalurgia do Pó de Próxima Geração: Produtividade, Eficiência e Geometria MEAR-NET-SHAPE em PBF, DED, BJT e MIM Híbrido**
Next-Generation Powder Metallurgy: Productivity, Energy Efficiency and NEAR-NET-SHAPE em PBF, DED, BJT, and Hybrid MIM
*Airton Rodrigues da Rosa, Diego Pacheco Wermuth, Rafael Pandolfo da Rocha, Matheus Riffel, Robson Nunes, Lirio Schaeffer (UFRGS)*

**PrMA 6 - Inspeção de pose e dimensões utilizando homografia com câmeras genéricas**
Pose and Dimension Inspection in Manufacured Parts using General-Purpose Cameras
*Jonnas Pires Espindula, Heraldo José de Amorim (PROMEC / UFRGS)*

**PrMA 7 - Rastreamento Metalográfico da Descarbonetação ao longo da Rota de Fabricação de Sprockets em Açp SAE 1045.**
*Lucas Farias Ndgrini, Diego Michael Cornelius dos Santos, Bruna Karine dos Santos, Rafael Luciano Dalcin e Cristiano José Scheuer*

**PrMA 8 - Obtenção de Camadas Boretadas, Nitretadas e Cementadas durante a Fundição de Ferro Fundido Nodular**
Formation of Borided, Nitrided, and Carburized Layers during Ductile Iron Casting
*Roger Bianchi (a) Rafael Luciano Dalcin (a) Cristiano José Scheuer*

## INOVAÇÃO

**Inov 1 - Avaliação comparativa da dispersão de grafeno em líquidos iônicos imidazólicos**
Comparative evaluation of graphene dispersion in imidazolium ionic liquids
*Isadora Schell Frozza (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS), Sandra Raquel Kunst (UFRJ), Leonardo Moreira (PUC-RS0, Carlos Leonardo Pandolfo Carone (Universidade FEEVALE)*

**INOV 2 - Estudo do comportamento mecânico e elétrico de compósitos de perfluorelastômeros com adição NF condutivo e grafeno para anéis de vedação**
Study of the Mechanical and Electrical Behavior of Perfluoroelastomer Composites with the Addition of Conductive Carbon Black and Graphene for Sealing Rings
*Jones Luís Müller, Christian Feil Voss (Universidade FEEVALE), Sandra Raquel Kunst (UFRJ), Carlos L. P. Carone (Universidade Feevale)*

**INOV 3 - Veículos didáticos e de uso restrito para utilização em regiões litorâneas**
Educational and Restricted-Use Vehicles for Use in Coastal Regions
*Jorge Pimentel de Morais (ECPVC, Porto Alegre RS); Lucas de Melo Machado, Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (Escola Técnica Parobé)*

**INOV 4 - Influência do processo de corte na integridade mecânica e superficial de chapas de aço S355MC com furação**
Influence of the cutting process on the mechanical and surface integrity of S355MC steel sheets with drilling.
*Ricieri Luiz Pascotini Mainardi (UFSM), Vagner Braga (BRUNING), Cristiano José Scheuer (UFSM)*

**INOV 5 - Comportamento do concreto produzido com resíduos de cerâmica vermelha como substituição parcial de agregado miúdo natural**
Behavior of concrete produced with red ceramic waste as a partial replacement for natural fine aggregate
*Thomas Gabriel Graef (Universidade FEEVALE, Novo Hamburgo RS), Eduardo Polesello*

## MATERIAIS E SUSTENTABILIDADE

**MatSus 1 - Valorização de resíduos da indústria coureira para a produção de filmes biodegradáveis à base de colágeno**
Valorization of leather waste for the production of collagen-based biodegradable films
*Éverton Hansen, Márcio Rosa, Gabriela Costa Cappellaro, Larissa Madrid, Patrice Monteiro de Aquim (Universidade FEEVALE)*

**MatSus 2 - Manufatura Sustentável de Materiais Carbonosos Avançados a partir do Reaproveitamento Térmico de Biomassa Nativa do Bioma Pampa**
Sustainable Manufacturing of Advanced Carbonaceous Materials from the Thermal Valorization of Native Biomass from the Pampa Biome
*Cristiane Wienke Raubach (CDTec/UFPel), Vinicius Pereira Dias, Luiza Pimenta Vianna, Cristiane Krause Santin, Cátia Liane Ücker, Sergio da Silva Cava (UFPEL, Pelotas RS)*

## TECNOLOGIA EM MATERIAIS

**TM 1 – Avaliação Cinética e Caracterização Físico-Mecânica de Filmes de PLA Nucleados com Subtratos Vegetais**
Kinetic Evaluation and Physico-Mechanical Characterization of PLA Films Nucleated with Plant-Based Substrates
*Cristiane Krause Santin (UFPEL - Universidade Federal de Pelotas, Pelotas RS), Jéssica Arman de Souza (Universidade do Vale dos Sinos)*

**TM 2 - Desenvolvimento e Validação Funcional de Bancada Experimental instrumentada para Ensaios Térmicos de Pinos de JET COOLING aplicados à Fundição sob alta Pressão**
Development and Functional Validation of an Instrumented Experimental Test Bench for Thermal Testing of Jet Cooling Pins applied to Hich-Pressure Die Casting
*Emanoel Henmerson Cavalcante Soares (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville, SC), Eric Lucas Sousa Della Torre ((UFSC / Ágora Tech Park, Joinville, SC), Ellen Pietschmann (Inowalbert, Joinville SC), João Pedro Girardi (PPGEE UDESC / Inowalbert, Joinville SC), Modesto Hurtado Ferrer (UFSC / Ágora Tech Park, Joinville SC).*

**TM 3 - Estudo exploratório para a determinação do grau de recalque no torneamento ortogonal do aço SAE 1045 em diferentes meios lubrirrefrigerantes**
Exploratory study for the determination of the chip compression ratio in orthogonal turning of SAE 1045 steel under different cutting fluids
*Guilherme Vargas Schirmer, Alice do Amaral Rodrigues, Régis Henrique da Silva Souza, André João de Souza, Ney Francisco Ferreira, Patric Daniel Neis, Cesar Liberato Petzhold, Liu Yesukai de Barros (UFRGS, Porto Alegre RS)*

**TM 4 - Desenvolvimento de um filtro para ácidos utilizando microesferas de vidro por metalurgia do pó**
Development of an acid filter using glass microspheres by powder metallurgy.
*Adão Derli Cavalheiro Barcellos Filho, Carlos Alexandre Wurzel, Vinicius Martins, (IFSul, Sapucaia do Sul RS)*

**TM 5 - Análise das propriedades do lodo galvânico de cromo reciclado por metalurgia do pó**
Analysis of the properties of recycled chromium galvanic sludge by powder metallurgy.
*Caroline Theves Carabajal, Vinicius Martins (IFSul, Sapucaia do Sul RS), Diego Pacheco Wermuth (UFRGS)*

# INTELIGÊNCIA ARTIFICIAL APLICADA À ENGENHARIA DE DESENVOLVIMENTO DE REVESTIMENTOS ORGÂNICOS

*Artificial Intelligence Applied to Organic Coatings Development Engineering*

**Giovanni Tessaro**

Tessaro'S Assessoria Empresarial – Soluções em Tintas e Revestimentos, Rio Grande do Sul, Brasil

## Resumo

O desenvolvimento de tintas e revestimentos é uma atividade de engenharia em que conhecimento científico, experiência profissional e experimentação precisam atuar de forma integrada. Uma formulação não pode ser avaliada apenas pela sua composição, pois matérias-primas, processo de fabricação, preparação do substrato, condições de aplicação, formação e cura do filme e condições de serviço influenciam diretamente o desempenho final do revestimento. Nesse contexto, os avanços recentes da Inteligência Artificial (IA), do Aprendizado de Máquina (Machine Learning – ML) e de métodos orientados por dados oferecem novas ferramentas de apoio ao engenheiro de revestimentos. Este trabalho apresenta uma revisão técnico-científica aplicada dessas possibilidades, procurando relacioná-las à realidade do desenvolvimento industrial. São abordadas aplicações na organização e análise de dados históricos, seleção e substituição de matérias-primas, otimização de formulações e processos, mistura e dispersão, tratamento e preparação de superfícies metálicas e não metálicas, avaliação de desempenho e diagnóstico de problemas técnicos. Também é discutida a utilização da IA generativa como ferramenta de apoio à pesquisa, organização de informações e elaboração de hipóteses. A abordagem considera a IA como ferramenta complementar ao conhecimento técnico, à experiência do profissional e à experimentação, e não como substituta do engenheiro. São discutidas ainda limitações relacionadas à qualidade dos dados, interpretação das respostas, confidencialidade, propriedade intelectual e necessidade de validação experimental. Finalmente, são apresentadas perspectivas para a integração progressiva entre dados, Inteligência Artificial e Engenharia de Revestimentos.

Palavras-chave: Inteligência Artificial; Aprendizado de Máquina; revestimentos orgânicos; formulação; desenvolvimento de produtos; Engenharia de Revestimentos.

## Abstract

The development of paints and coatings is an engineering activity in which scientific knowledge, professional experience, and experimentation must work in an integrated manner. A formulation cannot be evaluated solely by its composition, because raw materials, manufacturing process, substrate preparation, application conditions, film formation and curing, and service conditions directly influence the final performance of the coating. In this context, recent advances in Artificial Intelligence (AI), Machine Learning (ML), and data-driven methods offer new tools to support coatings engineers. This paper presents an applied technical-scientific review of these possibilities, relating them to the reality of industrial development. Applications discussed include the organization and analysis of historical data, selection and substitution of raw materials, optimization of formulations and processes, mixing and dispersion, treatment and preparation of metallic and non-metallic surfaces, performance evaluation, and diagnosis of technical problems. The use of generative AI as a tool to support research, information organization, and hypothesis development is also discussed. The approach considers AI as complementary to technical knowledge, professional experience, and experimentation, rather than as a replacement for the engineer. Limitations related to data quality, interpretation of responses, confidentiality, intellectual property, and the need for experimental validation are also discussed.

Finally, perspectives are presented for the progressive integration of data, Artificial Intelligence, and Coatings Engineering.

Keywords: Artificial Intelligence; Machine Learning; organic coatings; formulation; product development; Coatings Engineering.

## 1. Introdução

Quem trabalha com desenvolvimento de tintas e revestimentos sabe que uma formulação dificilmente pode ser compreendida observando apenas a relação de matérias-primas e suas respectivas quantidades. O desempenho final depende de uma sequência de fatores interligados: matérias-primas, formulação, processo de fabricação, preparação da superfície, aplicação, formação e cura do filme e, finalmente, das condições às quais o revestimento estará submetido em serviço.

Na prática, uma alteração aparentemente simples pode produzir efeitos em diferentes etapas do desenvolvimento. A substituição de uma resina, por exemplo, pode modificar a viscosidade, a compatibilidade com outros componentes, as características de aplicação, o mecanismo de cura e as propriedades finais do filme. Da mesma forma, alterações no sistema de pigmentação podem interferir na dispersão, reologia, cobertura, aparência e resistência do revestimento. Mesmo uma formulação tecnicamente adequada pode apresentar desempenho insatisfatório quando o processo de fabricação, a preparação da superfície, a aplicação ou a cura não são realizados em condições adequadas. Essa complexidade faz com que tintas e revestimentos sejam sistemas multicomponentes, nos quais composição, processamento e condições de aplicação estão diretamente relacionados ao desempenho final [1,2].

O desenvolvimento desses produtos exige conhecimentos de química, físico-química, polímeros, fenômenos de superfície, reologia, processos e ciência dos materiais, associados à experiência adquirida no laboratório, na produção, na aplicação e na avaliação do desempenho dos revestimentos. Ao longo dos anos, grande parte desse conhecimento tem sido registrada em formulações, cadernos de laboratório, planilhas, relatórios técnicos e resultados de ensaios. Outra parte permanece associada à experiência dos profissionais envolvidos no desenvolvimento e na solução de problemas.

A digitalização dessas informações e o avanço recente da Inteligência Artificial (IA) criam novas possibilidades para organizar e utilizar esse conhecimento. Na área de revestimentos, técnicas de Aprendizado de Máquina (Machine Learning – ML) vêm sendo estudadas para estabelecer relações entre formulação, processamento e propriedades [1]. A literatura também apresenta aplicações de redes neurais em diferentes etapas relacionadas aos revestimentos, incluindo formulação, preparação, identificação de defeitos e previsão de desempenho [3].

Entretanto, a utilização dessas ferramentas não elimina a necessidade do conhecimento técnico nem da experimentação. Um modelo pode encontrar relações entre dados, indicar tendências ou auxiliar na escolha de alternativas, mas os resultados precisam ser analisados à luz dos fenômenos envolvidos e comprovados experimentalmente.

Dessa forma, a questão central deste trabalho não é perguntar se a Inteligência Artificial pode “formular uma tinta” de maneira independente. A proposta é discutir de que forma essas ferramentas podem auxiliar o engenheiro de revestimentos a utilizar melhor as informações disponíveis, analisar problemas, selecionar alternativas e planejar experimentos, mantendo o conhecimento técnico, a experiência profissional e a validação experimental como elementos fundamentais do desenvolvimento.

## 2. Engenharia de desenvolvimento de revestimentos: um problema multivariável

### 2.1 Formulação e desempenho

Na prática industrial, o desenvolvimento de uma tinta ou revestimento dificilmente está relacionado a uma única propriedade. O produto precisa atender simultaneamente a requisitos de fabricação, estabilidade, aplicação, aparência, formação e cura do filme, desempenho, produtividade, segurança e custo.

Dependendo da aplicação, propriedades como viscosidade, estabilidade, cobertura, brilho, aderência, dureza, flexibilidade, resistência à abrasão, resistência química, proteção anticorrosiva, durabilidade, teor de sólidos e tempo de secagem ou cura precisam ser consideradas em conjunto.

Essas propriedades estão relacionadas e, em determinadas situações, podem exigir soluções de compromisso. Uma alteração destinada a melhorar uma característica pode modificar outras. A substituição de uma matéria-prima por razões técnicas, disponibilidade ou custo, por exemplo, pode exigir ajustes em outros componentes e até mesmo no processo de fabricação.

Por essa razão, formular não significa apenas selecionar matérias-primas e estabelecer suas quantidades. Significa buscar um equilíbrio entre composição, processo, aplicação e desempenho, considerando as exigências específicas do produto e as condições em que ele será utilizado.

### 2.2 Da experiência acumulada ao conhecimento estruturado

Uma parte importante do conhecimento utilizado no desenvolvimento de tintas e revestimentos é construída ao longo dos anos pela observação, experimentação e experiência adquirida no laboratório, na produção, na aplicação e na assistência técnica.

O formulador experiente aprende, por exemplo, que duas matérias-primas apresentadas comercialmente como equivalentes nem sempre apresentam o mesmo comportamento em uma formulação; que uma alteração aparentemente pequena na sequência de adição pode modificar a incorporação ou a dispersão; que a viscosidade medida no laboratório, isoladamente, nem sempre representa o comportamento do produto durante a fabricação ou aplicação; e que uma falha inicialmente atribuída à tinta pode ter origem no substrato, na preparação da superfície, na aplicação ou nas condições de cura.

Parte desse conhecimento encontra-se registrada em formulações, relatórios, planilhas, fichas técnicas e resultados de ensaios. Outra parte permanece associada à experiência dos profissionais. A organização dessas informações é uma etapa importante para que esse conhecimento possa ser utilizado de forma mais eficiente e, quando adequado, analisado com ferramentas estatísticas ou de Inteligência Artificial.

Para isso, não basta registrar apenas a formulação final. Também são importantes informações como identificação e lote das matérias-primas, sequência de fabricação, equipamento utilizado, parâmetros de mistura e dispersão, temperatura, características do substrato, preparação da superfície, método de aplicação, espessura do filme, condições de cura e resultados dos ensaios.

Quanto melhor for a qualidade desses registros, maior será a possibilidade de comparar desenvolvimentos anteriores, identificar tendências e utilizar os dados na solução de novos problemas.

O uso de dados históricos de formulações industriais para construção de modelos de ML já foi demonstrado no setor de tintas e revestimentos. Schwartz et al. [2] descrevem a utilização de dados históricos de formulação para relacionar composição, processo e atributos de qualidade. Esse exemplo mostra que, antes mesmo da utilização de ferramentas mais avançadas de IA, existe um

recurso de grande valor dentro das próprias empresas: o conhecimento técnico acumulado ao longo dos anos.

## 3. Conceitos de IA necessários ao engenheiro de revestimentos

Para utilizar ferramentas de Inteligência Artificial no desenvolvimento de revestimentos, o engenheiro não precisa dominar em profundidade os algoritmos ou sua formulação matemática. Entretanto, é importante compreender o que essas ferramentas fazem, quais informações utilizam, como seus resultados podem ser interpretados e, principalmente, quais são suas limitações.

Neste trabalho são considerados três conceitos de interesse mais direto para a Engenharia de Revestimentos: Inteligência Artificial, Aprendizado de Máquina e Inteligência Artificial Explicável. A IA generativa também é abordada por sua crescente utilização como ferramenta de apoio à pesquisa e às atividades técnicas.

### 3.1 Inteligência Artificial e Aprendizado de Máquina

Inteligência Artificial (IA) é um termo amplo que abrange diferentes métodos computacionais capazes de realizar tarefas relacionadas à análise de informações, identificação de padrões, previsão e apoio à tomada de decisão. O Aprendizado de Máquina (Machine Learning – ML) é uma área da IA na qual modelos são desenvolvidos a partir de dados, procurando identificar relações entre variáveis e utilizá-las para realizar previsões ou classificações.

Na Engenharia de Revestimentos, esse conceito pode ser compreendido de maneira prática. Um conjunto de formulações já produzidas e avaliadas pode conter informações sobre resinas, pigmentos, cargas, aditivos, proporções entre componentes, parâmetros de processo, condições de aplicação e cura. Os resultados experimentais podem incluir viscosidade, cobertura, brilho, dureza, aderência, flexibilidade, resistência química, resistência à abrasão ou desempenho anticorrosivo.

De maneira simplificada, pode-se representar esse processo como: Formulação + Processo + Aplicação + Cura → Modelo → Propriedades previstas.

O modelo procura identificar relações existentes nos dados e utilizá-las para estimar o comportamento de novas combinações. Isso pode auxiliar o engenheiro a selecionar alternativas que mereçam ser avaliadas experimentalmente, reduzindo o número de caminhos pouco promissores.

Entretanto, o modelo não compreende necessariamente os fenômenos físico-químicos da mesma forma que o engenheiro. Uma relação encontrada nos dados pode ser estatisticamente relevante sem representar, por si só, uma relação de causa e efeito. Por isso, os resultados precisam ser analisados com base no conhecimento técnico e confirmados experimentalmente.

### 3.2 Inteligência Artificial Explicável – XAI

Alguns modelos de ML podem apresentar boa capacidade de previsão, mas nem sempre é simples compreender quais variáveis tiveram maior influência no resultado previsto. Nesse contexto, surgem os métodos de Inteligência Artificial Explicável (Explainable Artificial Intelligence – XAI), que procuram tornar mais compreensível a maneira como determinadas variáveis contribuem para as previsões de um modelo.

Considere, por exemplo, um modelo desenvolvido para prever o brilho de um revestimento a partir de diferentes variáveis da formulação e do processo. Além de fornecer a previsão do brilho, uma análise de XAI pode ajudar a identificar quais variáveis tiveram maior influência naquela previsão.

Essa informação pode ser útil ao formulador, mas exige interpretação técnica. Se o modelo indicar determinada matéria-prima ou parâmetro de processo como relevante, cabe ao engenheiro avaliar se

essa relação é coerente com os mecanismos físico-químicos envolvidos e, posteriormente, verificá-la experimentalmente.

Portanto, a explicabilidade não deve ser confundida com demonstração de causalidade. Ela auxilia a compreender o comportamento do modelo, enquanto a interpretação dos fenômenos e a comprovação experimental continuam sendo responsabilidade do profissional.

### 3.3 IA generativa e modelos de linguagem

A IA generativa constitui outra aplicação que vem sendo incorporada às atividades técnicas e científicas. Entre essas ferramentas estão os modelos de linguagem, capazes de processar e gerar textos e auxiliar na organização de grandes volumes de informação.

Na Engenharia de Revestimentos, essas ferramentas podem apoiar atividades como pesquisa bibliográfica, organização e comparação de informações técnicas, análise preliminar de documentos, estruturação de hipóteses, preparação de planos experimentais e elaboração de documentação técnica.

Por exemplo, diante de um problema de perda de aderência, sedimentação, alteração de viscosidade ou baixa resistência química, um modelo de linguagem pode auxiliar na organização inicial das possíveis causas e das informações que precisam ser verificadas. Entretanto, a resposta fornecida não deve ser considerada um diagnóstico técnico definitivo.

Modelos de linguagem podem produzir respostas aparentemente coerentes e tecnicamente bem escritas, mas que contenham informações incorretas, referências inadequadas ou conclusões sem sustentação suficiente [4,5]. Por essa razão, informações críticas devem ser verificadas em fontes primárias, literatura científica, normas técnicas, fichas e boletins técnicos dos fabricantes e, quando aplicável, confirmadas experimentalmente.

Assim, a principal contribuição dessas ferramentas está em apoiar a busca, organização e análise inicial da informação. A decisão técnica permanece com o profissional responsável pelo desenvolvimento.

## 4. Onde a IA pode apoiar a prática de desenvolvimento

A aplicação de Inteligência Artificial no desenvolvimento de revestimentos torna-se mais útil quando está associada a problemas técnicos claramente definidos. Na prática, isso significa utilizar dados e ferramentas computacionais para auxiliar atividades que já fazem parte da rotina do engenheiro: selecionar matérias-primas, formular, planejar experimentos, estabelecer condições de processo, interpretar resultados e investigar falhas.

O objetivo não é transferir para a IA a responsabilidade pelo desenvolvimento, mas utilizar essas ferramentas para organizar informações, identificar relações entre variáveis e auxiliar na escolha dos caminhos experimentais mais adequados.

### 4.1 Seleção e substituição de matérias-primas

A seleção e a substituição de matérias-primas estão entre as atividades mais frequentes no desenvolvimento de revestimentos. Uma resina, pigmento, carga, aditivo, solvente ou agente de cura pode precisar ser substituído por razões de desempenho, disponibilidade, custo, segurança, legislação ou continuidade de fornecimento.

Entretanto, a substituição raramente deve ser tratada como uma simples equivalência entre dois produtos comerciais. Duas matérias-primas classificadas na mesma família química podem apresentar diferenças de composição, teor de sólidos, viscosidade, densidade, funcionalidade,

tamanho de partícula, superfície específica, compatibilidade ou outras características capazes de alterar o comportamento da formulação.

Ferramentas baseadas em dados podem auxiliar na organização e comparação dessas informações e, quando existe um histórico suficientemente consistente, ajudar a identificar alternativas com maior probabilidade de atender aos requisitos estabelecidos.

A seleção final, entretanto, exige análise técnica. A substituição precisa ser avaliada dentro da formulação e confirmada por ensaios compatíveis com o desempenho esperado do produto.

### 4.2 Otimização de formulações e planejamento experimental

O desenvolvimento de uma formulação envolve frequentemente várias matérias-primas e diferentes propriedades de interesse. Avaliar todas as combinações possíveis por tentativa e erro pode exigir grande número de experimentos, consumo de matérias-primas e tempo de laboratório.

O planejamento experimental e os métodos estatísticos já permitem estudar de forma organizada o efeito das principais variáveis. O ML pode complementar essa abordagem quando existem dados em quantidade e qualidade adequadas, procurando relações entre composição, condições de processo e resultados experimentais.

Uma aplicação possível consiste em utilizar resultados de formulações anteriores para construir modelos capazes de estimar determinadas propriedades e indicar combinações que mereçam prioridade nos experimentos seguintes.

O processo pode ser representado de forma simplificada: Formulações e resultados anteriores → Modelo → Novas alternativas → Experimentos → Validação.

O benefício esperado não é eliminar a experimentação, mas planejar melhor os experimentos, concentrando os recursos do laboratório nas alternativas tecnicamente mais promissoras.

### 4.3 Mistura, incorporação e dispersão

O processo de fabricação exerce influência direta sobre a qualidade e o desempenho de uma tinta. Em operações de mistura, incorporação e dispersão, por exemplo, não é suficiente considerar apenas a rotação do equipamento.

Variáveis como geometria e diâmetro do disco dispersor, velocidade periférica, relação entre disco e tacho, posicionamento do dispersor, volume de produto, viscosidade do meio, sequência e velocidade de adição das matérias-primas, temperatura e tempo de processo podem alterar significativamente o resultado obtido.

Em sistemas pigmentados, essas condições influenciam a umectação, incorporação e dispersão dos pigmentos e cargas e, consequentemente, propriedades como viscosidade, estabilidade, desenvolvimento de cor, cobertura, brilho e aparência do filme.

Quando essas variáveis são registradas juntamente com os resultados de controle de processo e qualidade, ferramentas estatísticas e modelos de ML podem auxiliar na identificação de padrões e na avaliação de quais condições estão associadas aos melhores resultados.

Novamente, a interpretação precisa considerar os fenômenos envolvidos. Uma relação encontrada nos dados deve ser confrontada com conhecimentos de reologia, dispersão, transferência de energia e características do equipamento antes de ser transformada em uma alteração do processo industrial.

### 4.4 Tratamento e preparação de superfícies metálicas e não metálicas

O desempenho de um revestimento não depende somente da formulação. A condição do substrato e sua preparação podem determinar o sucesso ou a falha do sistema de pintura.

Em superfícies metálicas, ferrosas e não ferrosas, fatores como presença de óleos e contaminantes, produtos de corrosão, sais solúveis, perfil de rugosidade, método de limpeza e intervalo entre preparação e pintura podem influenciar a aderência e o desempenho do revestimento.

Em superfícies não metálicas, como concreto e outros materiais cimentícios, madeira e substratos plásticos, a preparação deve considerar as características específicas de cada material, como porosidade, umidade, alcalinidade, contaminação, coesão ou energia superficial, além da compatibilidade com o sistema de revestimento.

A organização de históricos contendo informações sobre substrato, preparação da superfície, sistema aplicado, condições de aplicação e resultados de desempenho pode permitir a identificação de padrões e auxiliar na investigação de falhas.

Nesse caso, a IA não substitui os critérios técnicos de preparação de superfície nem os métodos de inspeção e ensaio. Sua contribuição está principalmente na análise conjunta das informações e na identificação de relações que possam orientar a investigação técnica.

### 4.5 Diagnóstico e solução de problemas técnicos

O diagnóstico de falhas em tintas e revestimentos é frequentemente um problema multicausal. Defeitos semelhantes podem apresentar origens diferentes, enquanto uma mesma causa pode produzir manifestações distintas dependendo da formulação, do substrato, do processo de aplicação e das condições de exposição.

Problemas como perda de aderência, formação de bolhas, crateras, sedimentação, floculação, alteração de viscosidade, baixa cobertura, perda de brilho, deficiência de cura ou resistência química insuficiente exigem uma investigação organizada das possíveis causas.

Ferramentas de IA podem auxiliar na organização de históricos de ocorrência, condições de fabricação e aplicação, resultados de ensaios e ações corretivas anteriores. A partir dessas informações, podem ser identificados padrões e priorizadas hipóteses para investigação.

Entretanto, a identificação de uma associação não determina automaticamente a causa da falha. O diagnóstico precisa considerar a formulação, o processo, o substrato, a preparação da superfície, a aplicação, a cura e as condições de serviço, utilizando ensaios e evidências técnicas para confirmar ou rejeitar as hipóteses levantadas.

A IA pode ajudar a indicar onde investigar. O engenheiro precisa determinar por que o problema ocorreu.

## 5. Exemplos próximos da realidade da Engenharia de Revestimentos

Para compreender de forma mais concreta como ferramentas orientadas por dados e Inteligência Artificial podem ser incorporadas ao desenvolvimento de revestimentos, é útil considerar situações encontradas na prática industrial. Os exemplos apresentados a seguir não constituem estudos experimentais deste trabalho, mas representam problemas de engenharia nos quais diversas variáveis precisam ser analisadas simultaneamente.

Em situações desse tipo, a IA pode auxiliar na organização e análise das informações, comparação de alternativas e definição de hipóteses e experimentos. A decisão técnica e a validação, entretanto, permanecem sob responsabilidade do profissional envolvido no desenvolvimento.

### 5.1 Sistema epóxi de elevada resistência química

Considere o desenvolvimento de um revestimento epóxi bicomponente destinado à proteção de uma superfície sujeita ao contato com produtos químicos. A escolha do sistema não depende apenas da seleção de uma resina e de um agente de cura. É necessário considerar a natureza e a concentração

dos produtos químicos, temperatura, frequência e tempo de contato, condições do substrato, preparação da superfície, espessura do sistema e condições de cura.

Na formulação, parâmetros como equivalente epóxi (EEW), equivalente de hidrogênio ativo (AHEW), relação estequiométrica entre os componentes, funcionalidade, viscosidade, teor de sólidos, pigmentação, cargas, aditivos e solventes, quando presentes, precisam ser avaliados em conjunto. Além disso, características como pot life, tempo de cura, aderência, dureza e resistência química devem ser verificadas experimentalmente.

Havendo um histórico de formulações e resultados de ensaios, modelos de ML podem auxiliar na identificação de relações entre composição, condições de cura e propriedades obtidas. Essas informações podem ser utilizadas para selecionar combinações que mereçam prioridade em novos experimentos.

Entretanto, uma formulação indicada por um modelo não pode ser considerada adequada apenas com base na previsão. O sistema precisa ser preparado, aplicado, curado e submetido aos ensaios correspondentes às condições de serviço previstas.

### 5.2 Revestimentos anticorrosivos

Em sistemas anticorrosivos, o desempenho resulta da interação entre diferentes fatores. Formulação, preparação da superfície, aderência, pigmentação, permeabilidade do filme, espessura aplicada, presença de defeitos, condições de cura e ambiente de exposição participam conjuntamente do comportamento do revestimento.

O próprio ambiente precisa ser caracterizado adequadamente, considerando fatores como umidade, temperatura, presença de água, eletrólitos, agentes químicos e condições de exposição.

Bases de dados contendo composição dos revestimentos, características do substrato, preparação superficial, condições de aplicação, espessura de filme, resultados de ensaios acelerados e dados de desempenho podem ser utilizadas para procurar relações entre essas variáveis.

Ferramentas de ML podem auxiliar na análise dessas informações e na identificação de combinações associadas a determinados níveis de desempenho. Entretanto, a interpretação desses resultados precisa considerar os mecanismos de corrosão e proteção envolvidos.

Uma associação encontrada nos dados não substitui a compreensão de fenômenos como proteção por barreira, ação de pigmentos anticorrosivos, aderência ao substrato, permeação de água e espécies iônicas ou processos eletroquímicos que possam ocorrer na interface metal/revestimento.

### 5.3 Revestimentos arquitetônicos base água

Os revestimentos arquitetônicos base água constituem um exemplo particularmente interessante para a aplicação de ferramentas orientadas por dados, devido ao grande número de matérias-primas e propriedades que precisam ser consideradas durante o desenvolvimento.

Uma tinta arquitetônica pode conter emulsão polimérica, pigmentos, cargas minerais, dispersantes, tensoativos, antiespumantes, espessantes e outros aditivos. Alterações na natureza ou na quantidade de um desses componentes podem modificar não apenas uma propriedade, mas o equilíbrio global da formulação.

Durante o desenvolvimento, parâmetros como concentração volumétrica de pigmentos (PVC), teor de sólidos, viscosidade e comportamento reológico precisam ser relacionados a propriedades como estabilidade, cobertura, nivelamento, respingamento, aparência, brilho, resistência à lavagem, aderência e desempenho do filme.

O próprio processo de fabricação também participa desse resultado. Sequência de adição, condições de incorporação e dispersão, temperatura e tempo de processo podem influenciar o comportamento da tinta e precisam ser considerados juntamente com a composição.

Empresas que desenvolvem e produzem esses revestimentos podem acumular, ao longo dos anos, um grande número de formulações, ajustes de produção, resultados de controle de qualidade e ensaios de desempenho. Quando essas informações estão adequadamente registradas e estruturadas, modelos de ML podem auxiliar na identificação de relações entre matérias-primas, formulação, processo e propriedades finais.

Essas ferramentas também podem apoiar situações frequentes, como substituição de matérias-primas, ajustes de viscosidade, otimização de custos e busca de equilíbrio entre propriedades. As alternativas indicadas pelos modelos, entretanto, precisam ser analisadas pelo formulador e confirmadas por meio de preparação, aplicação e ensaios do revestimento.

Os três exemplos mostram que a aplicação de IA à Engenharia de Revestimentos não deve ser separada do conhecimento dos fenômenos envolvidos. Quanto maior o número de variáveis e de resultados experimentais disponíveis, maior pode ser a utilidade de ferramentas capazes de identificar relações e auxiliar na escolha dos próximos experimentos. Entretanto, a interpretação e a validação permanecem indispensáveis.

## 6. Um caso publicado diretamente relacionado à formulação de revestimentos

| Elemento | Aplicação no estudo de Zhang et al. (2025) |
|---|---|
| Sistema | Revestimento poliuretânico bicomponente (2K-PUR) |
| Estratégia | Laboratório de alto rendimento + ML + desenho experimental sequencial |
| Respostas | Brilho, poder de cobertura, resistência ao risco e flexibilidade |
| Modelagem | Predição de propriedades e avaliação de diferentes objetivos |
| Interpretação | XAI para investigar a influência das variáveis nas previsões |
| Mensagem para P&D | IA orienta a experimentação; medição e validação continuam centrais |

Um exemplo diretamente relacionado ao desenvolvimento de revestimentos foi publicado por Zhang et al. [6], que integraram experimentação automatizada de alto rendimento com técnicas de Aprendizado de Máquina no estudo de formulações de um revestimento poliuretânico bicomponente (2K-PUR).

No trabalho, diferentes variáveis de formulação foram relacionadas a propriedades do revestimento, incluindo brilho, poder de cobertura, resistência ao risco e flexibilidade. O sistema experimental permitiu produzir, aplicar e caracterizar formulações de maneira automatizada, enquanto modelos de ML foram utilizados para orientar sequencialmente a escolha de novos experimentos e prever propriedades do filme.

Um aspecto particularmente interessante foi a utilização de Inteligência Artificial Explicável (XAI). Além de realizar previsões, os autores procuraram identificar quais variáveis da formulação apresentavam maior influência nas respostas previstas pelo modelo.

Esse tipo de abordagem mostra uma diferença importante entre simplesmente prever uma propriedade e procurar compreender o comportamento do modelo. A previsão procura responder o que poderá ocorrer para determinada combinação de variáveis. A explicabilidade procura mostrar

quais variáveis tiveram maior influência naquela previsão. A interpretação físico-química dessas relações, entretanto, continua exigindo conhecimento do sistema estudado e comprovação experimental.

Para a Engenharia de Revestimentos, o aspecto mais relevante desse trabalho não está apenas na automação utilizada, mas na lógica do desenvolvimento: formular, caracterizar, utilizar os resultados para construir e atualizar modelos, selecionar novos experimentos e retornar ao laboratório para nova avaliação.

Dessa forma, mesmo que a infraestrutura empregada pelos autores seja mais sofisticada do que aquela disponível na maioria dos laboratórios industriais, o princípio pode ser aplicado em diferentes níveis de complexidade. Um laboratório não precisa ser totalmente automatizado para começar a organizar seus dados, relacionar formulação, processo e propriedades e utilizar essas informações de maneira mais eficiente no planejamento de novos desenvolvimentos.

A tecnologia empregada pode ser sofisticada, mas a lógica do desenvolvimento continua reconhecível para quem trabalha em P&D de revestimentos: formular, testar, interpretar e decidir o próximo experimento.

*Quadro 1 – Exemplo publicado de integração entre experimentação de alto rendimento, ML e formulação de revestimentos. Fonte: elaborado pelo autor a partir de Zhang et al. [6].*

## 7. IA generativa no cotidiano do engenheiro de revestimentos

Além das aplicações de ML baseadas em dados experimentais e históricos, a IA generativa pode ser utilizada como ferramenta de apoio em diferentes atividades do engenheiro de revestimentos. Sua aplicação é particularmente útil em tarefas que envolvem pesquisa, organização, comparação e síntese de informações técnicas.

No desenvolvimento de produtos, essas ferramentas podem auxiliar na pesquisa bibliográfica, consulta e organização de informações sobre matérias-primas, comparação preliminar de características técnicas, estruturação de hipóteses, planejamento de experimentos, realização e conferência de cálculos e preparação de documentação técnica.

Em uma situação de desenvolvimento, por exemplo, o engenheiro pode utilizar a IA generativa para organizar informações disponíveis sobre diferentes alternativas de resinas, pigmentos, cargas ou aditivos e identificar quais propriedades precisam ser verificadas antes da seleção de uma matéria-prima. Da mesma forma, diante de um problema técnico, a ferramenta pode auxiliar na organização das possíveis causas e na definição das informações e ensaios necessários para a investigação.

Outra aplicação importante está na análise de documentos técnicos. Fichas técnicas, normas, artigos científicos, relatórios de laboratório e resultados experimentais podem conter grande quantidade de informação. Ferramentas de IA podem auxiliar na localização, organização, comparação e síntese dessas informações, permitindo ao profissional concentrar sua atenção nos aspectos mais relevantes para o problema estudado. Aplicações semelhantes de modelos de linguagem para extração e organização de conhecimento vêm sendo estudadas na Ciência dos Materiais [4,5].

Entretanto, a facilidade de obtenção de uma resposta não deve ser confundida com a confiabilidade técnica dessa resposta. Modelos de linguagem podem apresentar informações incorretas, incompletas ou aparentemente plausíveis sem sustentação suficiente. Esse problema é particularmente importante em áreas científicas e técnicas, nas quais pequenos erros de composição, unidades, condições experimentais ou interpretação podem levar a conclusões inadequadas.

Por essa razão, informações utilizadas em decisões técnicas devem ser verificadas nas fontes correspondentes. Literatura científica, normas técnicas, fichas de dados técnicos e de segurança dos

fabricantes, especificações aplicáveis e resultados experimentais continuam sendo referências fundamentais.

A IA generativa pode, portanto, auxiliar o raciocínio e acelerar a organização das informações, mas não deve substituir a verificação das fontes, a análise crítica do profissional e a validação experimental.

A qualidade da resposta da IA depende, em grande medida, da qualidade da informação que colocamos à sua disposição.

## 8. Integração entre experiência, IA e laboratório

PROBLEMA TÉCNICO
↓
Conhecimento + experiência do engenheiro
↓
Dados + IA
↓
Hipóteses
↓
Experimentos + caracterização
↓
Interpretação + validação
↓
Decisão
↓
Novos dados ↺

A utilização de Inteligência Artificial na Engenharia de Revestimentos apresenta maior valor quando integrada ao conhecimento técnico, à experiência profissional e à experimentação. Esses elementos não devem ser tratados como alternativas entre si, mas como partes complementares do processo de desenvolvimento.

Na prática, o trabalho normalmente se inicia com um problema ou objetivo técnico: desenvolver um novo produto, melhorar determinada propriedade, substituir uma matéria-prima, reduzir custos, adequar um processo, investigar uma falha ou atender a uma nova condição de aplicação ou desempenho.

A experiência do engenheiro é fundamental para definir o problema, selecionar as variáveis mais relevantes e estabelecer critérios para avaliar os resultados. Dados históricos e ferramentas de IA podem então auxiliar na organização das informações disponíveis, identificação de relações entre variáveis, comparação de alternativas e elaboração de hipóteses.

A partir dessas informações, são definidos os experimentos considerados mais adequados. As formulações são preparadas, processadas, aplicadas e caracterizadas de acordo com os critérios estabelecidos para o desenvolvimento. Os resultados obtidos são analisados pelo engenheiro e comparados com os requisitos definidos inicialmente.

Esse processo pode ser representado de forma simplificada pelo seguinte ciclo: Problema técnico → Conhecimento e experiência do engenheiro → Dados e IA → Hipóteses → Experimentos → Caracterização → Interpretação → Validação → Decisão → Novos dados.

Os resultados dos experimentos também podem retornar à base de dados, aumentando progressivamente o histórico disponível para análises futuras. Dessa forma, cada desenvolvimento

adequadamente registrado pode contribuir não apenas para a solução do problema imediato, mas também para a construção do conhecimento técnico da empresa.

Essa abordagem não exige, necessariamente, laboratórios altamente automatizados ou grandes estruturas de dados. Em muitas empresas, o primeiro passo pode ser mais simples: organizar formulações, condições de processo, resultados de controle de qualidade, ensaios de desempenho e ocorrências de produção ou aplicação de maneira consistente e recuperável.

A partir de uma base de informações confiável, ferramentas estatísticas e de IA podem ser incorporadas progressivamente, de acordo com a quantidade e a qualidade dos dados disponíveis e com a complexidade dos problemas a serem estudados.

Portanto, a evolução para um desenvolvimento mais orientado por dados não começa necessariamente com a aquisição de ferramentas sofisticadas. Começa pela qualidade dos registros, pela definição adequada do problema e pela capacidade técnica de interpretar os resultados.

*Figura conceitual 1 – Ciclo proposto para integração entre experiência, IA e validação experimental no desenvolvimento de revestimentos. Fonte: autor.*

## 9. Limitações, riscos e responsabilidade técnica

A utilização de Inteligência Artificial na Engenharia de Revestimentos apresenta oportunidades importantes, mas também limitações que precisam ser consideradas. A qualidade dos resultados obtidos por modelos orientados por dados depende diretamente da qualidade, quantidade, representatividade e consistência das informações utilizadas.

Em desenvolvimento de revestimentos, esse aspecto é particularmente importante porque resultados aparentemente comparáveis podem ter sido obtidos em condições diferentes. Alterações no lote ou fornecedor de uma matéria-prima, sequência de adição, equipamento, velocidade e tempo de mistura ou dispersão, temperatura, método de aplicação, espessura do filme, substrato, preparação da superfície, condições de secagem ou cura e método de ensaio podem influenciar significativamente o resultado.

Se essas condições não forem registradas adequadamente, o modelo poderá estabelecer relações a partir de dados que, embora pareçam semelhantes, foram produzidos em situações diferentes. Portanto, antes da aplicação de ferramentas de IA, é fundamental avaliar a qualidade e a representatividade da base de dados disponível.

Outro aspecto importante é a distinção entre correlação e causalidade. Um modelo pode identificar que determinada variável está associada a uma alteração de desempenho sem que essa variável seja necessariamente a causa físico-química do fenômeno observado. A interpretação dessas relações exige conhecimento do sistema e, quando necessário, experimentos planejados especificamente para investigar a hipótese.

Cuidados semelhantes são necessários na utilização de IA generativa. Modelos de linguagem podem produzir respostas tecnicamente bem estruturadas e aparentemente convincentes, mas contendo informações incorretas, incompletas ou sem sustentação suficiente [4,5]. Por essa razão, uma resposta fornecida pela IA não deve ser considerada evidência técnica por si só.

Informações utilizadas em decisões de engenharia devem ser verificadas em fontes adequadas, como literatura científica, normas técnicas, documentação dos fabricantes, especificações aplicáveis e resultados experimentais. Quanto maior a consequência de uma decisão técnica, maior deve ser o rigor dessa verificação.

A confidencialidade representa outra questão relevante. Formulações, matérias-primas utilizadas, proporções, parâmetros de processo, resultados de ensaios, custos, problemas de produção e

informações de clientes podem constituir conhecimento técnico confidencial ou propriedade intelectual da empresa. A utilização de sistemas externos de IA deve, portanto, respeitar as políticas de segurança da informação e confidencialidade aplicáveis a cada organização.

Finalmente, nenhuma previsão substitui a validação experimental. Uma formulação sugerida ou priorizada por um modelo precisa ser preparada, processada, aplicada e avaliada segundo critérios compatíveis com a aplicação pretendida. Quando necessário, a validação deve prosseguir em escala piloto, industrial e em condições representativas de serviço.

Uma formulação prevista não é uma formulação validada.

## 10. Perspectivas para o P&D de revestimentos

A incorporação de Inteligência Artificial à Engenharia de Revestimentos tende a ocorrer de forma progressiva. Para muitas empresas, o avanço mais importante no curto prazo não será a implantação de sistemas altamente automatizados, mas a melhoria da organização e da qualidade das informações já geradas no desenvolvimento, na produção, no controle de qualidade, na aplicação e na avaliação de desempenho dos produtos.

Formulações, resultados de ensaios, parâmetros de processo, ajustes realizados durante a produção, ocorrências de aplicação e informações de desempenho constituem um patrimônio técnico que pode adquirir maior valor quando registrado de forma estruturada e recuperável.

A partir dessa base, diferentes níveis de utilização de dados podem ser incorporados. Inicialmente, análises estatísticas e comparações sistemáticas podem auxiliar na identificação de tendências. Com o aumento da quantidade e da qualidade dos dados, modelos de ML podem ser utilizados para relacionar formulação, processo e propriedades, enquanto métodos de XAI podem auxiliar na interpretação das previsões desses modelos.

Em etapas posteriores, essas ferramentas podem ser integradas ao planejamento experimental e à seleção dos experimentos seguintes. Quando houver justificativa técnica e econômica, níveis maiores de automação podem ser incorporados à preparação, aplicação, caracterização e análise das formulações.

Trabalhos como o de Zhang et al. [6] demonstram que a integração entre experimentação automatizada, ML e métodos de explicabilidade já é tecnicamente possível no desenvolvimento de revestimentos. Entretanto, isso não significa que todas as empresas precisem seguir imediatamente para esse nível de automação. O grau de utilização dessas tecnologias deve ser compatível com os problemas a serem resolvidos, a infraestrutura disponível e a qualidade das informações existentes.

Nesse cenário, a experiência do engenheiro continua tendo papel fundamental. Quanto maior a capacidade de organizar e analisar dados, maior também será a necessidade de formular as perguntas corretas, reconhecer relações fisicamente plausíveis, definir experimentos relevantes e interpretar criticamente os resultados.

A perspectiva, portanto, não é substituir a experiência acumulada ao longo dos anos, mas associá-la a novas ferramentas capazes de ampliar a utilização do conhecimento técnico disponível e tornar o processo de desenvolvimento mais eficiente e fundamentado em dados.

A experiência ensina ao engenheiro quais perguntas fazer. A Inteligência Artificial pode ajudá-lo a explorar mais rapidamente algumas das respostas.

## 11. Conclusões

A Inteligência Artificial amplia as possibilidades de utilização dos dados e do conhecimento acumulado no desenvolvimento de tintas e revestimentos. Ferramentas de Aprendizado de Máquina podem

auxiliar na identificação de relações entre formulação, processo e propriedades, na previsão de determinadas respostas e na seleção de alternativas para investigação experimental. Métodos de Inteligência Artificial Explicável podem contribuir para a interpretação dessas previsões, enquanto a IA generativa pode apoiar atividades de pesquisa, organização de informações, estruturação de hipóteses e documentação técnica.

Entretanto, a utilização dessas ferramentas precisa estar inserida no contexto da Engenharia de Revestimentos. O desempenho de uma tinta ou revestimento resulta da interação entre matérias-primas, formulação, processo de fabricação, preparação da superfície, aplicação, formação e cura do filme e condições de serviço. A análise isolada de uma dessas etapas pode ser insuficiente para compreender o comportamento final do sistema.

A qualidade dos resultados obtidos com IA também depende da qualidade e da representatividade dos dados utilizados. Registros incompletos, condições experimentais diferentes ou variáveis importantes não consideradas podem produzir relações inadequadas ou previsões pouco confiáveis. Da mesma forma, correlações encontradas nos dados não devem ser interpretadas automaticamente como relações de causa e efeito.

Nesse cenário, a experiência profissional adquire ainda maior importância. O engenheiro precisa definir adequadamente o problema, selecionar as variáveis relevantes, avaliar a coerência físico-química dos resultados, planejar os experimentos e decidir quais alternativas devem avançar no processo de desenvolvimento.

A aplicação de IA à Engenharia de Revestimentos deve, portanto, ser entendida como uma evolução das ferramentas disponíveis ao profissional, e não como substituição do conhecimento técnico ou da experimentação. Sua contribuição está em permitir que informações já existentes sejam utilizadas de maneira mais organizada, que relações entre múltiplas variáveis sejam exploradas e que os experimentos possam ser planejados com maior quantidade de informação.

Independentemente do nível de sofisticação das ferramentas utilizadas, laboratório, escala piloto, produção, aplicação e avaliação em condições representativas de serviço continuam sendo etapas fundamentais para demonstrar o desempenho de um revestimento.

A experiência ensina ao engenheiro quais perguntas fazer. A Inteligência Artificial pode ajudá-lo a explorar mais rapidamente algumas das respostas. O laboratório continua sendo o lugar onde essas respostas precisam ser testadas e validadas.

## Referências

[1] LE, T. C.; NGUYEN, D.-N.; KAMINSKI, D.; KOLVER, T.; SUBRAMANIAN, P.; BATEMAN, S. Harnessing Machine Learning for the Design of Surface Coatings: Challenges and Opportunities. ACS Applied Materials & Interfaces, v. 17, n. 28, p. 39795–39808, 2025. DOI: 10.1021/acsami.5c03726.

[2] SCHWARTZ, D.; POERIO, D. V.; GRADY, M. C.; CALABRIA, A.; SHOKOUFANDEH, A.; SOROUSH, M. Artificial intelligence for paints/coatings manufacturing. In: Artificial Intelligence in Manufacturing: Applications and Case Studies. Academic Press, 2024, p. 1–28. DOI: 10.1016/B978-0-323-99135-3.00009-9.

[3] NING, Z.; ZHAO, X.; FAN, L.; PENG, Z.; MA, F.; JIN, Z.; DENG, J.; DUAN, J.; HOU, B. Application of artificial neural networks throughout the entire life cycle of coatings: A comprehensive review. Progress in Organic Coatings, v. 189, 108279, 2024. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2024.108279.

[4] JIANG, X.; WANG, W.; TIAN, S.; WANG, H.; LOOKMAN, T.; SU, Y. Applications of natural language processing and large language models in materials discovery. npj Computational Materials, v. 11, art. 79, 2025. DOI: 10.1038/s41524-025-01554-0.

[5] MIRET, S.; KRISHNAN, N. M. A. Enabling large language models for real-world materials discovery. Nature Machine Intelligence, v. 7, p. 991–998, 2025. DOI: 10.1038/s42256-025-01058-y.

[6] ZHANG, G.; BORGERT, T.; STOFFELEN, C.; SCHMITZ, C. High-throughput and explainable machine learning for lacquer formulations: Enhancing coating development by interpretable models. Progress in Organic Coatings, v. 205, 109265, 2025. DOI: 10.1016/j.porgcoat.2025.109265.

## Nota sobre o autor

Giovanni Tessaro é Engenheiro Químico, Químico, Professor e Consultor Especialista em Tintas e Revestimentos. Atua há 37 anos no desenvolvimento, formulação, aplicação e avaliação de tintas, vernizes e revestimentos, sendo 19 anos dedicados à consultoria empresarial. Possui sólida experiência em Pesquisa, Desenvolvimento e Inovação (P,D&I), engenharia de produtos, tratamento e preparação de superfícies metálicas e não metálicas, processos industriais, controle de qualidade, diagnóstico e solução de problemas técnicos, além da otimização de formulações para diversos segmentos industriais. Colabora em atividades acadêmicas, ministra cursos e palestras técnicas e possui trabalhos apresentados em congressos nacionais nas áreas de Engenharia Química, Materiais e Tecnologia de Revestimentos.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# METODOLOGIA PARA O DESENVOLVIMENTO DE SENSORES INFERENCIAIS (SOFT SENSORS) PARA MONITORAMENTO E SUPORTE AO CONTROLE DE PROCESSOS INDUSTRIAIS

João Carlos Segatto Leite [1]
Diego Tolotti de Almeida [1]
Lucas Alexandre Mello Werner [1]
Luiz Fernando de Lima Luz Junior [2]
Marcelo Kaminski Lenzi [2]
(1) Bruning Tecnometal; (2) Universidade Federal do Paraná

**RESUMO**

A transformação digital da indústria tem ampliado o uso de sensores inferenciais (*soft sensors*) para estimar variáveis cuja medição direta é lenta, descontínua ou onerosa. Entretanto, a confiabilidade dessas soluções depende de decisões anteriores à escolha do algoritmo, incluindo definição do uso pretendido, qualidade da referência, representatividade dos dados, qualificação do sistema de medição e validação. Este trabalho propõe e demonstra uma metodologia estruturada para o desenvolvimento de *soft sensors* industriais, organizada em nove etapas e quatro gates de decisão: viabilidade de medição, suficiência informacional, generalização preditiva e prontidão industrial. A proposta integra qualificação metrológica, planejamento de experimentos, diagnóstico estatístico, modelagem com complexidade crescente, validação sem vazamento de informação e gestão do ciclo de vida. A aplicação em um banho alcalino de desengraxe utilizou 17 ensaios de um delineamento composto central e validação cruzada aninhada. A regressão linear múltipla apresentou RMSECV de 1,439 ponto percentual e $Q^2$ de 0,041; modelos de maior complexidade não apresentaram ganho consistente de generalização. Pelo fluxo proposto, o Gate G3 não foi atendido e a decisão foi retornar às etapas de instrumentação e geração de dados, em vez de liberar um modelo de desempenho apenas aparente. A principal contribuição é um procedimento reprodutível que explicita evidências, critérios de avanço e pontos de retorno do desenvolvimento.

Key words - sensor inferencial, soft sensor, metodologia, planejamento experimental, validação preditiva, controle de processos.

METODOLOGY FOR THE DEVELOPMENT OF INFERENTIAL SENSORS (SOFT SENSORS) FOR INDUSTRIAL PROCESS MONITORING AND CONTROL SUPPORT

**ABSTRACT**

Industrial digital transformation has expanded the use of inferential sensors (*soft sensors*) to estimate variables whose direct measurement is slow, discontinuous, or costly. However, reliable deployment depends on decisions made before algorithm selection, including

intended use, reference quality, data representativeness, measurement-system qualification, and validation. This paper proposes and demonstrates a structured methodology for industrial soft-sensor development, organized into nine stages and four decision gates: measurement feasibility, informational sufficiency, predictive generalization, and industrial readiness. The framework integrates metrological qualification, design of experiments, statistical diagnosis, progressively complex modeling, leakage-free validation, and life-cycle management. The case study involved an alkaline degreasing bath, 17 runs from a central composite design, and nested cross-validation. Multiple linear regression achieved an RMSECV of 1.439 percentage points and $Q^2$ of 0.041, while more flexible models did not provide consistent gains in generalization. According to the proposed workflow, Gate G3 was not met; the appropriate decision was to return to measurement and data-generation stages rather than deploy a model with only apparent performance. The main contribution is a reproducible procedure that makes the required evidence, progression criteria, and return points explicit.

Key words - inferential sensor, soft sensor, methodology, design of experiments, predictive validation, process control.

## 1. INTRODUÇÃO

Sensores inferenciais, ou soft sensors, combinam variáveis de processo disponíveis com modelos matemáticos ou computacionais para estimar uma propriedade que não é medida continuamente. A ampliação da instrumentação digital, dos historiadores de processo e da capacidade computacional tem favorecido sua aplicação em ambientes industriais, especialmente quando a variável de interesse depende de análises laboratoriais, ensaios de bancada ou medições de baixa frequência [1-4].

Apesar da evolução dos métodos de regressão, quimiometria e aprendizado de máquina, a etapa algorítmica representa apenas uma parte do desenvolvimento. A literatura destaca que representatividade dos dados, estabilidade dos sensores, mudanças de regime, qualidade da variável de referência e deriva do processo podem limitar fortemente a capacidade de generalização [1-4]. Desse modo, um modelo matematicamente flexível pode apresentar elevado ajuste aos dados disponíveis e, ainda assim, não constituir um sensor inferencial confiável para novas amostras.

Para pesquisadores e profissionais que iniciam esse tipo de projeto, as recomendações necessárias encontram-se distribuídas entre temas de instrumentação, planejamento experimental, tratamento de dados, modelagem, validação e manutenção. Isso favorece abordagens centradas na pergunta 'qual algoritmo apresenta o melhor desempenho?', quando a questão metodológica anterior é verificar se o problema foi corretamente formulado, se a variável de referência é confiável, se as entradas contêm informação suficiente sobre o alvo e se o domínio experimental representa a aplicação pretendida.

Diante desse contexto, este trabalho tem como objetivo propor e sistematizar uma metodologia para o desenvolvimento de sensores inferenciais aplicados a processos industriais. A contribuição principal é um fluxo prescritivo, porém iterativo, que organiza as decisões do projeto em nove etapas e quatro gates de avaliação. O estudo de caso de um banho alcalino de desengraxe é utilizado somente como demonstração de aplicação: sua função é mostrar como cada etapa foi executada, quais evidências foram obtidas e como um resultado preditivo insuficiente pode ser convertido em uma decisão metodológica útil. Assim, o foco do trabalho não é apresentar um modelo específico como solução final, mas disponibilizar um procedimento que possa ser adaptado por outros pesquisadores a diferentes variáveis e processos.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Construção, escopo e princípios da proposta

A metodologia proposta foi sistematizada a partir de dois componentes

complementares: (i) síntese de requisitos recorrentes descritos na literatura de *soft sensors* e modelagem orientada a dados [1-4]; e (ii) análise estruturada das decisões, limitações instrumentais e retornos de etapa observados durante um desenvolvimento experimental industrial. Os requisitos identificados foram agrupados em quatro classes: confiabilidade metrológica, representatividade e suficiência informacional, generalização preditiva e manutenção do desempenho após a implantação. Essas classes deram origem, respectivamente, aos Gates G1 a G4; as nove etapas operacionalizam as evidências necessárias para atravessar cada gate. Assim, a proposta não constitui revisão sistemática nem norma universal, mas uma estrutura de decisão construída para tornar rastreável um desenvolvimento que, na prática, costuma ser fragmentado entre instrumentação, geração de dados, modelagem e manutenção.

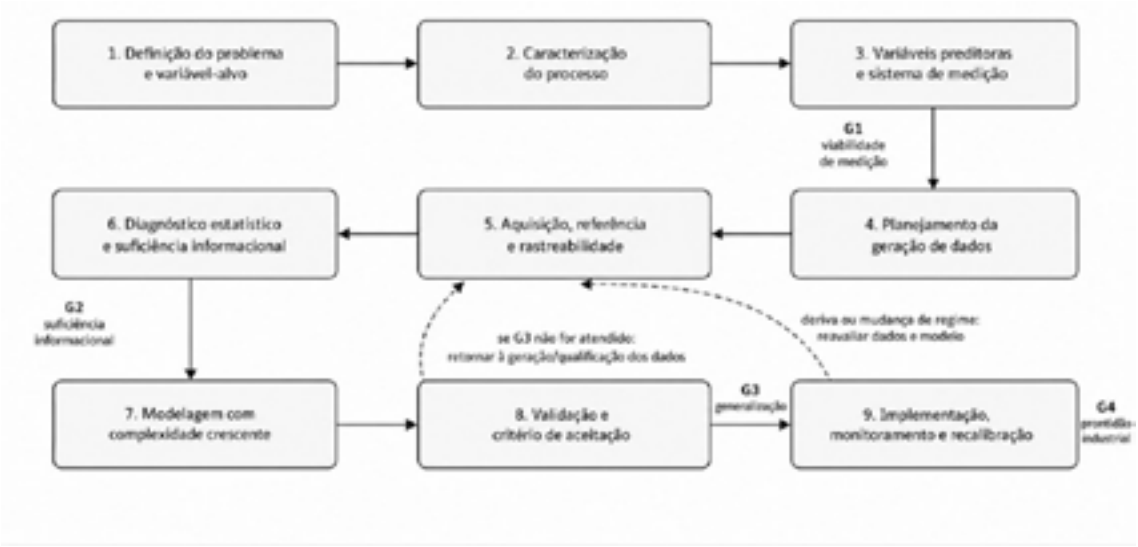
- definição prévia do uso pretendido;
- rastreabilidade da variável de referência;
- seleção de preditores com fundamento físico;
- qualificação do sistema de medição;
- representatividade do domínio de dados;
- comparação de modelos sob protocolo comum de validação;
- gestão do modelo ao longo do ciclo de vida.

Esses princípios estabelecem uma regra central da proposta: a modelagem só deve avançar quando o problema, o sistema de medição e o domínio de dados já produzirem evidência suficiente. O algoritmo não é tratado como mecanismo para compensar deficiências de instrumentação ou de geração de dados.

## 2.2. Fluxo metodológico proposto

O procedimento é composto por nove etapas sequenciais, porém iterativas. Cada etapa produz um entregável verificável e alimenta um critério de decisão. Quando a evidência produzida é insuficiente, o fluxo prevê retorno às etapas anteriores, em vez de prosseguir automaticamente para modelos mais complexos. A Figura 1 apresenta a arquitetura geral da proposta.

Figura 1: Fluxo metodológico proposto para o desenvolvimento de sensores inferenciais industriais.




A Tabela 1 deve ser interpretada como um roteiro mínimo e não como uma sequência rígida. Por exemplo, processos com amplo histórico de dados podem substituir um

experimento planejado por uma estratégia de estratificação deliberada dos regimes operacionais; contudo, continuam obrigados a demonstrar representatividade, rastreabilidade e ausência de vazamento de informação. Da mesma forma, a escolha de um algoritmo específico pode variar, enquanto os critérios de avanço entre as etapas permanecem aplicáveis.

Tabela 1: Etapas, procedimentos e entregáveis da metodologia proposta.

| Etapa | Finalidade | Procedimento recomendado | Entregável para avanço |
|---|---|---|---|
| 1. Problema e variável-alvo | Definir a necessidade de decisão. | Especificar variável, unidade, faixa, frequência requerida, atraso admissível, erro tolerável e consequência de uma previsão incorreta. | Requisito de desempenho e uso pretendido documentados. |
| 2. Caracterização do processo | Compreender os mecanismos que afetam o alvo. | Mapear balanços, reações, regimes, perturbações, interferentes, envelhecimento, contaminação e mudanças operacionais. | Hipóteses físico-químicas e domínio de aplicação definidos. |
| 3. Preditores e sistema de medição | Selecionar sinais informativos e mensuráveis. | Relacionar cada variável candidata ao fenômeno; avaliar faixa, resolução, calibração, compensações internas, deriva, frequência e manutenção. | Conjunto de variáveis candidatas e sistema de medição qualificado. |
| 4. Planejamento da geração de dados | Produzir dados representativos. | Definir fatores, níveis, replicações, aleatorização, pontos centrais, transientes e amostras independentes. Usar DOE quando apropriado [5]. | Matriz de dados capaz de representar o domínio de uso. |
| 5. Aquisição, referência e rastreabilidade | Assegurar correspondência entre X e y. | Padronizar preparo, amostragem, estabilização, método de referência, sincronismo temporal e registro de metadados. | Banco rastreável, com entradas e referência associadas à mesma condição. |
| 6. Diagnóstico e suficiência informacional | Verificar se existe informação útil para o alvo. | Avaliar repetibilidade, correlações, ANOVA quando aplicável, resíduos, interferências, outliers justificados, deriva e coerência física. | Evidência para avançar à modelagem ou necessidade de nova campanha. |
| 7. Modelagem com complexidade crescente | Construir modelos compatíveis com os dados. | Estabelecer baseline simples; avaliar PLS em colinearidade [11]; acrescentar métodos não lineares somente quando houver justificativa [12-15]. | Pipeline reprodutível e modelos comparáveis. |
| 8. Validação e aceitação | Avaliar generalização e risco de uso. | Separar treinamento e teste; prevenir vazamento; usar validação cruzada apropriada [6], métricas de erro [7] e, antes da implantação, validação externa independente. | Gate: aceitar, revisar dados/variáveis ou rejeitar o modelo. |
| 9. Implementação e ciclo de vida | Preservar desempenho após implantação. | Definir faixa de validade, integração, alarmes de baixa confiança, fallback, detecção de deriva, versionamento, recalibração e revalidação. | Soft sensor monitorado e com plano de manutenção. |

## 2.3. Gates de decisão e lógica de retorno

Quatro gates concentram as decisões críticas do fluxo. Eles não estabelecem valores universais de $R^2$, $Q^2$ ou erro admissível, pois esses limites dependem do processo e devem ser definidos na Etapa 1 a partir da utilidade operacional. A função dos gates é exigir evidência antes do avanço e tornar explícita a ação quando o critério não é atendido.

Tabela 2: Gates de decisão utilizados para controlar o avanço do desenvolvimento.

| Gate | Pergunta de decisão | Evidência mínima esperada | Ação se não atendido |
|---|---|---|---|
| G1 - Viabilidade de medição | A referência e os preditores podem ser medidos com qualidade compatível com o objetivo? | Rastreabilidade, faixa e resolução adequadas; repetibilidade conhecida; compensações e limitações instrumentais caracterizadas. | Revisar método de referência, sensores, protocolo ou até a viabilidade do problema. |
| G2 - Suficiência informacional | As entradas contêm informação útil e estável sobre | Relação fisicamente plausível; variabilidade do alvo representada; | Retornar às Etapas 2-5, incluir variáveis, ampliar |

| Gate | Pergunta de decisão | Evidência mínima esperada | Ação se não atendido |
|---|---|---|---|
| | a variável-alvo dentro do domínio? | interferentes caracterizados; sinais não dominados por fatores espúrios. | níveis ou melhorar a campanha de dados. |
| G3 - Generalização preditiva | O modelo mantém desempenho aceitável em dados não usados no ajuste? | Métricas definidas previamente; validação sem vazamento; estabilidade do desempenho; preferencialmente validação externa independente. | Reduzir complexidade, revisar preditores/dados ou rejeitar o modelo para uso operacional. |
| G4 - Prontidão industrial | O desempenho pode ser mantido e monitorado no ambiente real? | Domínio de aplicabilidade, monitoramento de deriva, fallback, versionamento, plano de recalibração e responsabilidades definidos. | Manter em modo de teste/sombra e resolver lacunas antes da integração ao controle. |

## 2.4. Estratégia de planejamento experimental, modelagem e validação

O planejamento da geração de dados antecede a modelagem. Quando a experimentação pode ser controlada, o Planejamento de Experimentos (*Design of Experiments* - DOE) permite variar fatores de forma combinada e estimar efeitos principais, interações e curvaturas com maior eficiência do que alterações isoladas de um fator por vez [5]. Para *soft sensors*, seu valor está menos em produzir significância estatística isolada e mais em construir um conjunto de dados capaz de representar o domínio no qual a inferência será utilizada.

A seleção de fatores e níveis deve partir do conhecimento físico-químico do processo e incluir, além da variável-alvo, interferentes e perturbações capazes de alterar a resposta dos sensores. Replicações e pontos centrais são úteis para estimar erro experimental, avaliar repetibilidade e identificar curvatura. Quando dados históricos substituem uma campanha planejada, a mesma exigência permanece: os regimes operacionais relevantes precisam estar representados e rastreáveis.

O Gate G2 é aplicado antes do ajuste dos modelos. Nessa etapa, correlações, ANOVA quando pertinente, resíduos, repetibilidade, interferentes e coerência física são utilizados para verificar se as entradas contêm informação estável sobre o alvo. Se a associação observada for dominada por temperatura, deriva instrumental ou outro fator espúrio, a ação prevista é retornar à instrumentação ou à geração de dados. Essa lógica foi determinante no estudo de caso, no qual a correção térmica reduziu a variabilidade da condutividade, mas não aumentou de forma relevante a informação preditiva sobre a concentração.

Somente após essa verificação inicia-se a modelagem. A comparação parte de um baseline simples e de modelos interpretáveis, como regressão linear múltipla. PLS pode ser empregado quando os preditores apresentam colinearidade [11]. Métodos mais flexíveis - SVR, Random Forest, boosting, redes neurais e superfícies polinomiais - são acrescentados quando a estrutura dos resíduos, o DOE ou o conhecimento do processo indicam não linearidade [12-15]. A maior complexidade só é mantida se produzir ganho de generalização sob o mesmo protocolo de validação.

O protocolo de validação deve ser definido antes da comparação. Em conjuntos pequenos, a validação cruzada permite estimar o desempenho fora do ajuste [6]; quando há seleção de hiperparâmetros, essa seleção deve ocorrer exclusivamente dentro das partições de treinamento. A validação cruzada aninhada é apropriada nesse cenário porque separa a etapa de otimização da etapa usada para estimar o erro, reduzindo o risco de vazamento de informação e de resultados excessivamente otimistas.

RMSE e MAE quantificam o erro em unidades interpretáveis do processo [7], enquanto $Q^2$ permite verificar se o modelo acrescenta capacidade preditiva em relação a uma referência simples. $R^2$ e outros indicadores de ajuste permanecem úteis para diagnóstico, mas não substituem evidência de generalização. Os limites de aceitação devem ser vinculados ao uso pretendido e definidos antes do ajuste; sem essa definição, um modelo pode ser comparado para fins diagnósticos, mas não deve ser classificado como pronto para

uso industrial.

Antes da implantação, a proposta requer uma validação externa independente, com amostras ou campanhas que não tenham participado da seleção de variáveis, ajuste ou otimização. Essa etapa confirma se o desempenho obtido se mantém no domínio operacional previsto e fornece a evidência necessária para o Gate G3. A implantação só avança para o Gate G4 quando também existem regras de monitoramento, detecção de deriva, *fallback*, versionamento e revalidação.

2.5. Estudo de caso utilizado para demonstrar a aplicação

Para demonstrar como a metodologia pode ser executada, utilizou-se um projeto de soft sensor destinado à estimativa da concentração de um banho alcalino de desengraxe empregado no pré-tratamento de superfícies metálicas. A concentração de referência foi obtida por titulação; pH, condutividade elétrica e temperatura foram considerados como entradas candidatas, e o teor de óleos e graxas (TOG) foi tratado como interferente associado à contaminação do banho.

A geração de dados utilizou um Delineamento Composto Central de face centrada com 17 ensaios. A temperatura variou de 65 a 85 °C, a concentração de 1,88 a 6,28% e o TOG de 0,00 a 8,53 g/L. Adicionalmente, uma mesma solução foi avaliada entre 40 e 85 °C para investigar a influência térmica sobre a condutividade. O pH foi medido com Digimed DM-220 e a condutividade com Digimed DM-320-001XTX, ambos acompanhados por certificado de calibração rastreável. As recomendações de controle e registro de temperatura para medições eletroquímicas e de condutividade foram consideradas como suporte metrológico [8-10].

O estudo de caso não é utilizado para propor um modelo final de concentração. Ele funciona como teste do fluxo: cada resultado experimental é associado ao gate correspondente e à decisão de avançar ou retornar. Para o Gate G3, foram comparadas abordagens representativas de regressão linear múltipla (MLR), PLS, SVR, Random Forest, XGBoost, rede neural artificial e regressão polinomial/superfície de resposta, sob um protocolo comum de validação cruzada aninhada, com LOOCV na camada externa e seleção de hiperparâmetros apenas nas partições internas. A conclusão, portanto, foi baseada nas previsões externas ao ajuste e não no desempenho obtido no treinamento.

A campanha experimental que originou o estudo de caso foi realizada antes da formalização completa desta metodologia e não possuía uma tolerância quantitativa de erro operacional definida prospectivamente. No fluxo proposto, essa lacuna, por si só, impede a liberação industrial no Gate G3. Para fins diagnósticos, RMSECV e $Q^2$ foram utilizados para comparar os modelos sob o mesmo protocolo; a aceitação futura deverá incluir um limite de erro estabelecido na Etapa 1 antes de qualquer novo ajuste.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. A metodologia como principal resultado do trabalho

O resultado principal é a estrutura formada pelo fluxo da Figura 1, pelas etapas da Tabela 1 e pelos gates da Tabela 2. Cada etapa termina com uma evidência verificável; essa evidência, e não apenas uma métrica de ajuste, determina a continuidade do desenvolvimento. A organização proposta permite registrar tecnicamente também as decisões de retorno ou interrupção, que são frequentes em aplicações industriais e nem sempre aparecem de forma explícita em estudos centrados na comparação de algoritmos.

A lógica dos gates diferencia causas de falha que exigem ações distintas. Problemas de referência ou repetibilidade são tratados no G1; insuficiência de informação nas entradas, no G2; perda de desempenho fora do ajuste, no G3; e deriva, integração e manutenção, no G4. No estudo de caso, essa separação evitou interpretar o menor RMSECV como evidência suficiente para implantação e direcionou a análise para as limitações instrumentais e informacionais observadas.

### 3.2. Demonstração do fluxo no estudo de caso

A Tabela 3 apresenta a aplicação do roteiro ao estudo de caso. O objetivo desta síntese é mostrar, de forma replicável, como as etapas recomendadas foram operacionalizadas e como as observações experimentais foram convertidas em decisões metodológicas.

Tabela 3: Aplicação da metodologia proposta ao estudo de caso e decisões geradas em cada etapa.

| Etapa | Como foi aplicada no estudo de caso | Evidência / decisão produzida |
|---|---|---|
| 1. Problema e alvo | Estimativa mais frequente da concentração de um banho alcalino, cuja referência é obtida por titulação. | Uso pretendido definido; a campanha original não possuía tolerância quantitativa de erro fixada prospectivamente, lacuna registrada para a próxima campanha. |
| 2. Processo | Mapeamento da influência de temperatura e da contaminação por óleos e graxas sobre os sinais candidatos. | Temperatura e TOG tratados explicitamente como fatores de interferência. |
| 3. Preditores e medição | Seleção de pH, condutividade e temperatura; verificação de calibração dos instrumentos. | Sistema mensurável, porém com necessidade posterior de caracterizar a compensação térmica da condutividade. |
| 4. Geração de dados | DCC face centrada com 17 ensaios e curva térmica complementar. | Domínio experimental inicial estruturado para diagnóstico de efeitos e curvaturas. |
| 5. Aquisição e referência | Preparo padronizado, estabilização térmica, registro de pH/condutividade/temperatura e titulação de referência. | Banco rastreável para análise exploratória. |
| 6. Diagnóstico | ANOVA, análise de resíduos e investigação térmica. | A temperatura dominou a condutividade; a correção térmica reduziu variabilidade, mas não criou informação adicional sobre a concentração. |
| 7. Modelagem | Comparação de MLR, PLS, SVR, Random Forest, XGBoost, rede neural e regressão polinomial/RSM sob entradas equivalentes. | Complexidade crescente utilizada para testar suficiência informacional, e não como objetivo em si. |
| 8. Validação | Validação cruzada aninhada; desempenho calculado a partir das previsões externas ao ajuste. | MLR: RMSECV = 1,439 p.p. e $Q^2$ = 0,041; demais famílias representativas com $Q^2$ negativo. Gate G3 não atendido. |
| 9. Implementação | Não realizada, pois o critério de generalização não foi alcançado. | Retorno recomendado às Etapas 3-5 para validar compensação térmica e ampliar a geração de dados. |

Tabela 4: Desempenho dos modelos representativos sob o protocolo comum de validação.

| Modelo | RMSECV (p.p.) | $Q^2$ | Interpretação |
|---|---|---|---|
| MLR | 1,439 | 0,041 | Menor erro; ganho preditivo marginal |
| Random Forest | 1,579 | -0,155 | Sem ganho de generalização |
| PLS | 1,627 | -0,226 | Sem ganho de generalização |
| SVR-RBF | 1,666 | -0,284 | Sem ganho de generalização |
| XGBoost | 1,714 | -0,361 | Sem ganho de generalização |
| Rede neural | 2,045 | -0,937 | Desempenho inferior fora do ajuste |
| Polinomial/RSM | 3,831 | -5,796 | Forte perda de generalização |

A Tabela 4 evidencia o comportamento que motivou a decisão no Gate G3. A MLR apresentou o menor RMSECV, de 1,439 ponto percentual, mas $Q^2$ de apenas 0,041, indicando ganho preditivo muito pequeno em relação à referência utilizada no cálculo de $Q^2$. Random Forest, PLS, SVR-RBF, XGBoost, rede neural e regressão polinomial/RSM apresentaram $Q^2$ negativo. Portanto, aumentar a flexibilidade matemática não produziu melhora de generalização. Além disso, como a campanha original não possuía tolerância operacional quantitativa definida antes do ajuste, o fluxo proposto não permite classificar nenhum desses modelos como apto à implantação. O resultado relevante deixa de ser o ranking e passa a ser a decisão de retornar às etapas de medição e geração de dados.

A investigação térmica ajudou a localizar uma das fontes de variabilidade. Para uma mesma solução, a condutividade mudou de forma acentuada com a temperatura; a normalização empírica reduziu esse efeito, mas o $Q^2$ da estimativa de concentração permaneceu praticamente inalterado. O resultado mostra que reduzir a variabilidade de um sinal não significa, necessariamente, aumentar a informação que ele contém sobre o alvo. Por isso, a próxima campanha deve priorizar a caracterização da compensação térmica, a qualificação das variáveis de entrada e a ampliação deliberada do domínio experimental.

### 3.3. Lições transferíveis e recomendações para novos estudos

A aplicação do fluxo permitiu consolidar quatro recomendações transferíveis. O método de referência deve ser tratado como parte do sistema de medição, porque sua incerteza limita a exatidão alcançável pelo modelo. O planejamento precisa representar interferentes e regimes operacionais reais, e não apenas variar a variável-alvo. A seleção de preditores deve combinar fundamento físico e evidência estatística, pois correlação isolada não garante robustez. Por fim, transformações e engenharia de atributos só devem ser mantidas quando seu benefício aparecer também na validação, e não apenas na aparência do sinal ou no ajuste de treinamento.

Um baseline simples deve ser estabelecido antes dos modelos flexíveis. Quando o aumento de complexidade não supera essa referência sob protocolo idêntico, a hipótese prioritária passa a ser insuficiência de informação, baixa representatividade ou incerteza de medição. A validação externa também precisa ser planejada desde o início: reservar previamente amostras ou campanhas de confirmação é mais rigoroso do que separar um conjunto independente somente após sucessivas decisões tomadas com toda a base disponível.

### 3.4. Aplicabilidade, limitações e ciclo de vida

A proposta pode ser adaptada a processos químicos, metalúrgicos, energéticos e de manufatura nos quais uma variável de interesse seja medida com frequência inferior à das variáveis auxiliares. A metodologia não prescreve um único algoritmo, número de amostras ou desenho experimental. Esses elementos devem ser definidos conforme a dinâmica, a dimensionalidade, a variabilidade e o risco de cada aplicação. O componente generalizável é a necessidade de produzir evidências para os quatro gates e manter rastreabilidade das decisões.

A principal limitação é que a estrutura foi demonstrada em um único estudo de caso e ainda precisa ser avaliada em processos com outras escalas de dados, dinâmicas e tipos de variável-alvo. O próprio caso também revelou uma lacuna importante: a campanha experimental original não havia estabelecido prospectivamente uma tolerância quantitativa de erro para uso industrial. A metodologia proposta transforma essa lacuna em requisito explícito da Etapa 1. Os critérios de aceitação não devem ser universalizados - um erro de 1% pode ser irrelevante em um processo e inaceitável em outro -, mas precisam ser definidos antes da modelagem para evitar decisões pós-hoc favoráveis ao modelo obtido.

Quando o Gate G4 é alcançado, o modelo deve ser tratado como um ativo de medição e decisão. Recomenda-se registrar versão, data e domínio de calibração, métricas de referência, sensores dependentes e transformações aplicadas; monitorar mudanças de distribuição e falhas de instrumentação; sinalizar previsões fora do domínio; manter uma estratégia de fallback; e definir quando recalibrar ou revalidar. Essa gestão do ciclo de vida é necessária porque um soft sensor validado em uma campanha pode perder desempenho após mudanças de formulação, equipamentos, matéria-prima ou regime operacional [1-4].

## 4. CONCLUSÕES

Este trabalho apresentou uma metodologia estruturada para o desenvolvimento de sensores inferenciais industriais. O fluxo organiza o projeto em nove etapas e quatro gates que verificam, em sequência, viabilidade de medição, suficiência informacional, generalização preditiva e prontidão industrial. A contribuição central é tornar rastreáveis as evidências e decisões que antecedem e sucedem a escolha do algoritmo, reduzindo a dependência de abordagens baseadas apenas no melhor valor de uma métrica.

No estudo de caso, a MLR apresentou o menor RMSECV (1,439 p.p.), porém $Q^2$ de 0,041, enquanto modelos mais flexíveis apresentaram $Q^2$ negativo. A análise térmica mostrou ainda que a redução de variabilidade da condutividade não aumentou de forma relevante a informação disponível para predizer a concentração. Somada à ausência de um limite operacional quantitativo definido prospectivamente na campanha original, essa evidência levou à reprovação no Gate G3 e ao retorno às etapas de instrumentação e geração de dados. A decisão de não implantar o modelo é, neste caso, um resultado metodológico útil porque evita transformar desempenho comparativo em falsa evidência de prontidão industrial.

Como continuidade, recomenda-se aplicar a metodologia a outros processos industriais, avaliar sua utilização em bases experimentais e históricas e consolidar instrumentos complementares para definição de tolerância operacional, rastreabilidade, domínio de aplicabilidade e revalidação. No estudo de caso, a próxima campanha deverá definir o critério de aceitação antes do ajuste, validar a compensação térmica do sistema de condutividade e ampliar deliberadamente as condições de processo representadas na base.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Bruning Tecnometal e à Universidade Federal do Paraná (UFPR) pelo apoio institucional e técnico ao desenvolvimento deste trabalho, pela disponibilização da infraestrutura experimental e pelas contribuições às discussões dos resultados.

## REFERÊNCIAS


[1] KADLEC, P.; GABRYS, B.; STRANDT, S. Data-driven soft sensors in the process industry. Computers & Chemical Engineering, v. 33, n. 4, p. 795-814, 2009. DOI: 10.1016/j.compchemeng.2008.12.012.

[2] BRUNNER, V.; SIEGL, M.; GEIER, D.; BECKER, T. Challenges in the development of soft sensors for bioprocesses: a critical review. Frontiers in Bioengineering and Biotechnology, v. 9, 722202, 2021. DOI: 10.3389/fbioe.2021.722202.

[3] PERERA, Y. S.; RATNAWEERA, D. A. A. C.; DASANAYAKA, C. H.; ABEYKOON, C. The role of artificial intelligence-driven soft sensors in advanced sustainable process industries: a critical review. Engineering Applications of Artificial Intelligence, v. 121, 105988, 2023. DOI: 10.1016/j.engappai.2023.105988.

[4] YEO, W. S.; SAPTORO, A.; KUMAR, P.; KANO, M. Just-in-time based soft sensors for process industries: a status report and recommendations. Journal of Process Control, v. 128, 103025, 2023. DOI: 10.1016/j.jprocont.2023.103025.

[5] BOX, G. E. P.; WILSON, K. B. On the experimental attainment of optimum conditions. Journal of the Royal Statistical Society: Series B, v. 13, n. 1, p. 1-38, 1951. DOI: 10.1111/j.2517-6161.1951.tb00067.x.

[6] STONE, M. Cross-validatory choice and assessment of statistical predictions. Journal of the Royal Statistical Society: Series B, v. 36, n. 2, p. 111-133, 1974. DOI: 10.1111/j.2517-6161.1974.tb00994.x.

[7] CHAI, T.; DRAXLER, R. R. Root mean square error or mean absolute error? Arguments against avoiding root mean square error in the literature. Geoscientific Model Development, v. 7, p. 1247-1250, 2014. DOI: 10.5194/gmd-7-1247-2014.

[8] BUCK, R. P. et al. Measurement of pH. Definition, standards, and procedures (IUPAC Recommendations 2002). Pure and Applied Chemistry, v. 74, n. 11, p. 2169-2200, 2002. DOI: 10.1351/pac200274112169.

[9] ASTM INTERNATIONAL. ASTM D1125-23: Standard Test Methods for Electrical Conductivity and Resistivity of Water. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2023. DOI: 10.1520/D1125-23.

[10] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 7888:1985: Water quality - Determination of electrical conductivity. Geneva: ISO, 1985.

[11] WOLD, S.; SJÖSTRÖM, M.; ERIKSSON, L. PLS-regression: a basic tool of chemometrics. Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems, v. 58, n. 2, p. 109-130, 2001. DOI: 10.1016/S0169-7439(01)00155-1.

[12] SMOLA, A. J.; SCHÖLKOPF, B. A tutorial on support vector regression. Statistics and Computing, v. 14, n. 3, p. 199-222, 2004. DOI: 10.1023/B:STCO.0000035301.49549.88.

[13] BREIMAN, L. Random Forests. Machine Learning, v. 45, p. 5-32, 2001. DOI: 10.1023/A:1010933404324.

[14] CHEN, T.; GUESTRIN, C. XGBoost: a scalable tree boosting system. In: Proceedings of the 22nd ACM SIGKDD International Conference on Knowledge Discovery and Data Mining, p. 785-794, 2016. DOI: 10.1145/2939672.2939785.

[15] HORNIK, K.; STINCHCOMBE, M.; WHITE, H. Multilayer feedforward networks are universal approximators. Neural Networks, v. 2, n. 5, p. 359-366, 1989. DOI: 10.1016/0893-6080(89)90020-8.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Influência de Tratamentos Superficiais Combinados na Resposta Tribológica do Aço DIN 18MnCrSiMo6-4

Frederico Murilo Wlassak [(1)]
Felipe Canal [(2)]
João Vitor Piovesan Dalla Nora [(3)]
Morvan Silva Franco [(4)]
Mario Wolfart Junior [(5)]
Alexandre da Silva Rocha [(6)]

**RESUMO**

Este trabalho avaliou a influência da combinação de shot peening e nitretação a plasma sobre as características superficiais e o comportamento tribológico do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4. O shot peening foi aplicado em duas condições de tempo, seguido de nitretação a plasma a 500 °C por 8 h. Foram avaliadas as fases presentes, tensões residuais, dureza, profundidade da camada nitretada, rugosidade e resistência ao desgaste por deslizamento alternado. O pré-tratamento por shot peening modificou a camada nitretada, aumentando a espessura da camada de compostos e, para a condição de maior tempo, a profundidade da zona de difusão. As condições combinadas apresentaram menores coeficientes de atrito nos estágios iniciais do deslizamento, associados à interação entre a topografia produzida pelo shot peening e o endurecimento promovido pela nitretação. As condições NP e SP2+NP apresentaram as menores taxas médias de desgaste, com valores semelhantes frente à dispersão experimental, embora a elevada amplitude topográfica das superfícies submetidas ao shot peening aumente a incerteza associada à quantificação do desgaste. Os resultados demonstram que a resposta tribológica dos tratamentos combinados é determinada pela interação entre as modificações topográficas e mecânicas promovidas pelos tratamentos.
Palavras-chave – aço bainítico, shot peening, nitretação a plasma, tribologia.

**Influence of Combined Surface Treatments on the Tribological Response of DIN 18MnCrSiMo6-4 Steel**

**ABSTRACT**

*This study evaluated the influence of combined shot peening and plasma nitriding on the surface characteristics and tribological behavior of DIN 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel. Shot peening was performed using two treatment times, followed by plasma nitriding at 500 °C for*

*8 h. Phase composition, residual stresses, hardness, nitrided layer depth, surface roughness, and reciprocating sliding wear resistance were evaluated. Shot peening pre-treatment modified the nitrided layer, increasing the compound layer thickness and, for the longer treatment time, the diffusion zone depth. The combined conditions exhibited lower coefficients of friction during the initial stages of sliding, which were associated with the interaction between the topography produced by shot peening and the surface hardening promoted by plasma nitriding. The NP and SP2+NP conditions exhibited the lowest mean wear rates, with comparable values considering the experimental scatter, although the high topographical amplitude of the shot-peened surfaces increases the uncertainty associated with wear quantification. The results demonstrate that the tribological response of the combined treatments is governed by the interaction between the topographical and mechanical modifications produced by the surface treatments.*
*Key words – bainitic steel, shot peening, plasma nitriding, tribology.*

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços bainíticos de resfriamento contínuo vêm sendo desenvolvidos como alternativa aos aços convencionalmente temperados e revenidos para componentes submetidos a elevadas solicitações mecânicas [1], [2], [3]. Nesses materiais, a transformação bainítica ocorre durante o resfriamento após a conformação a quente, permitindo reduzir etapas posteriores de tratamento térmico e, consequentemente, o consumo energético, mantendo combinações adequadas de resistência mecânica e ductilidade [1], [2], [3].

Apesar dessas vantagens, determinadas aplicações requerem propriedades superficiais superiores às oferecidas pelo substrato, especialmente quanto à resistência ao desgaste, à fadiga e à deformação plástica localizada. Nesse contexto, a nitretação a plasma tem sido empregada em aços bainíticos de resfriamento contínuo [4], [5], promovendo a formação de uma camada endurecida com gradiente de propriedades em relação ao núcleo [6]. O desempenho dessa camada depende de características como profundidade, constituição de fases, dureza e capacidade de sustentação de carga [7], razão pela qual tratamentos mecânicos prévios têm sido investigados como estratégia para modificar a resposta do material à nitretação [8].

Entre esses tratamentos, o *shot peening* promove deformação plástica superficial, encruamento, tensões residuais compressivas e aumento da densidade de discordâncias [9]. Dependendo da intensidade do tratamento e da microestrutura do material, também podem ocorrer refinamento de grão, formação de estruturas gradientes e transformações induzidas por deformação [10], [11]. Em aços bainíticos, esses efeitos são particularmente relevantes devido à presença de constituintes como ferrita bainítica, martensita e austenita retida, cuja estabilidade pode ser alterada pelos impactos sucessivos das granalhas [12], [13].

Quando aplicado previamente à nitretação, o *shot peening* pode alterar a incorporação e a difusão do nitrogênio. O aumento da densidade de discordâncias e a formação de novos contornos de grão e subgrãos podem fornecer caminhos preferenciais para o transporte de espécies intersticiais [14], [15]. Nesse sentido, já foram observadas zonas de difusão aproximadamente duas vezes mais profundas após *shot peening* seguido de nitretação no aço AISI 4140 [8]. Entretanto, a interação entre os processos não é necessariamente benéfica em todas as condições, uma vez que tensões residuais compressivas elevadas podem reduzir a difusividade do nitrogênio [16], enquanto o aumento da rugosidade pode limitar sua incorporação e afetar o desenvolvimento da camada nitretada [17]. Assim, a resposta ao tratamento combinado resulta da competição entre mecanismos que podem favorecer ou restringir a nitretação [8], [16], [17].

O pré-tratamento por *shot peening* também pode modificar o comportamento

tribológico da superfície nitretada. O encruamento e a deformação superficial alteram a resposta mecânica e topográfica do contato, enquanto a nitretação proporciona elevada dureza e capacidade de sustentação. Entretanto, alterações na rugosidade e nas características da camada nitretada podem modificar esse comportamento [17]. Estudos envolvendo *shot peening* seguido de nitretação demonstraram alterações no coeficiente de atrito e, em determinadas condições, redução das taxas de desgaste em relação aos tratamentos individuais [8], [17].

Dessa forma, os efeitos da combinação entre *shot peening* e nitretação a plasma não correspondem à simples superposição das modificações produzidas individualmente por cada tratamento, dependendo da interação entre deformação plástica, tensões residuais, condição superficial e difusão do nitrogênio [8], [16], [17], [18]. Como esses efeitos permanecem dependentes do material e dos parâmetros empregados, este trabalho teve como objetivo avaliar a influência do pré-tratamento por *shot peening*, aplicado em duas condições, sobre a formação da camada nitretada e o comportamento tribológico do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 submetido à nitretação a plasma.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova de aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130 HD) foram obtidos a partir de barras trefiladas, mediante corte em discos com dimensões de Ø 42 × 10 mm. A composição química e as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material são apresentadas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Previamente aos tratamentos superficiais, as amostras foram submetidas à preparação superficial por lixamento com lixas d'água de granulometria progressiva até #1200.

Para a caracterização microestrutural do material de referência, as amostras foram preparadas metalograficamente mediante lixamento e posterior polimento com suspensões de diamante de 3 e 1 µm. Após o polimento, as amostras foram limpas em banho ultrassônico com etanol durante 10 min e atacadas com solução de Nital 2%. A análise por microscopia óptica revelou uma microestrutura constituída predominantemente por ferrita proeutetóide, bainita granular e bainita em ripas.

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Cu | Mo | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,18 | 1,12 | 1,53 | 0,01 | 0,02 | 0,13 | 1,2 | 0,12 | 0,23 | Balanço |

**Tabela 1:** Composição química do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (%-massa).

| Propriedade | 18MnCrSiMo6-4 |
|---|---|
| TGA (µm) | 24 ± 2 |
| LE (MPa) | 715 ± 8 |
| LR (MPa) | 1005 ± 1 |
| A5 (%) | 17 ± 1 |
| RA (%) | 44 ± 1 |
| Dureza (HV30) | 325 ± 6 |

**Tabela 2:** Propriedades mecânicas e metalúrgicas da liga HSX 130 HD. Adaptado de [19].

2.2. Shot peening e nitretação a plasma

Os corpos de prova foram submetidos ao tratamento de shot peening em equipamento industrial de turbina AGTOS DT 08-05, utilizando granalha de arame cortado Aramsteel 0.6 G2 HV700, com diâmetro nominal de 0,6 mm. Foram empregados dois tempos de exposição, 1 min 10 s (SP1) e 1 min 50 s (SP2), com intensidade Almen de 21A e cobertura total da superfície dos corpos de prova.

Após o shot peening, amostras com e sem tratamento mecânico foram submetidas à nitretação a plasma. Inicialmente, a câmara foi evacuada até uma pressão de 4 Pa. Posteriormente, realizou-se a etapa de sputtering durante 30 min, em atmosfera contendo $H_2$ e Ar, sob tensão de 400 V e pressão de $4 \times 10^2$ Pa, com o objetivo de promover a limpeza superficial e o pré-aquecimento das amostras.

Após o sputtering, a nitretação a plasma foi realizada a 500 °C durante 8 h, utilizando atmosfera composta por 76% $N_2$ e 24% $H_2$, sob pressão constante de $4 \times 10^2$ Pa. A combinação dos tratamentos resultou nas seis condições experimentais apresentadas na Tabela 3.

| Combinação | Tempo de shot peening (min) | Tempo de nitretação a plasma (h) |
|---|---|---|
| HSX (sem tratamento) | - | - |
| SP1 | 1:10 | - |
| SP2 | 1:50 | - |
| NP | - | 8 |
| SP1 + NP | 1:10 | 8 |
| SP2 + NP | 1:50 | 8 |

**Tabela 3:** Relação de amostras após os tratamentos.

2.3 Caracterização das amostras

A caracterização de fases foi realizada por difração de raios X (DRX) utilizando um difratômetro GE Seifert Charon XRD M, operado a 30 kV e 30 mA, com radiação Cr-Kα (λ = 2,2897 Å) e filtro de V. Os difratogramas para identificação de fases foram adquiridos no intervalo de 2θ entre 35° e 160°, com passo angular de 0,01°. Para a determinação das tensões residuais foi empregado o método $\text{sen}^2\psi$, utilizando a reflexão {211} da ferrita α-Fe, localizada nominalmente em 2θ = 156,08°. Foram realizadas medições em 11 ângulos ψ, distribuídos entre −45° e +45°, com passo angular de 0,1° em 2θ. Os picos de difração foram ajustados por uma função Pearson VII, considerando o dubleto Kα. Para o cálculo das tensões foram utilizadas as constantes elásticas de raios X $\frac{1}{2}S_2 = 5{,}810 \times 10^{-6}$ $\text{MPa}^{-1}$ e $-S_1 = 1{,}270 \times 10^{-6}$ $\text{MPa}^{-1}$. As incertezas apresentadas nos perfis de tensão residual foram determinadas a partir do ajuste das medições obtidas pelo método $\text{sen}^2\psi$.

A dureza superficial e os perfis de dureza em profundidade foram determinados utilizando um ultramicrodurômetro Shimadzu DUH-211, empregando carga de 50 gf e tempo de aplicação de 5 s. Os perfis foram obtidos na seção transversal das amostras, e a profundidade de endurecimento por nitretação foi determinada conforme a ISO 18203:2016, considerando como limite a profundidade correspondente à dureza do núcleo acrescida de 50 HV. A rugosidade superficial foi avaliada utilizando um perfilômetro Mitutoyo SJ-210, sendo realizadas cinco medições paralelas entre si para cada condição experimental, com velocidade de deslocamento da haste de 0,25 mm/s, *cut-off* de 0,8 mm e comprimento de medição de 4 mm, conforme a ISO 4287:1997. Foram determinados os parâmetros Ra e Rz, sendo os resultados expressos pela média das cinco medições. A caracterização

metalográfica das seções transversais foi realizada por microscopia óptica utilizando um microscópio Olympus GX51.

Os ensaios de desgaste por deslizamento alternado foram realizados em um tribômetro CETR UMT, à temperatura ambiente e sem lubrificação, utilizando configuração esfera-sobre-plano e esfera de $Al_2O_3$ como contracorpo. Os ensaios foram conduzidos sob carga normal de 4 N, frequência de 4 Hz, comprimento de trilha de 4 mm e distância total de deslizamento de 57,6 m, sendo realizadas três repetições para cada condição experimental. Após os ensaios, as trilhas de desgaste foram caracterizadas utilizando um perfilômetro óptico Bruker Contour GT. A referência superficial empregada na determinação da área desgastada das amostras submetidas ao *shot peening* foi estabelecida a partir da curva de Abbott-Firestone. O parâmetro Mr1 foi determinado conforme o procedimento descrito na ISO 13565-2, a partir da região central da curva de razão de material definida pelo intervalo de 40% de menor inclinação. O valor de Mr1 foi utilizado como limite para a determinação do nível de referência a partir do qual a área desgastada foi obtida pela integração dos perfis. O volume de material removido foi calculado a partir das áreas obtidas, e a taxa de desgaste foi determinada conforme a ASTM G133.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 Caracterização estrutural

A Figura 1 apresenta os difratogramas das amostras HSX nas condições sem tratamento e após shot peening. Em todas as condições foram identificados picos correspondentes à fase α-Fe. Na condição sem tratamento também foram observados picos de baixa intensidade compatíveis com γ-Fe, indicando a possível presença de austenita retida na microestrutura. Após o shot peening, esses picos não foram identificados nos difratogramas das condições SP1 e SP2.

A análise do principal pico de α-Fe revelou deslocamento progressivo para menores ângulos de difração após o shot peening, com a posição variando de 68,707° para a condição HSX para 68,652° e 68,636° nas condições SP1 e SP2, respectivamente. Simultaneamente, observou-se aumento da largura à meia altura (FWHM), de 0,4683° no material sem tratamento para 0,5323° após SP1 e 0,5692° após SP2. O alargamento dos picos após o tratamento mecânico é consistente com alterações microestruturais promovidas pela deformação plástica superficial, incluindo o aumento da densidade de discordâncias e das microdeformações da rede cristalina. O maior valor de FWHM observado para SP2 indica maior alteração do estado microestrutural da região analisada por DRX com o aumento do tempo de exposição ao shot peening.

A Figura 2 apresenta os padrões de DRX das amostras submetidas à nitretação a plasma, com e sem pré-tratamento por *shot peening*. Em todas as condições foram identificadas reflexões correspondentes às fases ε-$Fe_{2-3}N$ e γ′-$Fe_4N$, indicando a formação de uma camada de compostos constituída por ambas as fases. Apesar da mesma constituição de fases identificada, foram observadas alterações nas intensidades relativas das reflexões após o pré-tratamento por *shot peening*. A reflexão próxima de 58° apresenta maior intensidade relativa na condição HSX+NP, enquanto aquelas em ângulos mais elevados, particularmente na região de 115–120°, tornam-se relativamente mais pronunciadas nas condições submetidas ao tratamento combinado. Essas alterações indicam modificações na resposta cristalográfica da região superficial, que podem estar associadas a diferenças na distribuição das fases, orientação preferencial e/ou estado de deformação da camada. Outra diferença é observada próximo de 154°, onde uma reflexão atribuída à fase ε-$Fe_{2-3}N$ é identificada na condição HSX+NP, mas não é claramente observada após os tratamentos combinados. Como outras reflexões atribuídas à fase ε permanecem presentes, esse comportamento não indica a supressão da fase, mas a

redução da intensidade relativa dessa reflexão para valores abaixo do limite de identificação adotado. Na condição HSX+NP, observa-se ainda uma contribuição secundária próxima de 68°, compatível com uma possível reflexão de α-Fe, que não é claramente identificada nas condições previamente submetidas ao *shot peening*. Considerando a possibilidade de sobreposição entre as reflexões das fases presentes, essa diferença pode estar associada a alterações na contribuição relativa da ferrita para o sinal difratado.

As tensões residuais compressivas das amostras sem tratamento, nitretadas a plasma, submetidas ao shot peening e aos tratamentos combinados são apresentadas na Tabela 4. A nitretação a plasma é conhecida por promover o desenvolvimento de tensões residuais compressivas na região superficial [18]. Em concordância com esse comportamento, a condição nitretada apresentou tensão residual superficial de −912,8 ± 42,7 MPa, valor consideravelmente superior, em magnitude, aos −152,6 ± 10,5 MPa observados no material sem tratamento. O shot peening, isoladamente, também promoveu aumento das tensões compressivas, atingindo −472,0 ± 4,1 MPa e −521,9 ± 3,7 MPa para SP1 e SP2, respectivamente.

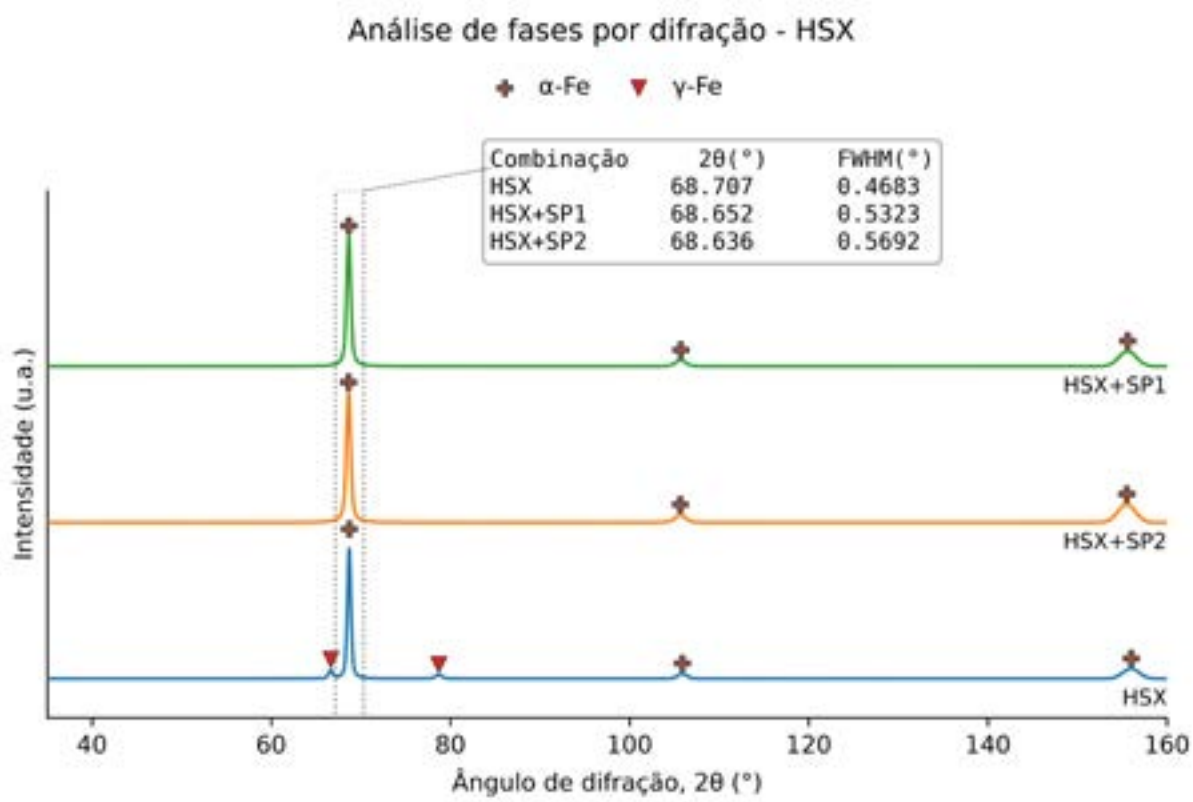



**Figura 1:** Padrões de DRX para amostras não tratadas e com shot-peening.

| Combinação | Dureza superficial (HV0,05) | Camada de Compostos (µm) | Zona de difusão (µm) | Tensão residual compressiva (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| HSX | 320 - 330 | - | - | -152,6 ± 10,5 |
| HSX + NP | 1100 - 1200 | 8 ± 0,69 | 228 | -912,8 ± 42,7 |
| HSX + SP1 | 470 - 480 | - | - | -472,0 ± 4,1 |
| HSX + SP2 | 470 - 480 | - | - | -521,9 ± 3,7 |
| HSX + SP1 + NP | 960 - 970 | 11 ± 0,11 | 228 | -670,8 ± 46,8 |
| HSX + SP2 + NP | 970 - 980 | 10 ± 0,065 | 242 | -738,0 ± 43,1 |

**Tabela 4:** Dureza, tensão residual, profundidade de camada das amostras sem tratamento, nitretadas a plasma, com shot peening e com tratamentos combinados.

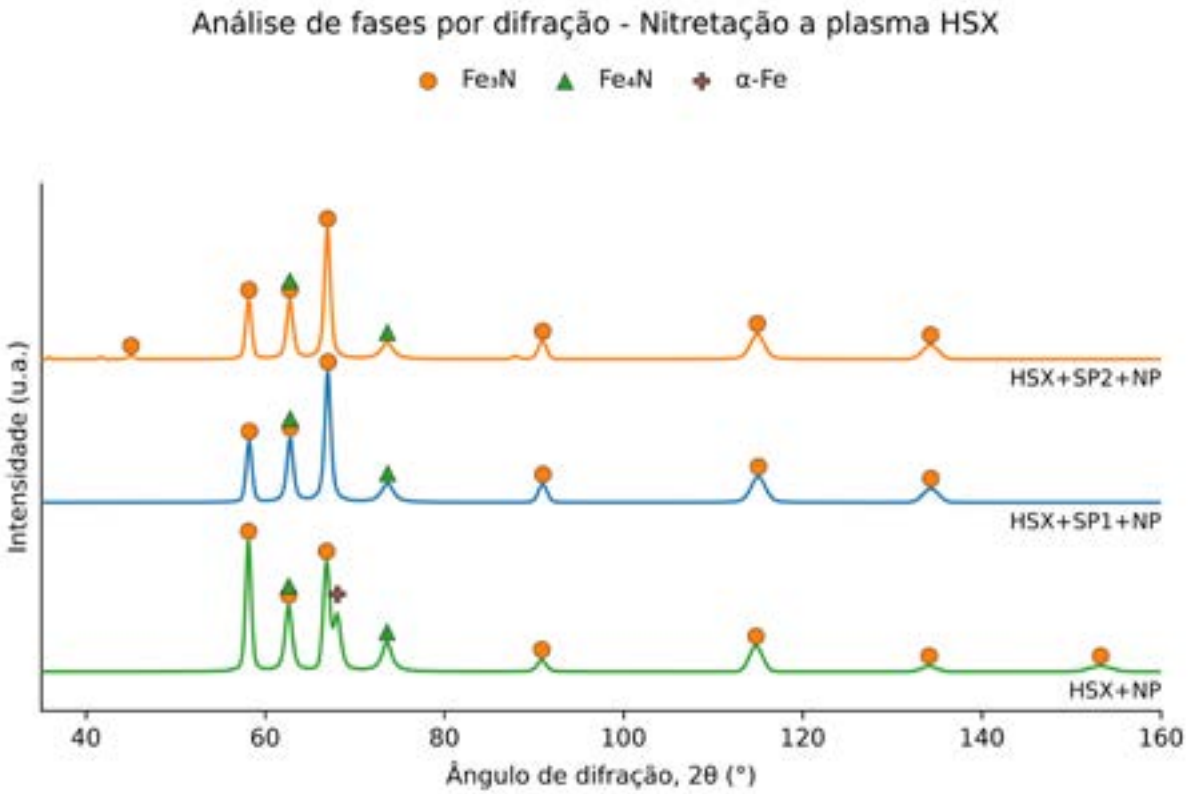



**Figura 2:** Padrões de DRX para amostras nitretadas a plasma e com tratamentos combinados.

Para os tratamentos combinados, entretanto, foram obtidas tensões residuais de −670,8 ± 46,8 MPa para SP1+NP e −738,0 ± 43,1 MPa para SP2+NP, inferiores em magnitude à condição exclusivamente nitretada. Esse comportamento evidencia que as tensões introduzidas pelos tratamentos individuais não apresentam caráter aditivo. Durante a nitretação a 500 °C por 8 h, a região superficial previamente deformada pelo shot peening é submetida simultaneamente à exposição térmica, à difusão de nitrogênio e à formação da camada nitretada, podendo favorecer a recuperação parcial e a redistribuição do estado de tensões previamente estabelecido pelo tratamento mecânico. Dessa forma, o estado residual final resulta da interação entre os mecanismos associados aos dois tratamentos.

Apesar da redução da magnitude das tensões residuais compressivas em relação à condição exclusivamente nitretada, as amostras submetidas aos tratamentos combinados apresentaram maior espessura da camada de compostos. A espessura aumentou de 8 ± 0,69 µm na condição NP para 11 ± 0,11 µm e 10 ± 0,065 µm nas condições SP1+NP e SP2+NP, respectivamente. Adicionalmente, a condição SP2+NP apresentou aumento da zona de difusão de 228 para 242 µm. A deformação plástica e o aumento da densidade de defeitos cristalinos produzidos pelo shot peening podem favorecer a interação e o transporte do nitrogênio na região superficial durante a nitretação, contribuindo para as alterações observadas na formação da camada nitretada. Dessa forma, a maior espessura da camada de compostos não correspondeu a um aumento proporcional da tensão residual compressiva superficial, indicando que essas propriedades são governadas por mecanismos distintos e pela interação entre o estado de deformação prévio e as transformações promovidas durante a nitretação.

As imagens da seção transversal das amostras apenas com shot peening, apenas nitretada a plasma e combinadas estão demonstradas na Figura 3. A micrografia da seção transversal, Figura 3-a, da amostra submetida ao shot peening evidencia elevada irregularidade da superfície, decorrente dos sucessivos impactos da granalha. Na região

imediatamente subsuperficial são observadas alterações morfológicas compatíveis com deformação plástica localizada. Esse comportamento está de acordo com o aumento da magnitude das tensões residuais compressivas e com o alargamento dos picos de difração observados após o tratamento mecânico. Nas condições nitretada e combinada, Figuras 3-b e 3-c, respectivamente, observa-se a formação de uma camada de compostos contínua e claramente distinguível do substrato. Na condição combinada, a camada acompanha a topografia irregular previamente produzida pelo shot peening, enquanto na condição somente nitretada observa-se uma interface superficial predominantemente plana. Apesar das diferenças topográficas entre as condições, a camada de compostos apresenta boa continuidade ao longo das regiões analisadas, sem descontinuidades ou destacamentos aparentes.

As medições de dureza foram realizadas desde a superfície em direção ao núcleo das amostras, sendo os perfis determinados em seção transversal com incrementos de 10 µm. A profundidade efetiva da camada nitretada foi definida como a distância entre a superfície e o ponto no qual a dureza atingiu o valor correspondente à dureza do núcleo acrescida de 50 HV, conforme apresentado na Figura 4. Os valores de profundidade efetiva foram determinados por interpolação entre os pontos adjacentes ao limite estabelecido. De acordo com os resultados de dureza, o shot peening promoveu aumento da dureza superficial do material de aproximadamente 320–330 HV para 460–480 HV nas condições SP1 e SP2. Conforme observado na Figura 4, esse efeito foi mais pronunciado próximo à superfície e diminuiu progressivamente em direção ao substrato. Embora as duas condições tenham apresentado valores de dureza superficial semelhantes, a extensão da região afetada pelo tratamento foi maior para SP2, cuja dureza atingiu valores correspondentes aos do núcleo em aproximadamente 205 µm, enquanto para SP1 esse comportamento ocorreu em aproximadamente 155 µm. Esse resultado indica que o aumento do tempo de exposição ao shot peening influenciou principalmente a profundidade da região afetada pela deformação plástica, enquanto seu efeito sobre a dureza superficial foi limitado.

Após a nitretação a plasma, foi observado aumento expressivo da dureza superficial, atingindo aproximadamente 1100–1200 HV na condição NP e 960–970 HV para a condição SP1+NP e 970 – 980 HV para SP2+NP. Apesar da maior dureza superficial apresentada pela condição exclusivamente nitretada, os três perfis apresentaram comportamento semelhante com o aumento da profundidade. A diferença foi mais pronunciada na região próxima à superfície, enquanto, com o aumento da profundidade, os valores de dureza das condições nitretadas tornaram-se progressivamente próximos e diminuíram em direção aos valores característicos do núcleo.

A profundidade efetiva da camada nitretada, determinada por interpolação, foi de aproximadamente 228 µm para as condições NP e SP1+NP, enquanto SP2+NP apresentou maior profundidade, atingindo aproximadamente 242 µm. Dessa forma, embora o tratamento prévio por shot peening tenha resultado em menor dureza superficial após a nitretação, não foi observada redução correspondente na profundidade efetiva da camada. A condição SP1+NP apresentou profundidade equivalente à condição NP, enquanto SP2+NP apresentou a maior profundidade entre as condições avaliadas.

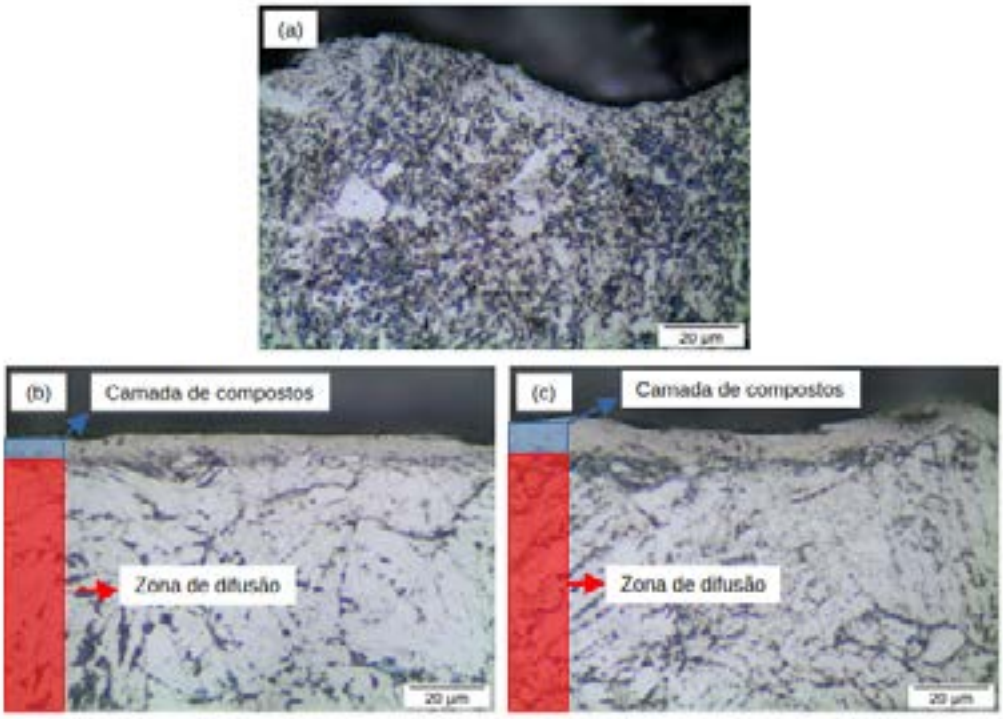



**Figura 3:** Imagens transversais das amostras: (a) Shot peening SP1, (b) nitretada a plasma, (c) combinação SP1 + NP.

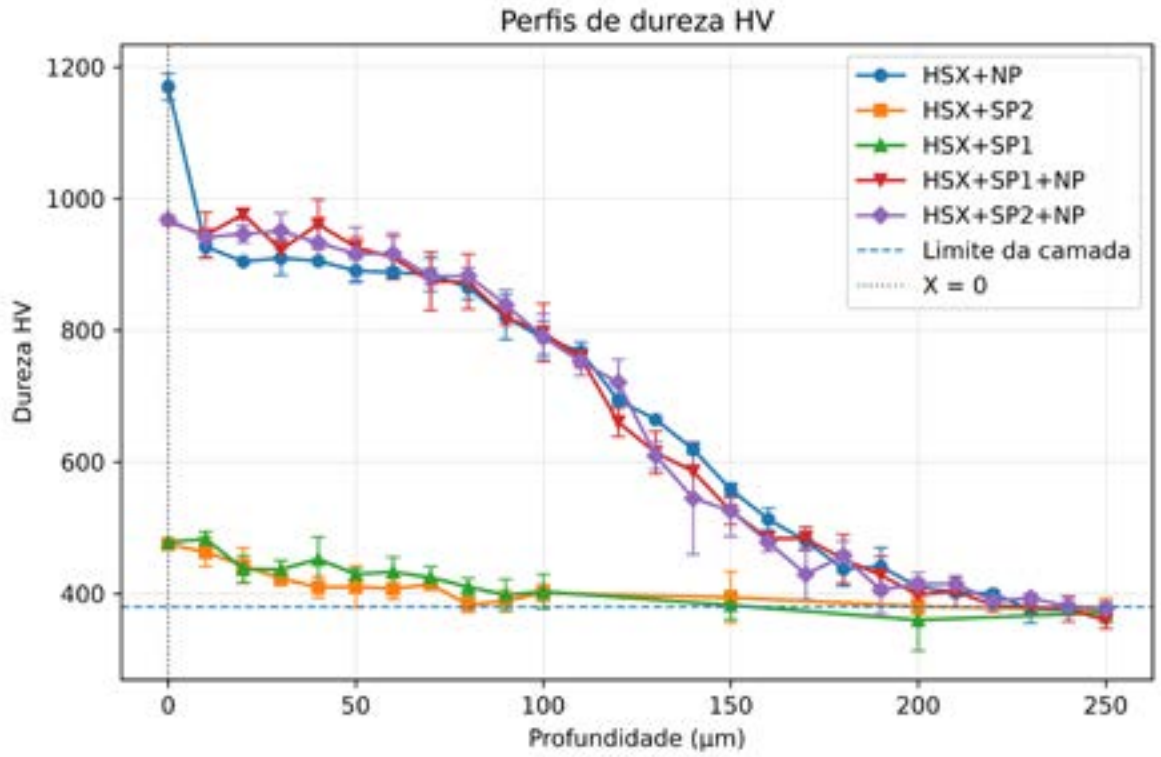



**Figura 4:** Perfis de dureza HV para as amostras tratadas com shot peening, nitretadas e com tratamentos combinados.

3.2 Análises tribológicas

O coeficiente de atrito em função do tempo, obtido para as amostras sem tratamento, submetidas ao shot peening, nitretadas e aos tratamentos combinados, é apresentado na Figura 5. Conforme observado, as condições combinadas SP1+NP e SP2+NP apresentaram comportamento distinto das demais condições, caracterizado por menores valores de coeficiente de atrito após o período inicial de acomodação, seguidos por um aumento progressivo ao longo do ensaio. Em contraste, as condições sem tratamento, submetidas somente ao shot peening ou exclusivamente à nitretação apresentaram aumento acelerado do coeficiente de atrito nos estágios iniciais do deslizamento.

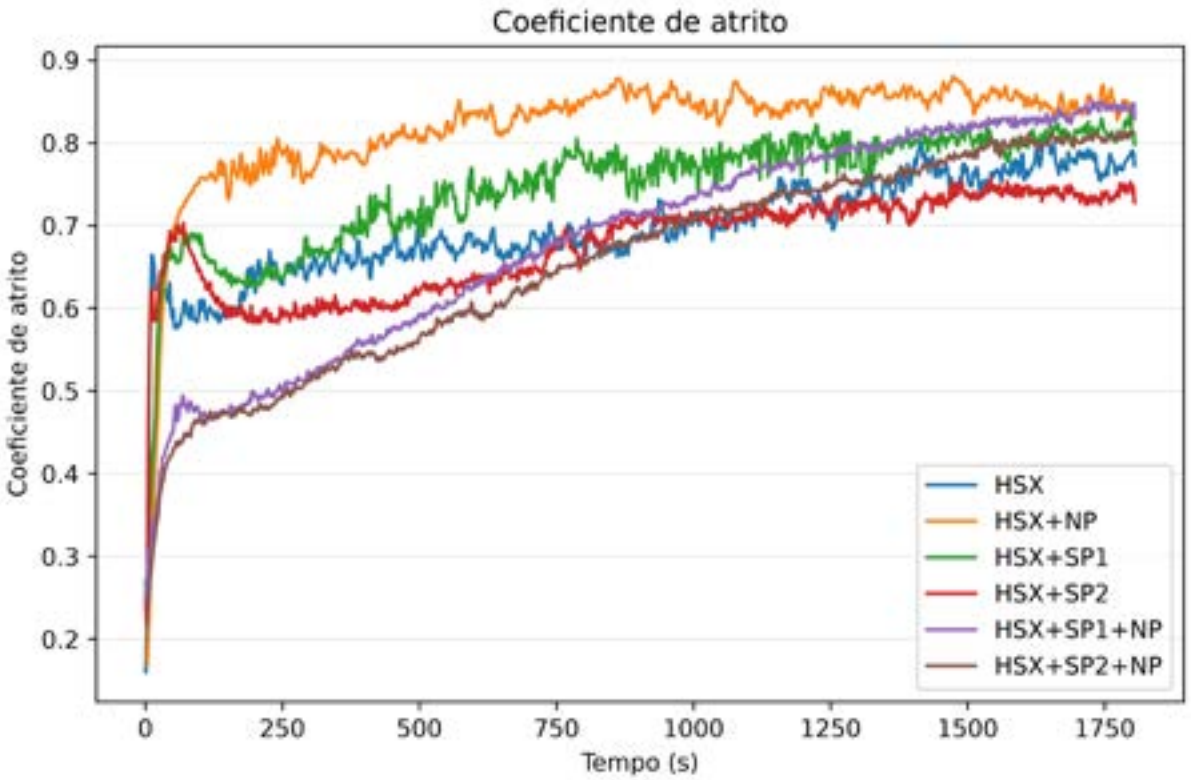



**Figura 5:** Coeficiente de atrito para as amostras sem tratamento, com shot peening, nitretadas a plasma e com tratamentos combinados.

A Figura 6 apresenta as taxas médias de desgaste e os parâmetros de rugosidade Ra e Rz para as diferentes condições avaliadas. Entre as condições sem nitretação, SP1 apresentou a maior taxa média de desgaste, enquanto SP2 apresentou valor inferior tanto a SP1 quanto ao material sem tratamento. Após a nitretação, essa tendência entre as condições de *shot peening* foi mantida, com SP2+NP apresentando menor taxa média de desgaste que SP1+NP. A menor média entre todas as condições foi obtida para SP2+NP, com $1{,}056 \times 10^{-4} \pm 1{,}151 \times 10^{-5}$ mm³/(N·m), seguida pela condição NP, com $1{,}079 \times 10^{-4} \pm 3{,}979 \times 10^{-5}$ mm³/(N·m). Entretanto, a diferença entre essas médias é pequena em relação à dispersão experimental, indicando comportamento semelhante entre NP e SP2+NP quanto à taxa de desgaste.

A comparação entre desgaste e rugosidade evidencia que a resposta tribológica não apresenta relação direta com a amplitude da topografia superficial. O *shot peening* promoveu aumento expressivo de Rz, enquanto as alterações de Ra foram comparativamente menores. Após a nitretação, as condições SP1+NP e SP2+NP mantiveram valores de Rz próximos de 30 µm, indicando a preservação de uma topografia

caracterizada por picos e vales pronunciados. Apesar da elevada amplitude apresentada por ambas as condições combinadas, SP2+NP apresentou taxa média de desgaste inferior a SP1+NP e comparável à condição NP, cuja superfície apresenta Rz substancialmente menor. Esses resultados indicam que Rz, isoladamente, não é suficiente para descrever a resposta ao desgaste, sendo necessário considerar conjuntamente a distribuição topográfica e as propriedades mecânicas da região superficial.

Durante os estágios iniciais do deslizamento, o contato nas superfícies submetidas ao *shot peening* ocorre predominantemente nas regiões mais elevadas da topografia, limitando inicialmente a área real de contato. Os vales presentes entre essas regiões podem, adicionalmente, atuar como zonas de acomodação dos *debris* gerados durante o desgaste, reduzindo sua permanência na interface e sua participação como terceiro corpo [20]. Nas condições combinadas, o endurecimento promovido pela nitretação aumenta a resistência das regiões mais elevadas à deformação e à remoção, contribuindo para a manutenção dessa topografia durante os estágios iniciais do ensaio. A atuação conjunta desses mecanismos é consistente com os menores valores iniciais de coeficiente de atrito observados para SP1+NP e SP2+NP.

Com a continuidade do deslizamento, a remoção progressiva das regiões mais elevadas modifica a geometria do contato, aumentando gradualmente a área real de contato e contribuindo para o aumento do coeficiente de atrito observado nas condições combinadas. Entretanto, a elevada amplitude da topografia produzida pelo *shot peening* também introduz uma dificuldade adicional na quantificação do material removido. Nas condições de menor rugosidade, a superfície externa à trilha apresenta pequena variação de altura, permitindo estabelecer de forma relativamente direta um nível de referência. Nas superfícies submetidas ao *shot peening*, por outro lado, picos e vales preexistentes podem apresentar amplitudes comparáveis à profundidade da região desgastada, fazendo com que uma referência baseada exclusivamente nas regiões adjacentes à trilha incorpore irregularidades da própria superfície ao cálculo da área removida.

Para minimizar essa influência, a referência empregada na determinação da área desgastada foi estabelecida a partir da curva de Abbott-Firestone dos perfis medidos. A utilização dessa curva é particularmente adequada à caracterização de superfícies submetidas ao *shot peening*, uma vez que permite descrever sua distribuição de material e distinguir funcionalmente as regiões de picos, núcleo e vales por meio dos parâmetros Rpk, Rk e Rvk [21]. No presente trabalho, o limite Mr1, correspondente à transição entre a região de picos (Rpk) e o núcleo (Rk), foi utilizado para estabelecer o nível de referência empregado na integração dos perfis e determinação da área desgastada.

Conforme exemplificado na Figura 7, mesmo após o ensaio permanece elevada variação de altura nos perfis das condições submetidas ao *shot peening*, dificultando distinguir diretamente a parcela correspondente à topografia original daquela associada à remoção de material. Essa característica também é observada nas micrografias das trilhas apresentadas na Figura 8. Nas condições de menor rugosidade, a trilha apresenta limites bem definidos em relação à superfície adjacente, enquanto nas condições previamente submetidas ao *shot peening* permanecem depressões e irregularidades no interior da região submetida ao contato.

A preservação dessas características evidencia a limitação de uma referência puramente geométrica para a determinação do desgaste e sustenta a utilização da distribuição de material da superfície como critério para sua definição. Entretanto, mesmo com a utilização desse procedimento, a permanência parcial da topografia original deve ser considerada na interpretação quantitativa das taxas de desgaste. Nas superfícies submetidas ao *shot peening*, parte das depressões localizadas abaixo do nível de referência pode corresponder a vales previamente produzidos pelo tratamento mecânico, e não exclusivamente à remoção de material durante o ensaio. Dessa forma, o volume integrado

pode conter uma contribuição da topografia preexistente, resultando em uma possível superestimação do material efetivamente removido nessas condições.

As micrografias também indicam que a remoção de material ocorre preferencialmente nas regiões mais elevadas da topografia produzida pelo *shot peening*, enquanto parte das depressões permanece preservada após o ensaio. Esse comportamento é consistente com a evolução do coeficiente de atrito discutida anteriormente, na qual o contato inicialmente concentrado sobre as regiões mais elevadas evolui à medida que essas regiões são removidas e a área real de contato aumenta.

As reconstruções tridimensionais das trilhas de desgaste apresentadas na Figura 9 complementam as observações obtidas por perfilometria e microscopia óptica. Nas condições submetidas ao *shot peening*, a região de deslizamento permanece inserida em

uma superfície caracterizada por grandes variações locais de altura, com depressões decorrentes da topografia original ainda presentes após o ensaio. Em contraste, nas condições de menor rugosidade, a trilha apresenta-se como uma depressão contínua e mais claramente distinguível da superfície adjacente. Essas observações demonstram que, embora a análise quantitativa permita comparar as taxas de desgaste entre as condições, os valores obtidos para as superfícies submetidas ao *shot peening* devem ser interpretados considerando a maior incerteza associada à distinção entre o volume efetivamente removido e a contribuição dos vales preexistentes.

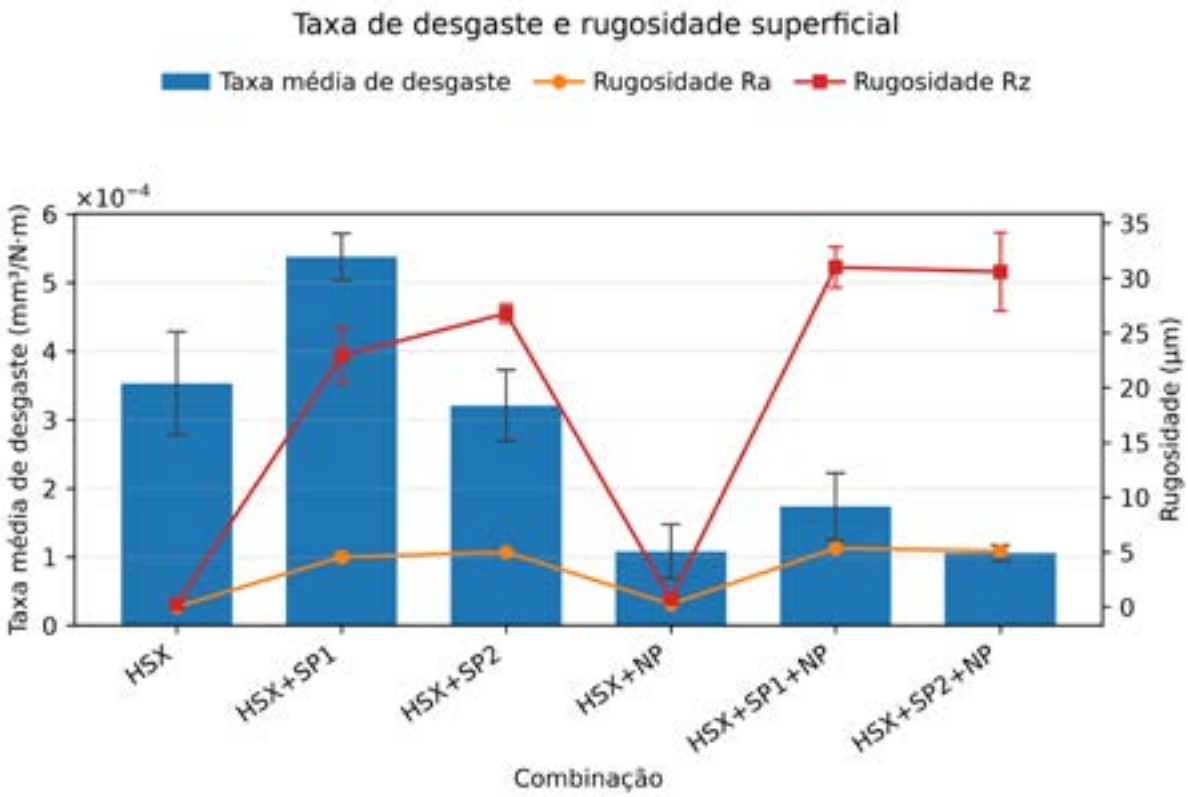



**Figura 6:** Taxa de desgaste e rugosidade superficial das amostras.

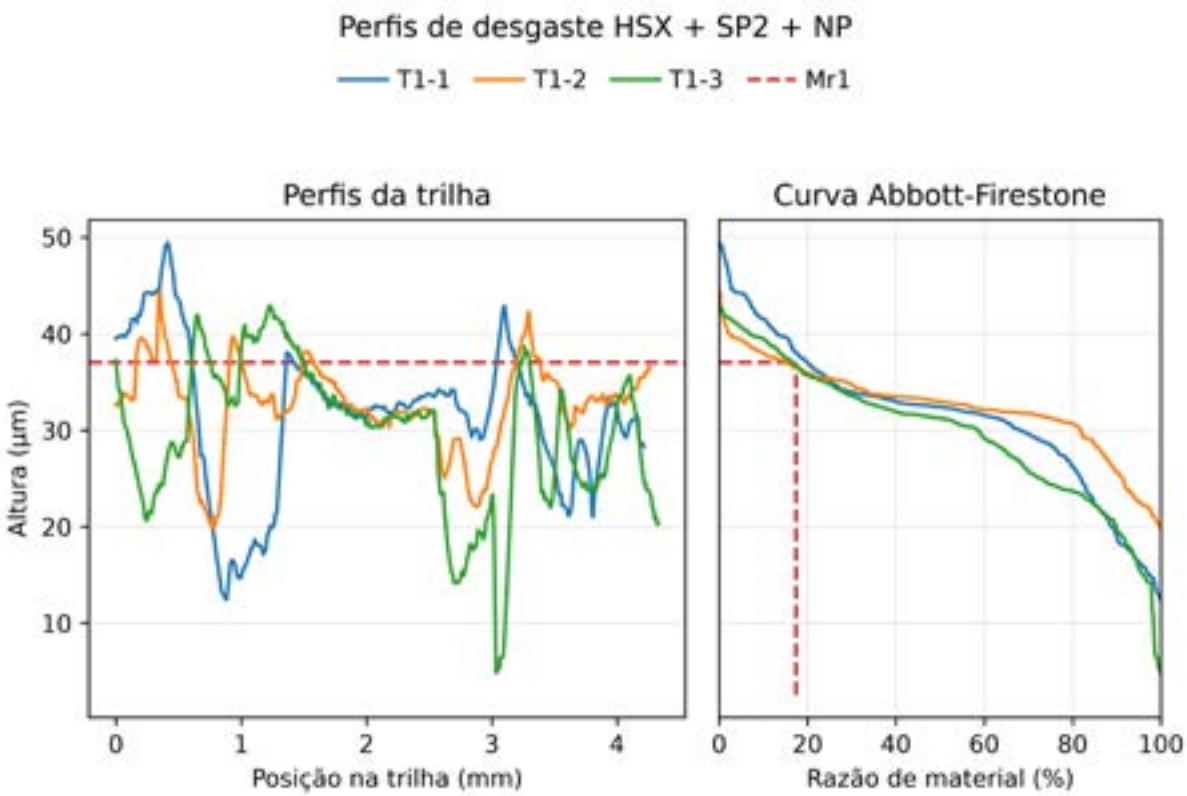



**Figura 7:** Perfis da trilha de desgaste para a amostra com tratamento combinado de shot peening e nitretação a plasma.

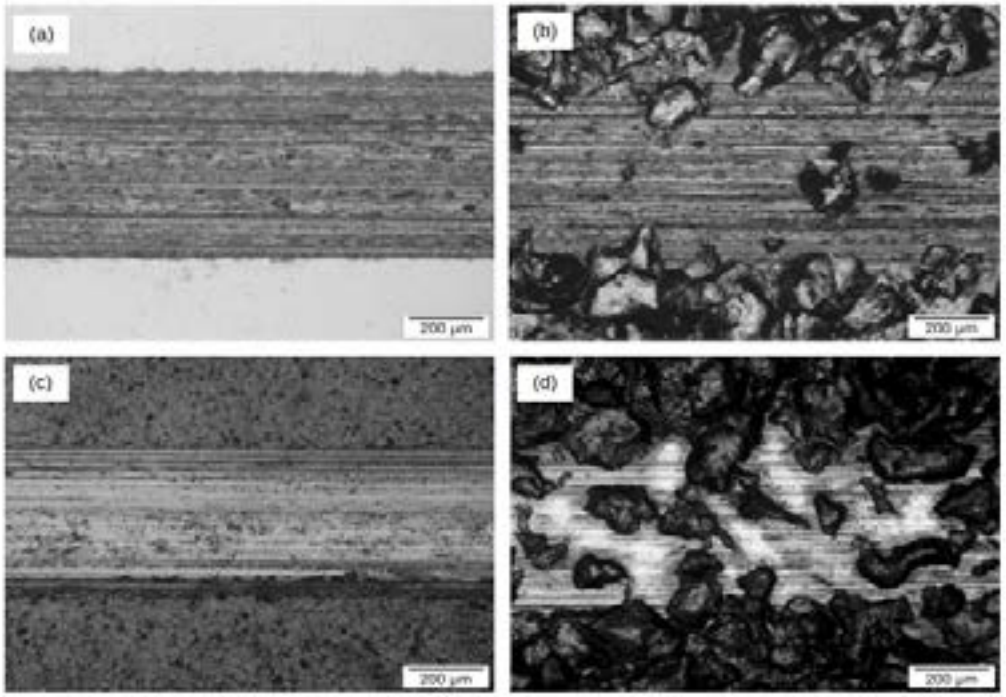



**Figura 8:** Trilhas de desgaste nas amostras: (a) sem tratamento, (b) shot peening SP2, (c) nitretada a plasma, (d) tratamentos combinados SP2 + NP.

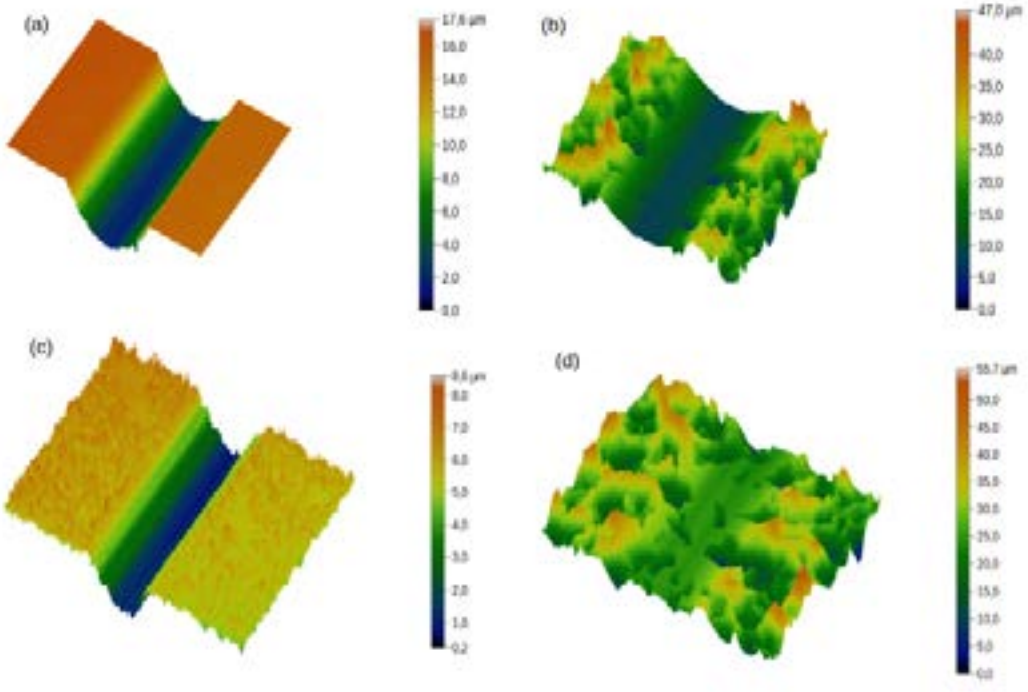



**Figura 9:** Reconstrução 3D das amostras: (a) sem tratamento, (b) shot peening SP2, (c) nitretada a plasma, (d) com tratamentos combinados SP2 + NP.

## 4. CONCLUSÕES

O tratamento de shot peening foi aplicado ao aço DIN 18MnCrSiMo6-4 em duas condições de tempo, seguido pela nitretação a plasma das amostras previamente submetidas ao tratamento mecânico. Os efeitos da interação entre o shot peening e a nitretação a plasma sobre as características superficiais e o comportamento tribológico do material foram avaliados. A partir dos resultados obtidos, podem ser estabelecidas as seguintes conclusões:

- O pré-tratamento por shot peening modificou a resposta à nitretação a plasma. Ambas as condições promoveram aumento da espessura da camada de compostos, enquanto a condição de maior tempo de exposição também resultou em maior profundidade da zona de difusão, evidenciando que os efeitos do tratamento mecânico prévio dependem da condição empregada.
- As condições combinadas apresentaram menores coeficientes de atrito nos estágios iniciais do deslizamento. Esse comportamento foi associado à interação entre a topografia produzida pelo shot peening e o endurecimento subsequente pela nitretação, com os picos controlando predominantemente o contato inicial e os vales podendo contribuir para a acomodação dos debris. O aumento progressivo do coeficiente de atrito foi relacionado à remoção das regiões mais elevadas e ao consequente aumento da área real de contato.
- Não foi observada relação direta entre coeficiente de atrito e taxa de desgaste. As menores taxas médias de desgaste foram obtidas para SP2+NP e NP, cujos valores foram semelhantes frente à dispersão experimental, enquanto SP1+NP apresentou comportamento intermediário entre essas condições e aquelas sem nitretação.
- A elevada amplitude da topografia produzida pelo *shot peening* dificultou a determinação quantitativa do material efetivamente removido nas condições

combinadas. A permanência de depressões e irregularidades originais no interior da região submetida ao contato, observada nos perfis, micrografias e reconstruções tridimensionais, indica que parte do volume integrado pode estar associada a vales preexistentes, resultando em maior incerteza e possível superestimação do volume de desgaste calculado nessas superfícies.

- De forma geral, o comportamento tribológico das condições combinadas foi determinado pela interação entre a modificação topográfica promovida pelo *shot peening* e o endurecimento decorrente da nitretação a plasma. Os resultados mostram que a combinação dos tratamentos modifica simultaneamente as condições de contato e a resposta mecânica da superfície, não sendo seu desempenho explicado isoladamente pela rugosidade, dureza ou magnitude das tensões residuais.

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado com o apoio do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Brasil, por meio da Chamada Universal, processo nº 407185/2023-2. Frederico Murilo Wlassak agradece à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo apoio concedido por meio do processo nº 88887.007108/2024-00 e ao programa CAPES/PROEX n° 1061/2023 processo n° 88881.844968/2023-0. Alexandre da Silva Rocha agradece ao CNPq/MCTI, Chamada nº 10/2023 (processo nº 308773/2018-7). Morvan Silva Franco agradece à CAPES (processo nº 88887.842729/2023-00), e Felipe Canal agradece à CAPES (processo nº 88887.988547/2024-00).

## REFERÊNCIAS

[1] W. Bleck, M. Bambach, V. Wirths, and A. Stieben, “Microalloyed engineering steels with improved performance - An overview,” *HTM - J. Heat Treat. Mater.*, vol. 72, no. 6, pp. 346–354, 2017, doi: 10.3139/105.110339.

[2] T. Sourmail, “Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications*,” *HTM J. Heat Treat. Mater.*, vol. 72, no. 6, pp. 371–378, Dec. 2017, doi: 10.3139/105.110342.

[3] H. Roelofs and M. Lembke, “Taming the bainite for use in bright bar applications,” *Bainite - from nano to macro Symp. Sci. Appl. Bainite*, no. June, pp. 43–51, 2017.

[4] R. L. Dalcin, L. F. Oliveira, I. L. Diehl, V. W. Dias, and A. da Silva Rocha, “Response of a din 18mncrsimo6-4 continuous cooling bainitic steel to plasma nitriding with a nitrogen rich gas composition,” *Mater. Res.*, vol. 23, no. 2, pp. 1–9, 2020, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0036.

[5] R. L. Dalcin *et al.*, “Influence of plasma nitriding with a nitrogen rich gas composition on the reciprocating sliding wear of a DIN 18MnCrSiMo6-4 steel,” *Mater. Res.*, vol. 24, no. 4, 2021, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0592.

[6] H. Kovacı, A. F. Yetim, O. Baran, and A. Çelik, “Fatigue crack growth analysis of plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel: Part 1-constant amplitude loading,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 672, pp. 257–264, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.07.002.

[7] J. Wu, H. Liu, X. Ye, Y. Chai, and J. Hu, “Enhancement of corrosion resistance for plasma nitrided AISI 4140 steel by plain air plasma post-oxidizing,” *J. Alloys Compd.*, vol. 632, pp. 397–401, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.01.221.

[8] H. Kovacı, Hacısalihoğlu, A. F. Yetim, and A. Çelik, “Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel,”

*Surf. Coatings Technol.*, vol. 358, no. August 2018, pp. 256–265, 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.11.043.

[9] B. Hashemi, M. Rezaee Yazdi, and V. Azar, “The wear and corrosion resistance of shot peened-nitrided 316L austenitic stainless steel,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3287–3292, Jun. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.037.

[10] H. Yan, P. Zhu, Z. Chen, H. Zhang, Y. Zhang, and Y. Zhang, “Effect of shot peening on the surface properties and wear behavior of heavy-duty-axle gear steels,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 17, pp. 22–32, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.12.126.

[11] S. Q. Lu, L. H. Chiu, P. J. Chang, and C. K. Lin, “Effects of Shot Peening Pressure, Time, and Material on the Properties of Carburized Steel Shafts,” *Materials (Basel).*, vol. 17, no. 16, pp. 1–15, 2024, doi: 10.3390/ma17164124.

[12] J. Walker, D. J. Thomas, and Y. Gao, “Effects of shot peening and pre-strain on the fatigue life of dual phase Martensitic and Bainitic steels,” *J. Manuf. Process.*, vol. 26, pp. 419–424, 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.03.010.

[13] P. Tiwari, M. Oraon, and A. Varshney, “Evolution of surface microstructure in austempered medium carbon high silicon steels due to shot peening,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 531, no. April, p. 133542, 2026, doi: 10.1016/j.surfcoat.2026.133542.

[14] Y. Li, L. Wang, D. Zhang, and L. Shen, “The effect of surface nanocrystallization on plasma nitriding behaviour of AISI 4140 steel,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 257, no. 3, pp. 979–984, 2010, doi: 10.1016/j.apsusc.2010.08.004.

[15] Y. Lin, J. Lu, L. Wang, T. Xu, and Q. Xue, “Surface nanocrystallization by surface mechanical attrition treatment and its effect on structure and properties of plasma nitrided AISI 321 stainless steel,” *Acta Mater.*, vol. 54, no. 20, pp. 5599–5605, 2006, doi: 10.1016/j.actamat.2006.08.014.

[16] T. K. Hirsch, A. D. S. Rocha, F. D. Ramos, and T. R. Strohaecker, “Residual stress-affected diffusion during plasma nitriding of tool steels,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35 A, no. 11, pp. 3523–3530, 2004, doi: 10.1007/s11661-004-0189-2.

[17] A. P. A. Manfridini, C. Godoy, J. C. Avelar-Batista Wilson, and M. V. Auad, “Surface hardening of IF steel by plasma nitriding: Effect of a shot peening pre-treatment,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 260, pp. 168–178, 2014, doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.09.064.

[18] S. M. Hassani-Gangaraj, A. Moridi, M. Guagliano, A. Ghidini, and M. Boniardi, “The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel,” *Int. J. Fatigue*, vol. 62, pp. 67–76, 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.04.017.

[19] C. J. Turra, “Caracterização Mecânica e Metalúrgica de um Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo Aplicado no Processo Industrial de Forjamento a Quente,” Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2021.

[20] D. W. Wang, J. L. Mo, Z. Y. Zhu, H. Ouyang, M. H. Zhu, and Z. R. Zhou, “Debris trapping and space-varying contact via surface texturing for enhanced noise performance,” *Wear*, vol. 396–397, no. July 2017, pp. 86–97, 2018, doi: 10.1016/j.wear.2017.11.013.

[21] A. Skoczylas and K. Zaleski, “Effect of Centrifugal Shot Peening on the Surface Properties of Laser-Cut C45 Steel Parts,” *Materials (Basel).*, vol. 12, no. 21, p. 3635, Nov. 2019, doi: 10.3390/ma12213635.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO DO USO DE FLUIDO DE CORTE A ALTA PRESSÃO EM OPERAÇÃO DE MANDRILAMENTO

Vitor Zambom [1]
Vágner Braga [2]
Felipe Tusset [3]
Cristiano José Scheuer [4]

**RESUMO**

O mandrilamento interno é uma operação crítica de acabamento, fortemente influenciada pela dificuldade de evacuação de cavacos, pelo controle térmico da zona de corte e pela estabilidade do sistema ferramenta-peça-máquina. Nesse contexto, este trabalho avaliou, em ambiente produtivo real, o efeito da aplicação de fluido de corte a alta pressão (HPC) no desempenho do mandrilamento de uma peça em aço ST52-3, comparando essa estratégia à refrigeração convencional. A investigação foi conduzida com foco em variáveis de interesse industrial: desgaste de flanco da ferramenta (VB), rugosidade superficial (Ra), potência de corte e impacto econômico-operacional. Os resultados mostraram que o HPC reduziu substancialmente o desgaste de flanco ao longo do lote, com reduções da ordem de 60% no início da campanha e de até aproximadamente 80% ao final da faixa comparativa, evidenciando maior vida útil da ferramenta e maior estabilidade do processo. Entre as condições avaliadas, a pressão de 40 bar apresentou o melhor compromisso prático entre desempenho e robustez operacional, mantendo crescimento moderado de VB mesmo em campanha estendida até 65 peças. As análises micrográficas confirmaram que o uso de HPC atenua mecanismos de desgaste adesivo-oxidativos e abrasivos, reduzindo a formação de faixas de desgaste largas e irregulares no flanco da ferramenta. Em contrapartida, observou-se aumento da rugosidade superficial sob HPC, comportamento associado a excitações hidrodinâmicas do jato e ao recontato de cavacos. Do ponto de vista econômico, a adoção do HPC resultou em ganho líquido mensal de R$ 9.813,13, com projeção anual próxima de R$ 118 mil para a operação analisada. Assim, conclui-se que a aplicação de HPC no mandrilamento interno é uma alternativa tecnicamente eficaz e economicamente atrativa para aumentar a durabilidade da ferramenta e a produtividade do processo em ambiente industrial.

Key words - Mandrilamento interno, fluido de corte a alta pressão, desgaste de flanco, vida da ferramenta, usinagem industrial.

(1) Mestre em Engenharia Mecânica, Analista Sênior de Inovação, Bruning Tecnometal LTDA – Panambi-RS, vitor_zambom@hotmail.com;
(2) Doutor em Engenharia de Materiais, Especialista de Inovação, Bruning Tecnometal LTDA – Panambi-RS, vagner.braga@bruning.com.br;
(3) Mestre em Engenharia Mecânica, Professor, UNIJUI – Panambi-RS, felipe.tusset@unijui.edu.br;
(4) Doutor em Engenharia Mecânica, Professor, UFSM – Santa Maria-RS, cristiano.scheuer@ufsm.br;

**EVALUATION OF THE USE OF HIGH-PRESSURE CUTTING FLUID IN A BORING OPERATION**

**ABSTRACT**

*Internal boring is a critical finishing operation, strongly influenced by chip evacuation difficulties, thermal control in the cutting zone, and the stability of the tool–workpiece–machine system. In this context, this study evaluated, in a real production environment, the effect of applying high-pressure cutting fluid (HPC) on the performance of boring a ST52-3 steel component, comparing this strategy with conventional cooling, focusing on variables of industrial interest such as tool flank wear (VB), surface roughness (Ra), cutting power, and economic-operational impact; the results showed that HPC substantially reduced flank wear throughout the batch, with reductions on the order of 60% at the beginning of the campaign and up to approximately 80% at the end of the comparative range, indicating longer tool life and greater process stability, and among the evaluated conditions, a pressure of 40 bar presented the best practical balance between performance and operational robustness, maintaining moderate VB growth even in an extended campaign of up to 65 parts; micrographic analyses confirmed that the use of HPC mitigates adhesive-oxidative and abrasive wear mechanisms, reducing the formation of wide and irregular wear bands on the tool flank, while, on the other hand, an increase in surface roughness was observed under HPC, a behavior associated with hydrodynamic excitations of the jet and chip recontact; from an economic standpoint, the adoption of HPC resulted in a net monthly gain of R$ 9,813.13, with an annual projection close to R$ 118,000 for the analyzed operation, thus concluding that the application of HPC in internal boring is a technically effective and economically attractive alternative to increase tool durability and process productivity in an industrial environment.*

*Keywords – Internal boring, high-pressure cutting fluid, flank wear, tool life, industrial machining.*

## 1. INTRODUÇÃO

A crescente demanda por precisão dimensional e qualidade superficial tem ampliado a importância das operações de usinagem de furos em componentes mecânicos. Nesse contexto, o mandrilamento constitui uma operação de acabamento utilizada para corrigir dimensões, forma e posição de furos, contribuindo para a funcionalidade de conjuntos mecânicos [1–3].

Em operações internas, entretanto, a geometria confinada dificulta o acesso do fluido à zona de corte e a remoção dos cavacos. A menor eficiência na dissipação térmica e o possível recontato dos cavacos podem elevar o atrito, a temperatura e o desgaste da

ferramenta. A vida da ferramenta é, portanto, condicionada pela interação entre material, parâmetros de corte, geometria da ferramenta e estratégia de lubrirefrigeração [4–6].

A aplicação de fluido de corte a alta pressão (High-Pressure Coolant – HPC) constitui uma alternativa para intensificar a ação térmica, tribológica e hidráulica do fluido. O jato pressurizado pode penetrar na interface cavaco-ferramenta, favorecer a remoção de calor e contribuir para a fragmentação e evacuação dos cavacos. Estudos anteriores relatam benefícios do HPC em diferentes materiais e operações, incluindo redução de desgaste, temperatura e forças de corte [7–10].

Apesar do avanço do conhecimento sobre HPC em torneamento, fresamento e furação, a aplicação da técnica em mandrilamento industrial ainda apresenta lacunas, especialmente quanto à influência da pressão sobre a cinética de desgaste e ao compromisso entre vida da ferramenta, acabamento superficial e consumo energético. Assim, o objetivo deste trabalho foi avaliar experimentalmente o efeito de diferentes pressões de HPC sobre o desempenho da ferramenta em mandrilamento interno, comparando os resultados com a condição convencional e verificando a viabilidade econômico-operacional da solução.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Estratégia experimental

A investigação foi realizada em ambiente produtivo real, utilizando como variável principal o método de lubrirefrigeração. A condição de referência foi a lubrirefrigeração convencional (LC), empregada na produção a 25 bar. Para HPC foram avaliadas pressões de 25, 40 e 50 bar. O procedimento experimental compreendeu a caracterização do material, execução dos ensaios de mandrilamento, medição do desgaste e da rugosidade, monitoramento da potência de corte, caracterização dos mecanismos de desgaste e avaliação econômico-operacional. A Figura 1 apresenta uma representação esquemática original da estratégia adotada.

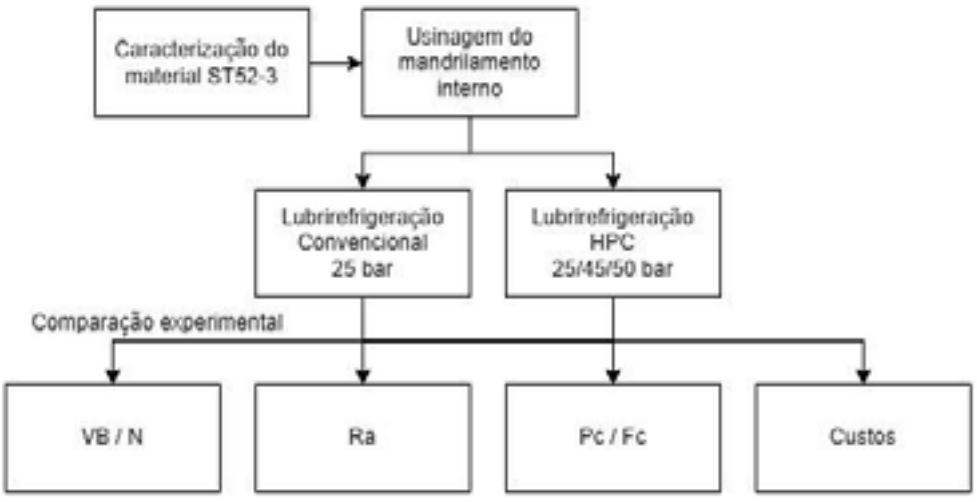



**Figura 1:** Representação esquemática da estratégia experimental adotada. Fonte: Autor.

### 2.2. Material e peça de referência

O material utilizado foi o aço estrutural de baixa liga ST52-3 (1.0570, DIN 17100), na forma de barra trefilada de seção circular com 101,6 mm de diâmetro e 6 m de comprimento. A composição nominal apresenta aproximadamente 0,20–0,22% de C, 0,55% de Si e 1,6%

de Mn. As propriedades mecânicas nominais incluem limite de escoamento entre 315 e 355 MPa, resistência à tração entre 490 e 630 MPa e dureza aproximada de 180 HB [11].

A peça de referência é uma bucha de montagem aplicada em conjuntos de carregadeiras. O processo anterior ao mandrilamento produz um pré-furo axial de 56 mm de diâmetro. A caracterização experimental do lote confirmou composição compatível com os requisitos do material, microestrutura predominantemente ferrítico-perlítica e propriedades mecânicas médias de 326 ± 11 MPa de limite de escoamento, 574 ± 17 MPa de resistência à tração e 20,8 ± 0,26% de alongamento.

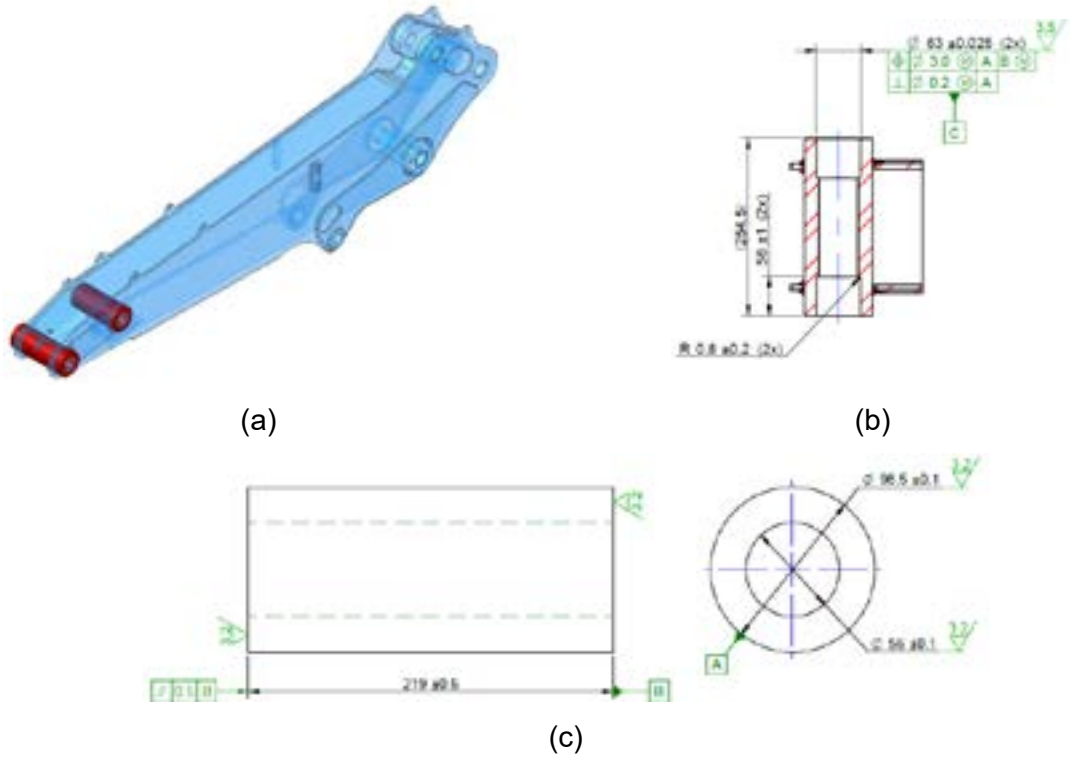



**Figura 2:** Ilustração da peça de referência utilizada neste estudo, apresentada em projeções 2D e modelo 3D no conjunto correspondente. Fonte: Autor.

## 2.3. Ferramentas, máquina e condições de corte

Para LC foi utilizado inserto TNMG 16 04 08-PM, classe 4315, com revestimento multicamada TiCN/$Al_2O_3$/TiN. Para HPC foi empregado inserto TCMT 16 T3 08-UM, classe 1125, com revestimento TiAlN. O porta-ferramenta HPC foi o Sandvik CoroBore® BR20, modelo BR20-71TC16F-C5, com alimentação interna de fluido e capacidade para pressões superiores às utilizadas nos ensaios.

Os ensaios foram realizados em um centro de usinagem CNC Heller FP14000, instalado na linha produtiva da Unidade Construção da Bruning Tecnometal. O equipamento possui potência instalada de 50 kW, torque máximo de 1146 Nm e rotação máxima de 12.500 rpm. A velocidade de corte foi mantida em 220 m/min e a profundidade de corte em 3 mm. O avanço foi de 0,194 mm/rot para LC e 0,265 mm/rot para HPC, permitindo avaliar a técnica em condição mais severa de produtividade.

O fluido utilizado foi o Synergy 905, da Blaser Swisslube, preparado em concentração de 10% em água. Na condição HPC, o fluido foi direcionado internamente à região entre a face de saída e o cavaco, produzindo um efeito hidráulico sobre a interface de corte. A principal diferença funcional em relação à aplicação convencional está, portanto, não apenas na pressão, mas também na posição e na concentração do jato.

| Condição | Pressão | vc (m/min) | f (mm/rot) | ap (mm) |
|---|---|---|---|---|
| LC | 25 bar | 220 | 0,194 | 3 |
| HPC_25 | 25 bar | 220 | 0,265 | 3 |
| HPC_40 | 40 bar | 220 | 0,265 | 3 |
| HPC_50 | 50 bar | 220 | 0,265 | 3 |

**Tabela 1**: Condições experimentais utilizadas nos ensaios de mandrilamento. Fonte: Autor.

### 2.4. Variáveis de saída e análise

O desgaste de flanco VB foi medido em microscópio óptico após diferentes quantidades de peças usinadas, adotando-se 0,60 mm como critério de fim de vida, conforme a ISO 3685 [12]. A rugosidade média aritmética Ra foi medida diretamente na máquina por rugosímetro portátil. A potência de corte foi obtida a partir da energia consumida pelo eixo-árvore e do tempo efetivo de corte, enquanto a força de corte foi estimada pela relação entre potência e velocidade de corte.

Os mecanismos de desgaste foram analisados por microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia por dispersão de energia, permitindo identificar regiões de adesão, oxidação, desgaste abrasivo e transferência de elementos do material da peça. Para avaliar o desempenho econômico, foram comparados mensalmente o tempo de ciclo, custo de transformação, custo dos insertos, número de trocas e horas de máquina ocupadas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Desgaste de flanco

A condição convencional apresentou crescimento monotônico do desgaste de flanco com o número de peças, associado à combinação de abrasão, adesão e efeitos térmicos. Em operações internas, a limitação da penetração do fluido e da evacuação de cavacos favorece a formação de uma região tribológica mais severa. As análises microscópicas indicaram landas mais largas e irregulares, com presença de filmes contendo Fe–Mn–Si e sinais de oxidação.

Com a aplicação do HPC, as curvas de desgaste apresentaram inclinações substancialmente menores. A Figura 2 apresenta a taxa média de crescimento do desgaste obtida pelos ajustes lineares VB = a + bN. A inclinação reduziu de 0,01220 mm/peça em LC para 0,00486, 0,00405 e 0,00311 mm/peça em HPC_25, HPC_40 e HPC_50, respectivamente. Isso corresponde a reduções aproximadas de 60%, 67% e 75% na taxa média de desgaste.

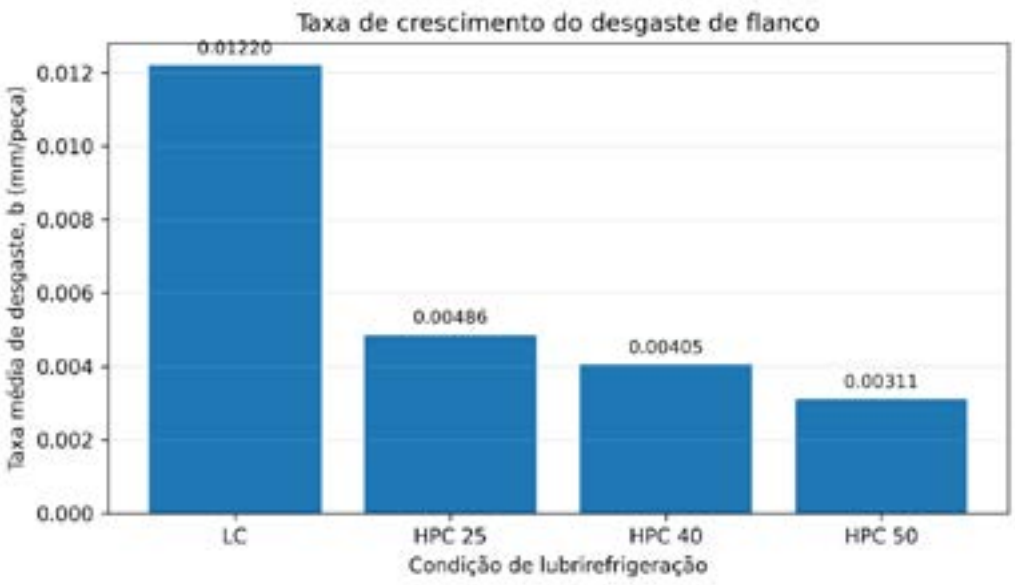



**Figura 3:** Comparação da taxa média de crescimento do desgaste de flanco. Fonte: Autor.

A redução da taxa de desgaste evidencia que a atuação do jato de alta pressão modifica o regime tribológico da interface. A maior penetração do fluido e a remoção mais eficiente de calor reduzem a intensidade dos mecanismos adesivo-oxidativos, enquanto a ação hidráulica sobre o cavaco diminui a probabilidade de recontato. Resultados semelhantes foram relatados para diferentes materiais e operações de usinagem sob HPC [7–10].

O aumento de pressão apresentou retornos decrescentes. O ganho entre 25 e 40 bar foi mais relevante do que o ganho adicional entre 40 e 50 bar, indicando que, para o conjunto ferramenta-material-máquina estudado, aproximadamente 40 bar já proporciona grande parte do benefício disponível.

3.2. Efeito da pressão sobre o desgaste

A Figura 3 sintetiza a redução percentual de VB obtida nas três pressões HPC em relação à condição convencional. Em 25 bar, a redução atingiu 67,0% após 25 peças. Em 40 bar, o ganho evoluiu de 64,9% para 80,0% entre 15 e 25 peças. Em 50 bar, a redução atingiu 74,9% no mesmo intervalo.

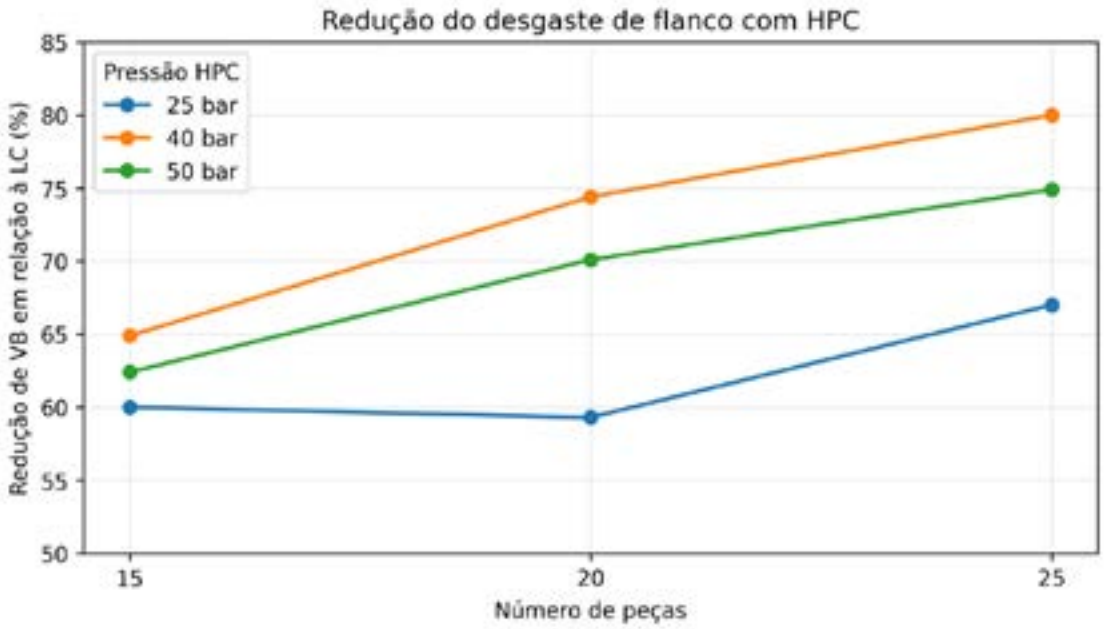



**Figura 4:** Redução percentual do desgaste de flanco com HPC em relação à lubrirefrigeração convencional. Fonte: Autor.

A condição HPC_40 foi selecionada para uma campanha ampliada até 65 peças. Mesmo com o aumento do número de peças, o crescimento do desgaste permaneceu moderado e a morfologia do flanco se manteve estreita e contínua, sem microchipping ou entalhe significativo. Esse comportamento reforça que a escolha de 40 bar representa um compromisso adequado entre desempenho, complexidade do sistema e consumo de recursos.

3.3. Rugosidade superficial e formação de cavacos

Embora o HPC tenha reduzido o desgaste da ferramenta, a rugosidade não apresentou o mesmo comportamento. Em comparação à LC, os valores de Ra foram superiores nas condições HPC, com aumentos percentuais, para 40 bar, de aproximadamente 110,9%, 190,4% e 170,9% em 15, 20 e 25 peças, respectivamente.

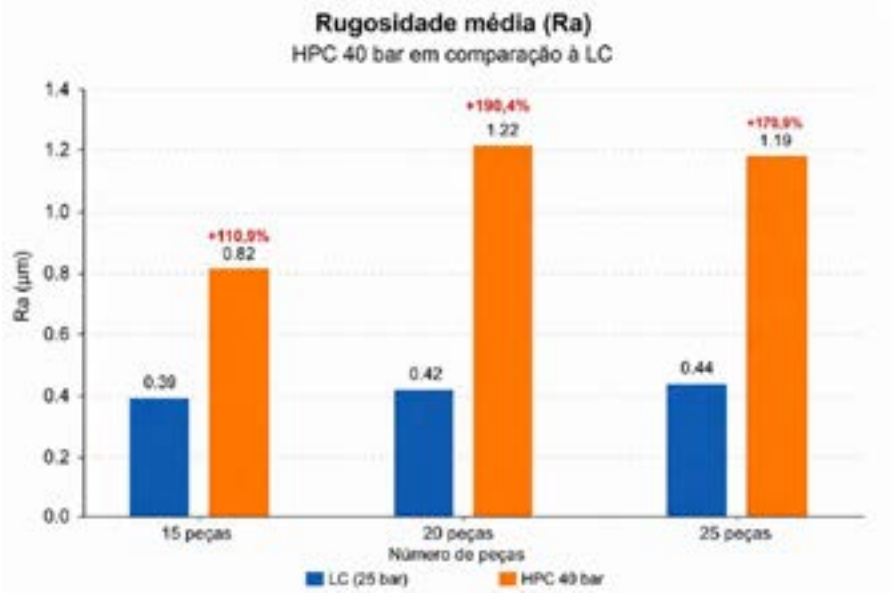



**Figura 5**: Redução percentual do desgaste de flanco com HPC em relação à lubrirefrigeração convencional. Fonte: Autor.

Esse resultado demonstra que a vida da ferramenta não é o único indicador necessário para selecionar a estratégia de refrigeração. A aplicação do jato altera a dinâmica do cavaco e pode induzir microvibrações e recontatos com a superfície recém-usinada. A geometria positiva do inserto utilizado no HPC também apresenta maior sensibilidade a essas excitações. Assim, o benefício tribológico do HPC pode coexistir com uma penalização do acabamento, particularmente durante o regime inicial.

A análise dos cavacos mostrou ainda diferença marcante entre as condições. Na LC foram observados cavacos longos e contínuos, enquanto o HPC a 40 bar favoreceu cavacos mais curtos e fragmentados. A maior capacidade de evacuação reduz o risco de recirculação e recontato do cavaco, o que ajuda a explicar a menor taxa de desgaste. Entretanto, fragmentos que transitam próximos à superfície recém-usinada podem contribuir para sulcamentos e micro-recortes, explicando parte do aumento de Ra.

3.4 Potência e força de corte

A potência de corte aumentou com o desgaste da ferramenta em todas as condições, como consequência do aumento do atrito e da área de contato na superfície de folga. Sob HPC, contudo, a ferramenta permaneceu em níveis menores de desgaste, mantendo a potência em patamares iguais ou inferiores à LC durante boa parte da campanha. Em 40 bar, a redução da potência em relação à LC foi de 6,89%, 3,37% e 2,15% para 15, 20 e 25 peças, respectivamente. Em 50 bar, as reduções foram de 8,04%, 4,49% e 6,45%.

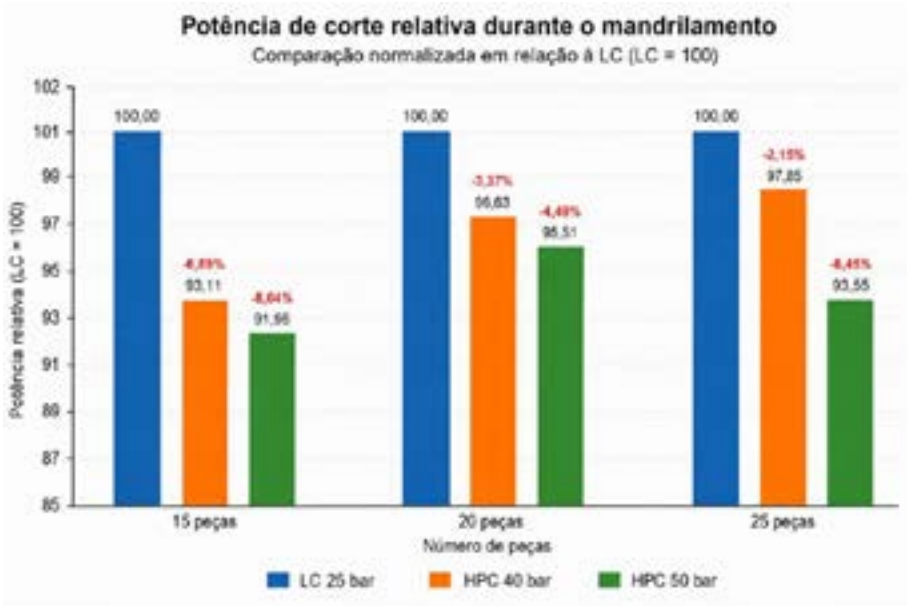



**Figura 6:** Contribuições estimadas para o resultado econômico mensal da adoção do HPC. Fonte: Autor.

A correlação entre potência e desgaste apresentou elevada aderência dos modelos lineares. Para LC, obteve-se Pcorte = 3208,7·VB + 8087,7, enquanto para HPC_40 o ajuste foi Pcorte = 73148,1·VB + 3466,9. Esses modelos indicam que o HPC reduz a potência de base associada à ferramenta pouco desgastada, embora a sensibilidade da potência a pequenas variações de VB possa ser elevada em determinadas condições. Esse comportamento sugere a possibilidade de utilizar a potência como indicador complementar para monitoramento da condição da ferramenta.

3.5 Avaliação econômico-operacional

A análise econômica considerou uma demanda média de 340 peças por mês. A adoção do HPC resultou em economia estimada de R$ 7.361,00/mês pela redução do

tempo de ciclo, R$ 423,61/mês pela redução do número de trocas de insertos e R$ 2.118,06/mês pela menor ocupação efetiva da máquina. O aumento do custo unitário do inserto representou uma contrapartida de R$ 89,54/mês.




**Figura 7:** Contribuições estimadas para o resultado econômico mensal da adoção do HPC. Fonte: Autor.

O resultado líquido estimado foi de R$ 9.813,13 por mês, equivalente a aproximadamente R$ 118 mil por ano. O custo de transformação reduziu de R$ 273,23 para R$ 251,38 por peça, correspondendo a uma redução de aproximadamente 8,0% no valor considerado. Esses resultados são coerentes com estudos que destacam o potencial econômico do HPC associado à maior produtividade, menor consumo de horas-máquina e maior vida das ferramentas [13].

A análise demonstra que a viabilidade do HPC não depende exclusivamente da redução do preço do inserto. Mesmo com aumento de aproximadamente 22% no custo unitário da ferramenta, os ganhos decorrentes da redução do tempo de ciclo e da frequência de trocas superaram esse acréscimo. Para a expansão da tecnologia, recomenda-se priorizar operações com elevado tempo de máquina e grande número de trocas de ferramenta.

## 4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais obtidos em ambiente industrial, podem ser estabelecidas as seguintes conclusões:

• A aplicação de fluido de corte a alta pressão reduziu significativamente a taxa de crescimento do desgaste de flanco no mandrilamento do aço ST52-3, com reduções aproximadas de 60%, 67% e 75% para 25, 40 e 50 bar, respectivamente, em relação à lubrirefrigeração convencional.

• A pressão de 40 bar apresentou o melhor compromisso entre redução do desgaste, estabilidade e complexidade operacional. A campanha ampliada até 65 peças confirmou a manutenção de uma evolução moderada do desgaste.

• O HPC alterou favoravelmente a morfologia dos cavacos, promovendo maior fragmentação e facilitando sua evacuação na geometria interna do mandrilamento.

• A redução do desgaste não implicou redução direta da rugosidade. Os maiores valores de Ra sob HPC foram associados à interação entre jato, dinâmica do sistema e recontato de cavacos, indicando a necessidade de otimização conjunta da pressão, posicionamento do jato e rigidez do conjunto.

• O HPC reduziu ou estabilizou a potência de corte em relação à condição convencional durante boa parte do intervalo avaliado, principalmente nas pressões de 40 e 50 bar.

• A adoção do HPC apresentou potencial econômico relevante para a aplicação analisada, com ganho líquido estimado de R$ 9.813,13/mês e aproximadamente R$ 118 mil/ano.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal de Santa Maria e à Bruning Tecnometal pelo suporte técnico, estrutural e operacional necessário à realização deste estudo, bem como às equipes envolvidas na execução dos ensaios e caracterizações.

## REFERÊNCIAS

[1] ISHFAQ, K.; ANJUM, I.; PRUNCU, C. I.; AMJAD, M.; KUMAR, M. S.; MAQSOOD, M. A. Progressing towards sustainable machining of steels: a detailed review. Materials, v. 14, n. 18, p. 5162, 2021. DOI: 10.3390/ma14185162.

[2] LAWAL, S. A.; NDALIMAN, M. B.; BALA, K. C.; LAWAL, S. S. Effect of cutting variables on boring process: a review. In: Comprehensive Materials Finishing. Oxford: Elsevier, 2017. p. 26–44. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09148-7.

[3] BORADE, P. M.; DESHMUKH, M. J. Optimization of process parameters in boring operation: a review. International Journal of Engineering Research & Technology, v. 3, n. 3, p. 1099–1101, 2014.

[4] TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. Metal Cutting. 4. ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 2000.

[5] SHAW, M. C. Metal Cutting Principles. 2. ed. Oxford: Oxford University Press, 2005.

[6] ASTAKHOV, V. P. Tribology of Metal Cutting. Amsterdam: Elsevier, 2006.

[7] EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; DA SILVA, R. B.; ÇAKIR, O. Surface integrity of finished turned Ti–6Al–4V alloy with PCD tools using conventional and high pressure coolant supplies. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 47, p. 884–891, 2007. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.005.

[8] PALANISAMY, S.; McDONALD, S. D.; DARGUSCH, M. S. Effects of coolant pressure on chip formation while turning Ti–6Al–4V alloy. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 49, p. 739–743, 2009. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.02.010.

[9] SENTHIL KUMAR, A.; RAHMAN, M.; NG, S. Effect of High-Pressure Coolant on Machining Performance. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 20, p. 83–91, 2002. DOI: 10.1007/s001700200128.

[10] MIA, M.; DHAR, N. R. Optimization of surface roughness and cutting temperature in high-pressure coolant-assisted hard turning using Taguchi method. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 88, p. 739–753, 2017. DOI: 10.1007/s00170-016-8810-2.

[11] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN 17100: Steels for general structural purposes. [S.l.]: Fushun Special Steel Co., 2015.

[12] ISO 3685. Tool-life testing with single-point turning tools. International Organization for Standardization, 1993.

[13] LAKNER, T.; SPLETTSTOESSER, A.; SCHRAKNEPPER, D.; BERGS, T. Economic and ecological evaluation of high-pressure cutting fluid supply in milling of Ti-6Al-4V. Procedia CIRP, v. 101, p. 362–365, 2021. DOI: 10.1016/j.procir.2020.11.017.

# INFLUÊNCIA DE DIFERENTES CARGAS CONDUTIVAS NAS PROPRIEDADES REOMÉTRICAS, MECÂNICAS E ELÉTRICAS DE COMPÓSITOS FLUOROELASTOMÉRICOS

Christian Feil Voss[1], Isadora Schell Frozza[1], Rodrigo José Benatti[1], Diana Exenberger Finkler[2], Sandra Raquel Kunst[3], Thenner Silva Rodrigues[3], Marco Antônio Siqueira Rodrigues[1], Carlos Leonardo Pandolfo Carone[1]*

[1] *Universidade Feevale, Novo Hamburgo, RS 93352-000, Brasil*

[2] *Serall Ltda., Campo Bom, RS 93700-000, Brasil*

[3] *Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil*

* *carloscarone@feevale.br*

## RESUMO

Os fluoroelastômeros são amplamente empregados em componentes de vedação devido à sua elevada resistência térmica e química. A incorporação de cargas condutivas amplia seu potencial de aplicação em sistemas que requerem dissipação de cargas eletrostáticas e monitoramento da integridade estrutural. Neste trabalho, avaliou-se a influência da substituição do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo (NFC) e da adição de grafeno sobre as propriedades reométricas, mecânicas e elétricas de compósitos fluoroelastoméricos. Foram desenvolvidas quatro formulações: referência (35 phr de negro de fumo convencional), F-2phr (35 phr de negro de fumo convencional + 2 phr de grafeno), F-híbrida (15 phr de NFC + 20 phr de negro de fumo convencional) e F-NFC (35 phr de NFC). Os compostos foram caracterizados por reometria de disco oscilatório, ensaios de tração e deformação, dureza Shore A, deformação permanente à compressão (DPC) e condutividade elétrica. Os resultados reométricos evidenciaram redução progressiva do torque máximo (MH), de 55,33 dN·m na formulação de referência para valores entre 31,62 e 41,79 dN·m nas formulações modificadas, sem alterações expressivas nos tempos característicos de vulcanização. As formulações contendo NFC apresentaram aumento do alongamento na ruptura de até 31,4% em relação à referência, acompanhado de redução moderada da tensão na ruptura. Em contraste, a F-2phr manteve o alongamento praticamente inalterado, porém apresentou a maior redução da tensão na ruptura (-23,3%). A dureza Shore A permaneceu praticamente constante entre as formulações, com valores de 89 ±1 Shore A. A DPC aumentou aproximadamente 76% para as formulações F-NFC e F-2phr, enquanto a F-híbrida apresentou incremento de apenas 11,8%, indicando melhor estabilidade dimensional sob compressão. Na avaliação da condutividade elétrica pelo método direto (medição da resistência elétrica da amostra por meio do contato direto com os eletrodos), a F-NFC apresentou o melhor desempenho (0,737 S/m), correspondendo a um aumento de aproximadamente 179 vezes em relação à formulação de

referência (0,00411 S/m) e de cerca de 11 vezes em relação à F-2phr (0,068 S/m). A F-híbrida apresentou condutividade intermediária (0,047 S/m), superior à referência, porém inferior às demais formulações condutivas. Conclui-se que, nas condições avaliadas, a substituição do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo foi mais eficaz que a adição de 2 phr de grafeno para a obtenção de compósitos fluoroelastoméricos condutivos. A formulação híbrida apresentou o melhor equilíbrio entre retenção das propriedades mecânicas, deformação permanente à compressão e condutividade elétrica, enquanto a formulação contendo exclusivamente negro de fumo condutivo proporcionou a maior condutividade elétrica, embora com maior deformação permanente à compressão.

*Palavras-chave: fluoroelastômero; negro de fumo condutivo; grafeno; condutividade elétrica; propriedades mecânicas.*

## 1. INTRODUÇÃO

Os fluoroelastômeros (FKM) constituem uma classe de elastômeros especiais amplamente utilizados na fabricação de componentes de vedação, mangueiras e juntas em setores como o automotivo, petroquímico e aeroespacial, em razão de sua elevada resistência térmica, química e a fluidos agressivos [2, 3]. Apesar dessas vantagens, o FKM em sua forma convencional apresenta baixa condutividade elétrica, o que limita seu emprego em aplicações que demandam dissipação de cargas eletrostáticas, blindagem eletromagnética ou monitoramento da integridade estrutural por meio de sinais piezorresistivos [2, 11].

Uma das estratégias mais utilizadas para conferir condutividade elétrica a matrizes elastoméricas é a incorporação de cargas condutivas de carbono, como negros de fumo condutivos, nanotubos de carbono e, mais recentemente, o grafeno [27, 30]. O grafeno, estrutura bidimensional composta por átomos de carbono organizados em rede hexagonal, apresenta elevada área superficial, alta razão de aspecto e excelentes propriedades mecânicas e elétricas intrínsecas, o que o torna um reforço promissor para compósitos poliméricos mesmo em baixos teores de incorporação [5, 6, 9, 12]. Diversos estudos reportam que a adição de grafeno ou óxido de grafeno a matrizes fluoroelastoméricas pode promover simultaneamente incrementos nas propriedades mecânicas e elétricas, dependendo do grau de dispersão da carga na matriz [1, 3, 4, 8, 10].

Por outro lado, negros de fumo condutivos (NFC), como os grades da série XC, possuem estrutura agregada altamente ramificada, o que favorece a formação de caminhos condutivos

contínuos (rede percolativa) na matriz elastomérica em teores relativamente baixos de incorporação [30]. A combinação de cargas condutivas com diferentes morfologias — como negro de fumo convencional, negro de fumo condutivo e grafeno — pode ainda gerar efeitos sinérgicos sobre a rede percolativa, através de sistemas híbridos de reforço [9, 16, 25, 34].

A incorporação dessas cargas, entretanto, também influencia o comportamento reométrico e a cinética de vulcanização dos compostos, uma vez que interfere na mobilidade das cadeias poliméricas e na distribuição do sistema de cura [14, 15, 35]. Da mesma forma, alterações na dispersão e na interação carga-matriz refletem diretamente nas propriedades mecânicas finais, como tensão e alongamento na ruptura, dureza e deformação permanente à compressão (DPC) [4, 28, 29, 33].

Diante desse cenário, o presente trabalho tem como objetivo avaliar comparativamente a influência da substituição parcial e total do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo, bem como da adição de grafeno, sobre as propriedades reométricas, mecânicas e elétricas de compósitos fluoroelastoméricos, buscando identificar a formulação que apresente o melhor equilíbrio entre condutividade elétrica e retenção das propriedades mecânicas para aplicações que demandem dissipação de cargas eletrostáticas.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Materiais

Foi utilizado como matriz elastomérica um fluoroelastômero comercial (Tecnoflon P 959). Como cargas de reforço/condutivas, empregaram-se negro de fumo convencional (N550), negro de fumo condutivo (XC72) e grafeno. Como auxiliar de processamento, utilizou-se o Struktol WS-280. O sistema de cura empregado foi do tipo peroxídico, composto por peróxido (RETILOX DHBP 45%) e coagente (RETILINK TA70).

### 2.2. Formulações

Foram desenvolvidas quatro formulações, variando-se o tipo e o teor de carga condutiva, conforme apresentado na Tabela 1: uma formulação de referência (35 phr de negro de fumo convencional N550), uma formulação com adição de grafeno (F-2phr, 35 phr de N550 + 2 phr de grafeno), uma formulação híbrida (F-híbrida, 15 phr de NFC + 20 phr de N550) e uma formulação com negro de fumo condutivo (F-NFC, 35 phr de NFC).

**Tabela 1.** Formulações desenvolvidas (valores em phr).

| Ingrediente (phr) | Referência | F-2phr | F-híbrida | F-NFC |
|---|---|---|---|---|
| Elastômero (Tecnoflon P 959) | 100,00 | 100,00 | 100,00 | 100,00 |
| Negro de fumo (N550) | 35,00 | 35,00 | 20,00 | 0,00 |
| Negro de fumo condutivo (XC72) | 0,00 | 0,00 | 15,00 | 35,00 |
| Grafeno | 0,00 | 2,00 | 2,00 | 0,00 |
| Struktol WS-280 | 1,50 | 1,50 | 1,50 | 1,50 |
| Peróxido (RETILOX DHBP 45%) | 2,00 | 2,00 | 2,00 | 2,00 |
| Coagente (RETILINK TA70) | 3,50 | 3,50 | 3,50 | 3,50 |
| Total | 142,00 | 144,00 | 144,00 | 142,00 |

## 2.3. Preparação dos compósitos

Os compósitos foram preparados seguindo procedimento compatível com a norma ASTM D3182 [18], que estabelece os materiais, equipamentos e procedimentos para mistura de compostos elastoméricos padrão e preparação de mantas vulcanizadas. A figura 1 apresenta as etapas para produção e caracterização dos compósitos nesse estudo.




*Figura 1. Etapas de produção e caracterização dos compósitos.*

A produção dos compósitos foi realizada utilizando um reômetro de torque Haake Polylab OS, acoplado a uma câmara de mistura com rotores tangenciais do tipo Banbury, com capacidade de 78 cm³, temperatura inicial de 60 °C, velocidade de rotação de 80 rpm e fator de enchimento de 70%, em duas etapas:

Etapa 1: produção do compósito sem o sistema de cura, com o objetivo de evitar a pré-vulcanização decorrente do elevado cisalhamento e do tempo necessário para a incorporação e dispersão dos ingredientes, principalmente do negro de fumo e do grafeno;

Etapa 2: após o resfriamento do compósito produzido na Etapa 1, o material foi novamente processado no Haake para a adição do sistema de cura. Após a incorporação das cargas e demais ingredientes à matriz elastomérica, os compostos foram homogeneizados e, em seguida, o sistema de cura peroxídico foi adicionado.

Os compostos foram vulcanizados em prensa hidráulica a 180 °C, durante um tempo correspondente a t90 + 5 min, sob pressão de 100 $kgf \cdot cm^{-2}$. As placas vulcanizadas foram posteriormente pós-curadas a 200 °C durante 4 h. Em seguida, os corpos de prova com dimensões apropriadas foram obtidos por corte das placas para a realização dos ensaios subsequentes.

### 2.4. Caracterização

O comportamento reométrico dos compostos foi avaliado por reometria de disco oscilatório (RPA 2000, Alpha Technologies), segundo a norma ASTM D5289 [19]. As medições foram realizadas a 180 °C durante 20 min, com amplitude de oscilação de 0,5° e frequência de 100 ciclos por minuto. A partir das curvas de torque em função do tempo, foram obtidos os valores de torque mínimo (ML), torque máximo (MH), variação de torque (MH−ML), tempo de scorch (ts1) e tempos de cura (t10, t50 e t90).

As propriedades de tração foram determinadas de acordo com a norma ISO 37:2024, utilizando corpos de prova do tipo 2, em formato de gravata. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios EMIC DL 2000, com velocidade de deslocamento de 500 $mm \cdot min^{-1}$ e célula de carga de 1 kN. Foram avaliados cinco corpos de prova para cada formulação, e os resultados apresentados correspondem aos valores médios obtidos.

A dureza Shore A foi determinada conforme a norma ASTM D2240 [20] utilizando um durômetro digital Shore A. Os corpos de prova foram empilhados em três camadas, e as medições foram realizadas antes e após a vulcanização, com tempo de permanência de 1 s. Foram avaliados três corpos de prova para cada formulação, e os resultados apresentados correspondem aos valores médios obtidos.

A deformação permanente à compressão (DPC) foi avaliada conforme a norma ASTM D395, Método B, Tipo 2B. Foram utilizados corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 13,0 mm e altura inicial de 6,3 mm, submetidos a uma deformação compressiva de 25%. O ensaio foi realizado a 200 °C durante 70 h. Após o período de compressão, a carga foi removida e a

recuperação da espessura dos corpos de prova foi avaliada, sendo a DPC expressa como percentual da deformação permanente em relação à espessura original.

A condutividade elétrica dos compostos foi determinada pelo método direto (medição da resistência elétrica da amostra por meio do contato direto com os eletrodos, em corrente contínua), com base nos princípios da norma ASTM D257 [21], que trata da determinação de resistência ou condutância de materiais isolantes. Foram avaliados dois corpos de prova para cada formulação, e os resultados apresentados correspondem à média das determinações.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. Comportamento reométrico

A Tabela 2 apresenta os resultados de reometria de disco oscilatório para as quatro formulações avaliadas. Observa-se redução progressiva do torque máximo (MH) na formulação de referência (55,33 dN·m) em relação às formulações modificadas, que variaram entre 31,62 dN·m (F-2phr) e 41,79 dN·m (F-híbrida). Essa redução está associada à substituição, total ou parcial, do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo e/ou grafeno, cargas que possuem menor densidade de empacotamento e diferente interação com a matriz fluoroelastomérica, resultando em menor rigidez do compósito vulcanizado e, consequentemente, menor resistência ao torque durante o ensaio [14, 15].

**Tabela 2.** Resultados de reometria de disco oscilatório.

| Propriedade | Referência | F-híbrida | F-NFC | F-2phr |
|---|---|---|---|---|
| Torque mínimo – ML (dN·m) | 4,19 | 3,59 | 6,06 | 3,78 |
| Torque máximo – MH (dN·m) | 55,33 | 41,79 | 38,05 | 31,62 |
| ΔTorque (MH−ML) | 51 | 38 | 32 | 28 |
| Tempo de scorch – ts1 (min) | 0,38 | 0,42 | 0,42 | 0,66 |
| Tempo de cura – t10 (min) | 0,55 | 0,62 | 0,57 | 0,54 |
| Tempo de cura – t50 (min) | 1,27 | 1,70 | 1,84 | 1,58 |
| Tempo ótimo de cura – t90 (min) | 3,29 | 4,52 | 5,22 | 4,28 |

Os tempos característicos de vulcanização (ts1, t10, t50 e t90) não apresentaram alterações expressivas entre as formulações, indicando que a substituição das cargas não comprometeu de forma significativa a cinética de cura do sistema peroxídico. As curvas reométricas (Figura 2) evidenciam o mesmo padrão onde todas as formulações atingiram o patamar de torque em tempos semelhantes, diferindo essencialmente na magnitude do torque máximo alcançado.

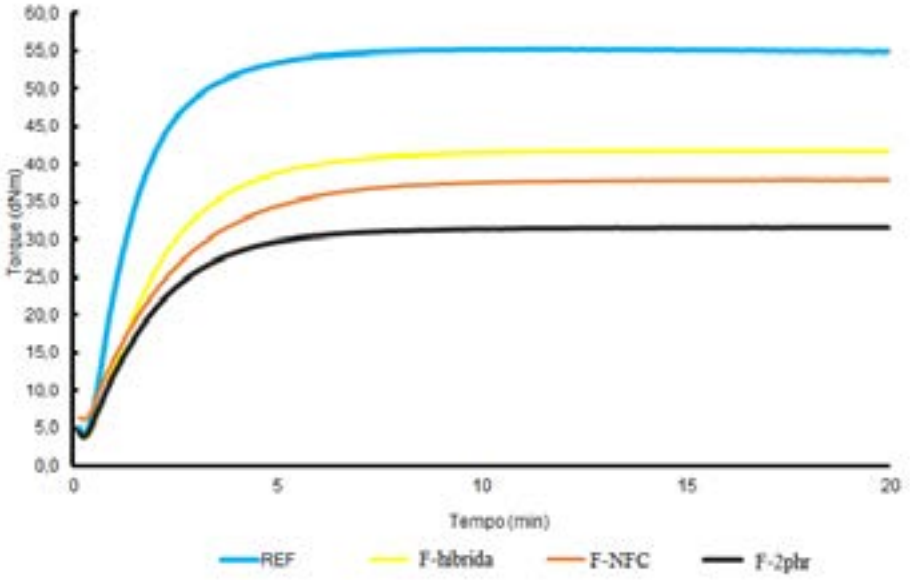



*Figura 2. Curvas reométricas (torque em função do tempo) das formulações avaliadas.*

### 3.2. Propriedades mecânicas de tração e dureza

A Tabela 3 apresenta os resultados dos ensaios de tração, dureza Shore A e deformação permanente à compressão (DPC). As formulações contendo negro de fumo condutivo (F-híbrida e F-NFC) apresentaram aumento do alongamento na ruptura em relação à referência (84,6%), atingindo 100,4% na F-híbrida e 111,2% na F-NFC, um incremento de até 31,4% , acompanhado de redução moderada da tensão na ruptura, de 19,12 MPa (referência) para 17,87 MPa e 17,49 MPa, respectivamente. Esse comportamento sugere que o NFC confere maior flexibilidade à matriz, possivelmente em razão de sua menor interação física com as cadeias do fluoroelastômero em comparação ao negro de fumo convencional [4, 28].

Em contraste, a formulação F-2phr manteve o alongamento na ruptura praticamente inalterado em relação à referência (85,1%), porém apresentou a maior redução da tensão na ruptura entre todas as formulações, de 19,12 MPa para 14,67 MPa (queda de aproximadamente 23,3%). Esse resultado indica que, na concentração avaliada (2 phr), o grafeno não promoveu reforço mecânico efetivo, possivelmente em razão de dispersão heterogênea ou formação de aglomerados na matriz, fenômeno já reportado na literatura para baixos teores de carga bidimensional em elastômeros [9, 12].

A dureza Shore A permaneceu praticamente constante entre as formulações (variando entre 88,64 e 91,00), evidenciando que as alterações no tipo de carga condutiva não impactaram significativamente a rigidez superficial dos compósitos.

**Tabela 3.** Propriedades mecânicas de tração, dureza e DPC (média ± desvio padrão).

| Propriedade | Referência | F-híbrida | F-NFC | F-2phr |
|---|---|---|---|---|
| Tensão na ruptura (MPa) | 19,12 ± 0,49 | 17,87 ± 0,69 | 17,49 ± 0,08 | 14,67 ± 0,38 |
| Alongamento na ruptura (%) | 84,6 ± 2,20 | 100,4 ± 2,50 | 111,2 ± 4,17 | 85,1 ± 3,29 |
| Tensão em 50% (MPa) | 10,71 ± 0,07 | 7,72 ± 0,18 | 7,89 ± 0,29 | 8,89 ± 0,17 |
| Tensão em 100% (MPa) | — | 17,72 ± 0,92 | 15,79 ± 0,63 | — |
| Dureza Shore A | 89,6 ± 0,3 | 88,64 ± 0,33 | 90,52 ± 0,23 | 91,00 ± 0,53 |
| DPC (%) | 24,5 ± 0,6 | 27,4 ± 1,2 | 43,1 ± 1,25 | 43 ± 4,35 |

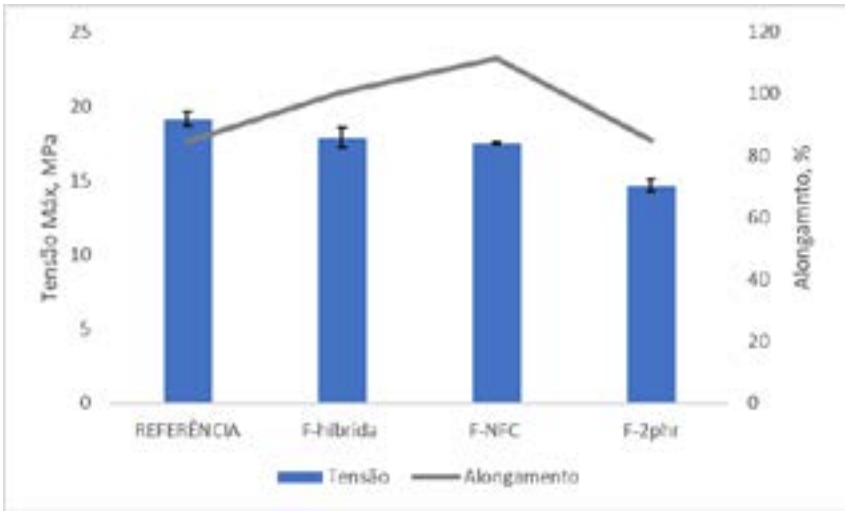



*Figura 3. Tensão máxima e alongamento na ruptura das formulações avaliadas.*

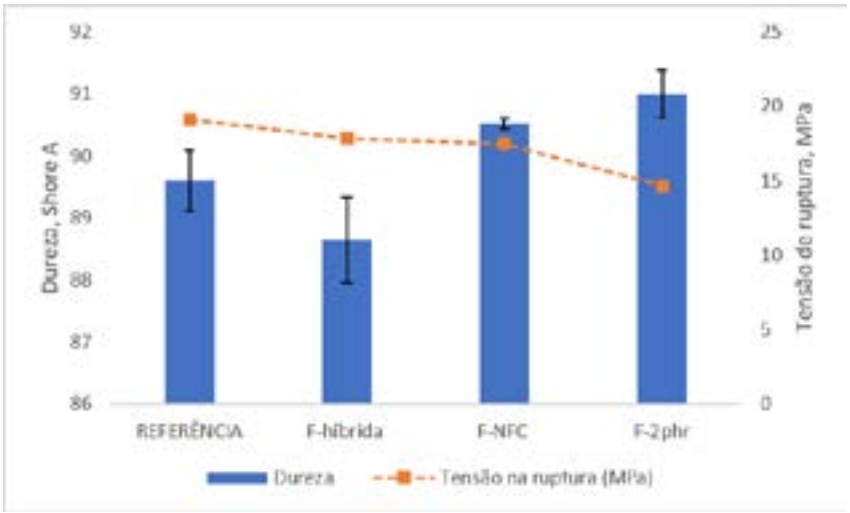



*Figura 4. Dureza Shore A e tensão na ruptura das formulações avaliadas.*

### 3.3. Deformação permanente à compressão (DPC)

A Figura 5 apresenta os resultados de deformação permanente a compressão das formulações avaliadas.

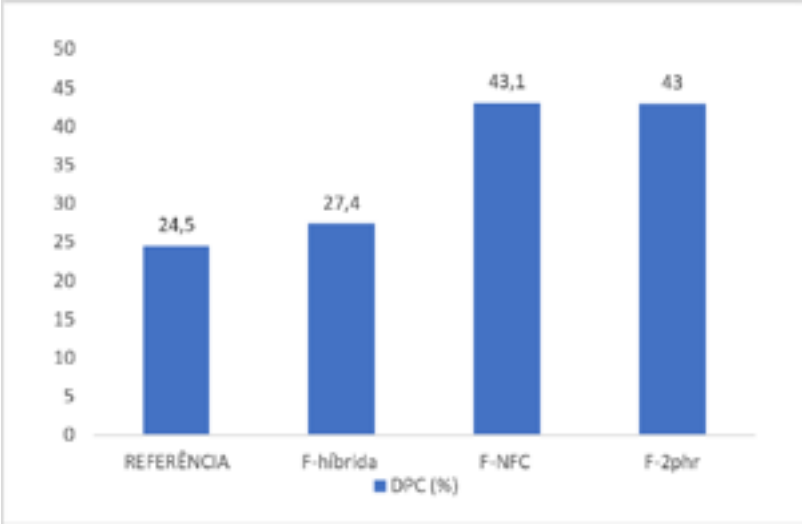



*Figura 5. Deformação permanente a compressão das formulações avaliadas.*

A DPC teve um aumento de forma expressiva nas formulações F-NFC e F-2phr, com incrementos de aproximadamente 76% em relação à referência. Já a F-híbrida apresentou incremento de apenas 11,8% (24,5% para 27,4%), indicando melhor estabilidade dimensional sob compressão frente às demais formulações modificadas. Esse comportamento é consistente com a menor densidade de ligações cruzadas efetivas observada indiretamente pela redução do torque máximo (MH) nas formulações F-NFC e F-2phr (Figura ), já que menor densidade de reticulação tende a comprometer a recuperação elástica do material após compressão prolongada [35, 36].

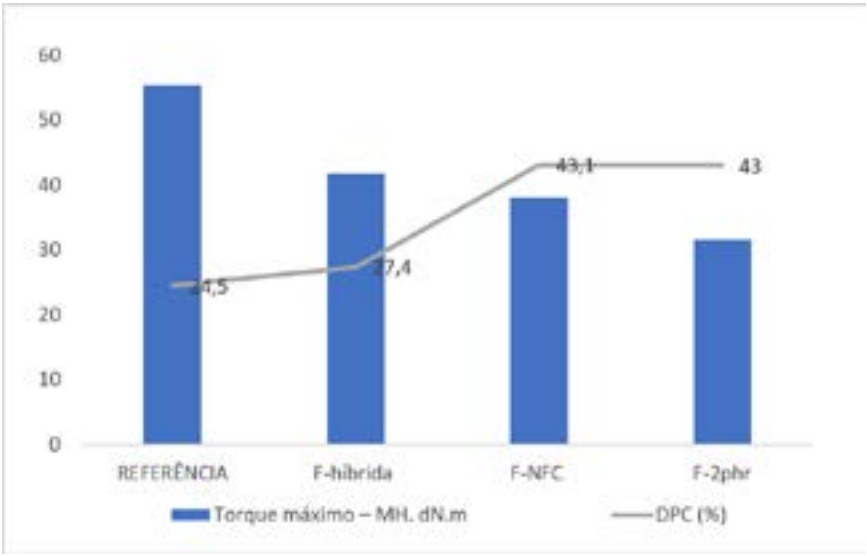



*Figura 6. Deformação permanente a compressão e MH das formulações avaliadas.*

### 3.4. Condutividade elétrica

A Figura 7 e a análise comparativa dos resultados de condutividade elétrica pelo método direto evidenciam o forte efeito do tipo de carga condutiva sobre essa propriedade. A formulação F-NFC apresentou o melhor desempenho elétrico (0,737 S/m), correspondendo a um aumento de aproximadamente 179 vezes em relação à formulação de referência (0,00411 S/m) e de cerca de 11 vezes em relação à F-2phr (0,068 S/m). A F-híbrida apresentou condutividade intermediária (0,047 S/m), superior à referência, porém inferior às demais formulações condutivas.

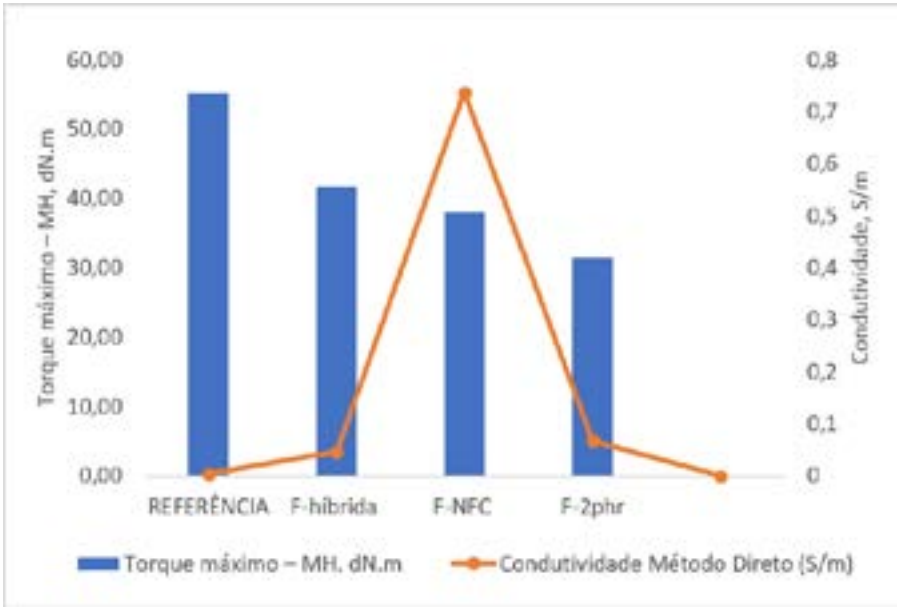



*Figura 7. Condutividade elétrica (método direto) das formulações avaliadas.*

Esses resultados indicam que a estrutura agregada do negro de fumo condutivo favorece de forma mais eficiente a formação de uma rede percolativa contínua na matriz fluoroelastomérica do que a adição de grafeno em baixo teor (2 phr), corroborando observações da literatura sobre a maior eficiência de cargas condutivas de carbono com elevada estrutura agregada na formação de caminhos condutivos em matrizes elastoméricas [30]. O desempenho intermediário da F-híbrida sugere um efeito de diluição da rede percolativa quando parte do NFC é substituída por negro de fumo convencional, ainda que a formulação mantenha o melhor equilíbrio geral entre propriedades mecânicas, DPC e condutividade elétrica.

## 4. CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos, conclui-se que, nas condições avaliadas, a substituição do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo foi mais eficaz do que a adição de 2 phr de grafeno para a obtenção de compósitos fluoroelastoméricos condutivos. A formulação híbrida (F-híbrida), contendo 15 phr de NFC e 20 phr de negro de fumo convencional, apresentou o melhor equilíbrio entre retenção das propriedades mecânicas, deformação permanente à compressão e condutividade elétrica, configurando-se como a alternativa mais adequada quando é necessário conciliar desempenho mecânico e elétrico. A formulação contendo exclusivamente negro de fumo condutivo (F-NFC) proporcionou a maior condutividade elétrica entre as formulações avaliadas, sendo indicada para aplicações em que a dissipação de cargas eletrostáticas seja o requisito prioritário, ainda que às custas de maior deformação permanente à compressão. Já a adição isolada de grafeno em baixo teor (2 phr) não se mostrou eficaz para conferir condutividade elétrica relevante, resultando ainda em perda significativa de tensão na ruptura, o que sugere a necessidade de investigar teores mais elevados ou estratégias de funcionalização da carga em trabalhos futuros.

**Agradecimentos**

O presente trabalho foi realizado com o apoio da CNPq, entidade do governo brasileiro focada na formação de recursos humanos. Os autores também agradecem ao apoio financeiro de agências brasileiras: CAPES, FAPERGS e FINEP. Ao Instituto SENAI de Tecnologia em Química e Meio Ambiente, pela disponibilização dos equipamentos utilizados na caracterização dos compósitos.

## REFERÊNCIAS

[1] SANTIAGO, T.O., OLIVEIRA, D.S., DINIZ, B.L., et al, "Avaliação das propriedades mecânicas de um nanocompósito polimérico de óxido de grafeno", Revista Foco, v. 17, n. 11, e6868, 2024.

[2] MONI, G., MAYEEN, A., ABRAHAM, J., et al, "Flexible FKM/mRGO nanocomposites with excellent thermal, mechanical and electrical properties", Arabian Journal of Chemistry, v. 13, n. 1, pp. 2142–2152, 2020.

[3] LIU, M., CATALDI, P., YOUNG, R.J., et al, "High-performance fluoroelastomer-graphene nanocomposites for advanced sealing applications", Composites Science and Technology, v. 202, pp. 108592, 2021.

[4] LIU, M., HUI, J.H., KINLOCH, I.A., et al, "Deformation and tearing of graphene-reinforced elastomer nanocomposites", Composites Communications, v. 25, pp. 100764, 2021.

[5] URADE, A.R., LAHIRI, I., SURESH, K.S., "Graphene properties, synthesis and applications: a review", Journal of the Minerals Metals & Materials Society, v. 75, n. 3, pp. 614–630, 2023.

[6] NOVOSELOV, K.S., FAL'KO, V.I., COLOMBO, L., et al, "A roadmap for graphene", Nature, v. 490, pp. 192–200, 2012.

[7] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, ISO/TS 80004-13:2017: Nanotechnologies – Vocabulary – Part 13: Graphene and Related Two-Dimensional Materials, Geneva, ISO, 2017.

[8] XIONG, J., GUO, J., CHEN, X., et al, "Improving mechanical and electrical properties of fluoroelastomer nanocomposites by incorporation of low content of reduced graphene oxide via fast evaporation mixing", Polymer Composites, v. 40, n. S2, pp. E1495–E1503, 2019.

[9] GOVINDARAJ, P., SOKOLOVA, A., SALIM, N., et al, "Distribution states of graphene in polymer nanocomposites: a review", Composites Part B: Engineering, v. 226, pp. 109353, 2021.

[10] KUMAR, P., PENTA, S., MAHAPATRA, S.P., "Effects of graphene oxide concentration and frequency on morphology, mechanical and rheological studies of fluoroelastomer nanocomposites", Journal of Elastomers and Plastics, v. 55, n. 5, pp. 673–695, 2023.

[11] ZHAO, X., LI, C., HU, J., et al, "Investigation on dielectric properties of sandwich-structured fluoroelastomer/PVDF films containing graphene", Composites Communications, v. 38, pp. 101522, 2023.

[12] PAPAGEORGIOU, D.G., KINLOCH, I.A., YOUNG, R.J., "Graphene/elastomer nanocomposites", Carbon, v. 95, pp. 460–484, 2015.

[13] SOUZA, S.G., HERBST, G., SILVEIRA, M., et al, "Avaliação de diferentes formulações de compostos elastoméricos SBR/NR visando minimizar a pré-vulcanização", Matéria, v. 23, n. 4, e12258, 2018.

[14] PEIDAYESH, M., MOUSAVI, S.M., KHORASANI, M.T., "Effect of dicumyl peroxide concentration on curing kinetics and mechanical properties of nitrile rubber composites", Polymer Testing, v. 115, pp. 107837, 2023.

[15] HORVÁTH, N.M., KOCSIS, D., MAJOR, Z., et al, "Vulcanization kinetics of styrene butadiene rubber reinforced by graphenic particles", Polymer Engineering and Science, v. 62, n. 6, pp. 1676–1687, 2022.

[16] SAYFO, P., PIRITYI, D.Z., PÖLÖSKEI, K., "Characterization of graphene-rubber nanocomposites: a review", Materials Today Chemistry, v. 29, pp. 101397, 2023.

[17] ORNAGHI, F.G., "Incorporação de nanotubos e nanofibras de carbono como carga em borracha fluorada", Tese de D.Sc., Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018.

[18] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D3182-21a, Standard Practice for Rubber—Materials, Equipment, and Procedures for Mixing Standard Compounds and Preparing Standard Vulcanized Sheets, West Conshohocken, ASTM, 2025.

[19] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D5289-19a, Standard Test Method for Rubber Property—Vulcanization Using Rotorless Cure Meters, West Conshohocken, ASTM, 2026.

[20] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D2240-15, Standard Test Method for Rubber Property—Durometer Hardness, West Conshohocken, ASTM, 2021.

[21] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM D257-14, Standard Test Methods for DC Resistance or Conductance of Insulating Materials, West Conshohocken, ASTM, 2021.

[22] FINAZZI, D., BERTANI, M., VAN PAEPEGEM, W., "Temperature- and rate-dependent tensile behaviour of unidirectional carbon/polyamide-6 composite under off-axis loading with oblique tabs", Composites Science and Technology, v. 254, pp. 110685, 2024.

[23] SCHUSTER, R., Dispersão de cargas e reforço: ciência e aplicação, v. II, Porto Alegre, Associação Brasileira de Tecnologia da Borracha, 2025.

[24] SHARAF, M.A., KLOCZKOWSKI, A., "Processing of graphene/elastomer nanocomposites: a minireview", In: Sharma, A. (ed), Nanocomposite materials for biomedical and energy storage applications, London, IntechOpen, 2022.

[25] AZIZLI, M.J., REZAEINIA, S., REZAEEPARTO, K., et al, "Enhanced compatibility, morphology, rheological and mechanical properties of carboxylated acrylonitrile butadiene rubber/chloroprene rubber/graphene nanocomposites", RSC Advances, v. 10, n. 20, pp. 11777–11790, 2020.

[26] GRUNERT, F., "Analytical method development to predict the in-rubber dispersibility of silica", Tese de D.Sc., University of Twente, Enschede, 2018.

[27] LI, A., WANG, J., HE, W., et al, "Enhancing mechanical property and thermal conductivity of fluororubber by the synergistic effect of CNT and BN", Diamond and Related Materials, v. 134, pp. 109790, 2023.

[28] ZHANG, H., GAO, X., LI, H., et al, "Effect of graphene oxide on tensile and flexural properties of carbon/glass hybrid fiber-reinforced polymer composite", Polymer Composites, v. 42, n. 10, pp. 5348–5360, 2021.

[29] GARG, A., BASU, S., MEHTA, R., et al, "Enhancing the mechanical performance of E-glass fiber epoxy composites using coal-derived graphene oxide", Polymer Composites, v. 45, n. 3, pp. 2444–2461, 2023.

[30] BOKOBZA, L., "Mechanical and electrical properties of elastomer nanocomposites based on different carbon nanomaterials", C, v. 3, n. 2, pp. 10, 2017.

[31] CHEN, Y., WU, Y., LI, J., et al, "Enhancing the mechanical properties of fluororubber through the formation of crosslinked networks with aminated multi-walled carbon nanotubes and reduced graphene oxides", Composites Part C: Open Access, v. 7, pp. 100245, 2022.

[32] LEE, S.J., YOON, S.J., JEON, I.Y., "Graphene/polymer nanocomposites: preparation, mechanical properties, and application", Polymers, v. 14, n. 21, pp. 4733, 2022.

[33] VIRÁG, L., EGEDY, A., VARGA, C., et al, "Determination of the most significant rubber components influencing the hardness of natural rubber (NR) using various statistical methods", Heliyon, v. 10, n. 3, e25170, 2024.

[34] WANG, J., LI, S., YANG, L., et al, "Graphene-based hybrid fillers for rubber composites", Molecules, v. 29, n. 5, pp. 1009, 2024.

[35] KRUZELAK, J., KVASNIČÁKOVÁ, A., HUDEC, I., "Peroxide curing systems applied for cross-linking of rubber compounds based on SBR", Advanced Industrial and Engineering Polymer Research, v. 3, n. 3, pp. 120–128, 2020.

[36] VRYONIS, O., ANDRITSCH, T., VAUGHAN, A.S., et al, "On the post-curing thermal treatment of silicone rubbers: a study on electrical performance", Journal of Applied Polymer Science, v. 142, n. 343, e57358, 2025.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# OBTENÇÃO DE COLÁGENO DE RESÍDUOS DE PELE BOVINA POR MEIO DE HIDRÓLISE ENZIMÁTICA

Arthur David Bruhn
Orientadora: Prof.ª Dr.ª Patrice Monteiro de Aquim
Engenharia Química, Universidade Feevale.

**RESUMO**

A indústria de processamento de carnes e couros gera uma grande quantidade de resíduos, entre eles as aparas de pele bovina, que contêm colágeno e apresentam potencial para reaproveitamento. O colágeno é uma proteína estrutural amplamente utilizada nas indústrias alimentícia, farmacêutica e cosmética, sendo sua extração um processo de grande interesse industrial. Atualmente, o processamento químico para obtenção de colágeno consiste em lavagem, descalcinação e alvejamento. Contudo, essa forma de extração não é eficaz o suficiente para garantir um produto com boa aplicabilidade a partir das aparas de pele bovina. Dentre os métodos existentes, a hidrólise enzimática destaca-se por apresentar maior eficiência, seletividade e menor degradação da estrutura proteica. Nesse contexto, o presente trabalho teve como objetivo obter colágeno a partir de aparas de pele bovina por meio de hidrólise enzimática. Inicialmente, a matéria-prima foi caracterizada quanto às suas propriedades físico-químicas, incluindo os teores de umidade, cinzas, lipídios e proteína, além do pH e da análise morfológica por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Posteriormente, foi realizado o beneficiamento da matéria-prima com aplicação das enzimas lipolítica e proteolítica em etapas sucessivas da mesma rota, envolvendo lavagem, descalcinação e branqueamento. Finalizadas as etapas de processamento químico e enzimático, o produto foi cominuído em moinho de facas, seguindo para a secagem e posterior micronização. Por fim, o produto final em pó obtido de aparas de pele bovina por processo enzimático foi comparado com o colágeno convencional, obtido a partir de raspa de pele bovina, sem a adição de enzimas, e já utilizado na indústria. Essa comparação foi realizada por meio de análises físico-químicas e de gel de ambos os produtos. Com esses procedimentos, buscou-se obter colágeno de aparas de pele bovina (resíduo industrial) com qualidade igual ou superior à do produto obtido a partir da raspa de pele bovina.

**Palavras-chave:** colágeno; enzima; pele bovina; caracterização; resíduos industriais.

# COLLAGEN PRODUCTION FROM BOVINE SKIN WASTE BY ENZYMATIC HYDROLYSIS


## ABSTRACT

The meat and leather processing industry generates significant amounts of waste, including bovine hide trimmings, which contain collagen and offer potential for reuse. Collagen is a structural protein widely used in the food, pharmaceutical, and cosmetic industries; consequently, its extraction is of great industrial interest. Currently, chemical processing to obtain collagen involves washing, deliming, and bleaching. However, this extraction method is not sufficiently effective to ensure a product with good applicability derived from bovine hide trimmings. Among existing methods, enzymatic hydrolysis stands out due to its higher efficiency and selectivity, as well as reduced degradation of the protein structure. In this context, the present study aimed to obtain collagen from bovine hide trimmings by enzymatic hydrolysis. Initially, the raw material was characterized in terms of its physicochemical properties, including moisture, ash, lipid, and protein contents and pH, as well as its morphology by scanning electron microscopy (SEM). Subsequently, the raw material underwent processing with lipolytic and proteolytic enzymes applied at successive stages of the same route, involving washing, deliming, and bleaching. After chemical and enzymatic processing, the product was comminuted in a knife mill, followed by drying and micronization. Finally, the final powdered product obtained from bovine hide trimmings by enzymatic processing was compared with conventional collagen produced from bovine split hide without enzyme addition and already used in industry. This comparison was performed through physicochemical and gel analyses of both products. These procedures sought to obtain collagen from bovine hide trimmings (industrial waste) with quality equal to or better than that of the product obtained from bovine split hide.


**Keywords:** collagen; enzyme; bovine hide; characterization; industrial waste.

## 1. INTRODUÇÃO

O colágeno é uma proteína estrutural responsável por contribuir para a sustentação e a resistência de tecidos como pele, tendões, ossos e cartilagens. Sua organização em cadeias associadas em tripla hélice e em estruturas fibrosas está relacionada às propriedades mecânicas desses tecidos. Por essa razão, a pele bovina constitui uma fonte de interesse para a obtenção de produtos colagênicos. O processamento determina as características do material e suas possibilidades de aplicação, que abrangem, entre outras, produtos alimentícios, suplementos, cosméticos e biomateriais (CHEN et al., 2023; SEN et al., 2025).

O interesse industrial também é evidenciado pela dimensão econômica do setor. Segundo a estimativa citada por Sen et al. (2025), o mercado mundial de colágeno alcançou US$ 9,9 bilhões em 2024, com projeção de US$ 18,7 bilhões para 2030. Esses valores dizem respeito ao mercado de colágeno e seus produtos de maneira abrangente, não especificamente à fibra produzida neste estudo. Na indústria alimentícia, materiais colagênicos podem ser empregados em envoltórios de embutidos e em formulações nas quais sua capacidade de hidratação e contribuição para a textura são relevantes.

Na estrutura da pele bovina, a derme é a região de maior interesse para a obtenção de colágeno, pois contém feixes fibrosos distribuídos entre as zonas papilar e reticular. A

epiderme constitui a camada superficial e a hipoderme contém tecido subcutâneo e gordura. Durante o processamento coureiro, diferentes frações podem ser separadas: a raspa corresponde à camada inferior obtida na divisão da pele em espessura, enquanto as aparas são recortes gerados nas operações de aparo e padronização, provenientes de diferentes regiões anatômicas (AQUIM, 2004; MASILAMANI et al., 2016).

No contexto da Anabe Proteínas, a raspa utilizada no processo convencional apresenta custo de aquisição superior ao das aparas. Como esses recortes também contêm colágeno, seu aproveitamento como matéria-prima alternativa motivou a avaliação de uma rota com tratamento enzimático. Entretanto, a heterogeneidade de origem e de composição das aparas exige a caracterização do material antes e depois do beneficiamento, bem como a comparação criteriosa com o produto tradicional.

Assim, o objetivo do estudo foi avaliar a obtenção de material colagênico a partir de aparas de pele bovina por reação enzimática, visando à aplicação na indústria alimentícia. Especificamente, buscou-se caracterizar umidade, cinzas, lipídios, pH e proteína; observar a morfologia por MEV; determinar o rendimento global da sequência industrial; e comparar as propriedades físico-químicas e a formação de gel do produto de aparas com o colágeno convencional obtido de raspa bovina.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Matérias-primas e beneficiamento

Foram utilizadas aparas bovinas, provenientes de pele caleirada, coletadas no processo industrial da Anabe Proteínas. A caracterização foi realizada nas aparas iniciais e no colágeno em pó obtido ao término do processamento, identificado neste trabalho como produto final de aparas. Como referência, foram empregados resultados independentes de colágeno convencional produzido a partir de raspa bovina, não se tratando de uma etapa intermediária do processamento das aparas. As determinações tiveram caráter descritivo, permitindo identificar diferenças entre os materiais e avaliar a transformação das aparas ao longo da sequência industrial.

O beneficiamento químico e enzimático ocorreu em fulão de madeira com capacidade de 4.500 kg e rotação de 15 rpm. A rota incluiu lavagem e descalcinação inicial, tratamento lipolítico, descalcinação complementar e lavagens, pré-branqueamento e ajuste de pH, tratamento proteolítico, branqueamento principal, correção final de pH e conservação. As enzimas Lipase 4000 e Protezyn® AWP 45 foram empregadas nas mesmas aparas, em etapas sucessivas de uma única rota de beneficiamento. Não foram realizados ensaios independentes com cada enzima; os resultados apresentados correspondem ao produto final obtido após a sequência completa. Durante o processamento, foram acompanhados tempo, temperatura, pH e dosagem das enzimas; a Tabela 1 sintetiza as condições de aplicação de cada uma nessa sequência.

Tabela 1 – Condições de aplicação das enzimas na mesma rota de beneficiamento

| Parâmetro | Lipase 4000 | Protezyn® AWP 45 |
|---|---|---|
| Finalidade | Auxílio ao desengraxe | Ação proteolítica controlada |
| Dosagem (base seca) | 0,02% | 0,05% |
| Temperatura do banho | 45 °C | 45 °C |
| Tempo de tratamento | 60 min | 60 min |
| Ajuste prévio de pH | — | 9,0–9,5 |

Fonte: Prozyn (2026).

Após o beneficiamento úmido, o material foi cominuído em moinho de facas, gerando fragmentos de até 20 cm, e submetido a cozimento a 90 °C durante 15 min. Na sequência, passou por moagem intermediária em peneira de 8 mm e por secagem contínua em três estágios, com tempos aproximados de 50, 30 e 40 min e parâmetros térmicos entre 50 e 110 °C. Ao final, a micronização e o peneiramento permitiram obter o produto final de aparas, um material colagênico em pó com granulometria de até 0,9 mm. Essas operações integram o processo avaliado e devem ser consideradas conjuntamente na interpretação das propriedades finais.

### 2.2. Caracterização e ensaios de gel

A caracterização físico-química das aparas iniciais, do produto final de aparas em pó e da referência convencional compreendeu umidade, cinzas e lipídios por métodos gravimétricos, pH por potenciometria e proteína estimada pela determinação de nitrogênio segundo Kjeldahl. Os teores de cinzas, lipídios e proteína são discutidos em base seca para reduzir a interferência das diferenças de umidade. Os dados de composição do colágeno convencional foram obtidos a partir de três laudos analíticos independentes.

A avaliação morfológica foi feita por microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas aparas iniciais e no produto em pó. As micrografias apresentadas foram obtidas com aceleração de 10 kV e ampliação nominal de 50×, utilizando barra de escala de 500 µm. A comparação com uma micrografia de colágeno bovino comercial publicada por Alexandretti et al. (2019) foi adotada apenas como referência qualitativa, considerando a diferença de ampliação entre as imagens.

Para avaliar a capacidade de formação de gel, foram preparados géis na proporção de uma parte de colágeno para nove de água, com agitação em mixer por 60 s e refrigeração por 24 h. O preparo a frio utilizou água em temperatura ambiente, aproximadamente 30 °C, e o preparo a quente utilizou água a 80 °C, conforme as condições apresentadas no estudo. A dureza foi determinada por análise de perfil de textura (TPA), com equipamento TA.XT Plus, probe P/0.5R e compressão de 6,0 mm. A comparação da dureza envolveu três medições para o lote de aparas e valores obtidos de seis lotes do colágeno convencional, em ensaios realizados em momentos distintos.

O rendimento global foi calculado pela razão entre a massa seca do produto final e a massa seca das aparas iniciais, corrigidas por suas umidades, de modo a expressar o aproveitamento de matéria seca durante toda a sequência de processamento. Esse indicador não corresponde à recuperação isolada de colágeno nem à eficiência específica de uma das reações enzimáticas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Caracterização físico-química

A Tabela 2 reúne a caracterização das aparas iniciais, do produto final de aparas em pó e do colágeno tradicional de raspa. A comparação entre as aparas iniciais e o produto final demonstra as diferenças observadas antes e depois do conjunto das etapas industriais.

Tabela 2 – Resultados físico-químicos apresentados para os materiais avaliados

| Parâmetro | Aparas iniciais | Colágeno de aparas (produto final) | Colágeno Tradicional |
|---|---|---|---|
| Umidade (% b.u.) | 65,96 ± 0,26 | 3,64 ± 0,10 | 6,77 ± 3,19 |
| Cinzas (% b.s.) | 7,49 ± 0,77 | 6,95 ± 0,03 | 4,88 ± 0,39 |
| Lipídios (% b.s.) | 15,31 ± 4,23 | 7,08 ± 0,19 | 2,16 ± 0,61 |
| pH | 10,24 ± 0,06 | 7,14 ± 0,07 | 6,28 ± 0,28 |
| Proteína estimada (% b.s.) | 59,64 ± 3,42 | 92,30 ± 0,77 | 101,04 ± 0,61 |

b.u. = base úmida; b.s. = base seca.
Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

A umidade média das aparas iniciais foi de 65,96%, reduzindo-se para 3,64% no produto final de aparas em pó. Esse resultado é coerente com a transformação de uma matéria-prima úmida em um produto particulado, após banhos de beneficiamento e posterior secagem. O colágeno tradicional apresentou umidade média de 6,77%, superior à observada no pó de aparas.

Wang et al. (2024) também investigaram a obtenção de pó de fibra de colágeno bovino e verificaram que o tempo de secagem influencia a redução granulométrica e as propriedades físico-químicas do material. Embora tenham utilizado secagem combinada por micro-ondas e ar quente, diferente da sequência industrial deste estudo, seus resultados reforçam que a desidratação e a transformação em pó estão relacionadas. Assim, a diminuição da umidade observada entre as aparas e o produto final deve ser interpretada como resultado do processamento completo, e não como medida isolada da eficiência dos secadores.

Para as cinzas, os valores em base seca foram de 7,49% nas aparas iniciais e 6,95% no pó, enquanto o tradicional apresentou 4,88%. A fração mineral residual do pó, portanto, permaneceu acima da referência industrial.

Em pesquisa com resíduos de pele bovina caleirada, Rigueto et al. (2023) obtiveram gelatina com teor de cinzas próximo de 2% após purificação por membranas de ultrafiltração. Esse valor é inferior aos 6,95% determinados no pó de aparas, mas os

materiais não são diretamente equivalentes: o estudo citado incluiu extração de gelatina e purificação por membranas, operações distintas das empregadas neste trabalho. Lei et al. (2023) destacam, ainda, a importância da remoção do cálcio residual durante a desencalagem; no presente estudo, entretanto, as cinzas foram determinadas como fração mineral total, sem quantificação específica de cálcio.

Em relação aos lipídios, as aparas iniciais apresentaram 15,31% em base seca, enquanto o pó apresentou 7,08%. Essa diferença corresponde à diminuição aproximada de 54% da concentração lipídica ao longo do processamento. O tratamento com lipase teve a finalidade de auxiliar o desengraxe, mas a alteração observada não pode ser atribuída exclusivamente à enzima, pois também ocorreram lavagens e outras etapas de beneficiamento. Mesmo após o processamento, a concentração de lipídios do pó permaneceu superior à do colágeno tradicional, cuja média foi de 2,16% em base seca.

A possibilidade de uso de lipases no desengraxe encontra respaldo em Moujehed et al. (2022), que observaram remoção seletiva de lipídios durante o tratamento enzimático de peles ovinas. O estudo fornece sustentação à finalidade tecnológica da Lipase 4000 empregada no presente processo, mas utiliza outra matéria-prima, outra preparação enzimática e condições operacionais próprias. Portanto, a diminuição de concentração observada no pó de aparas é compatível com a finalidade do beneficiamento, sem demonstrar quantitativamente a contribuição exclusiva da lipase.

O pH passou de 10,24 nas aparas iniciais para 7,14 no pó, indicando redução da alcalinidade característica da matéria-prima proveniente do caleiro. O produto convencional apresentou pH médio de 6,28.

Essa redução está de acordo com a função da desencalagem discutida por Lei et al. (2023), que ressaltam a relevância da remoção de cálcio residual em peles previamente caleiradas para o desempenho das operações seguintes. No presente trabalho, o deslocamento de pH indica menor alcalinidade no produto final, mas não permite determinar a quantidade de cálcio removida ou atribuir a mudança a uma única etapa do processamento.

A proteína estimada em base seca apresentou média de 59,64% nas aparas iniciais e 92,30% no pó, demonstrando o aumento relativo da participação da fração proteica no material obtido. Esse enriquecimento deve ser interpretado juntamente com a presença e a alteração das frações não proteicas, e não como geração de proteína durante o tratamento. O colágeno tradicional apresentou média analítica de 101,04% em base seca, valor superior a 100% que decorre da estimativa de proteína a partir do nitrogênio e do fator de conversão empregado. Portanto, o resultado não representa pureza de colágeno nem pode ser utilizado isoladamente para comprovar superioridade composicional.

Li et al. (2025), ao caracterizarem gelatinas obtidas de diferentes peles bovinas, relataram teores proteicos entre 66,81% e 71,51%. O valor de 92,30% obtido neste trabalho refere-se, por sua vez, a um produto colagênico em pó, e não à mesma gelatina estudada pelos autores. A comparação demonstra a influência da matéria-prima e da rota tecnológica sobre a composição, mas não autoriza afirmar maior pureza ou qualidade do colágeno com base apenas em percentuais estimados de proteína. Prestes et al. (2013) também identificaram diferenças físico-químicas entre fibra de colágeno, colágeno em pó, gelatina e colágeno hidrolisado.

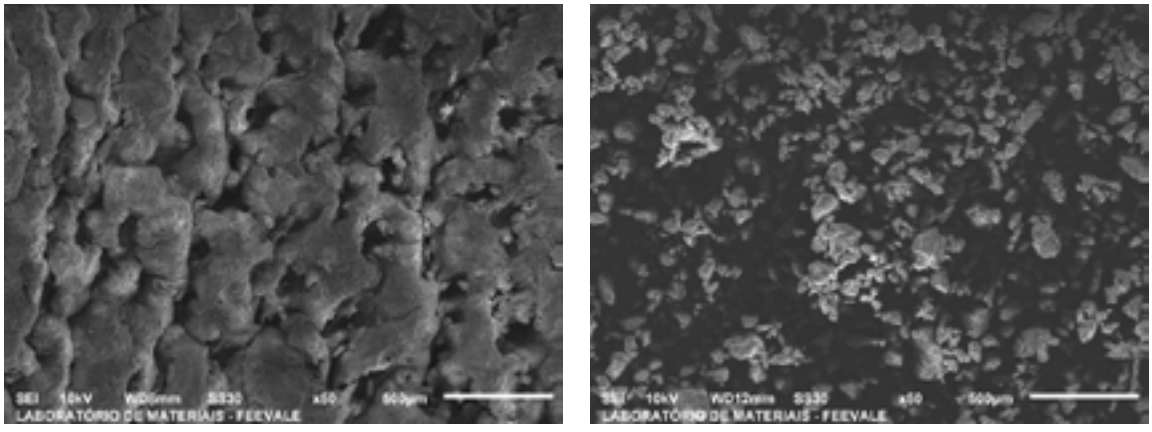
### 3.2. Morfologia por microscopia eletrônica de varredura

As micrografias das aparas iniciais e do produto final de aparas em pó, apresentadas na Figura 1, evidenciam diferenças na morfologia superficial observável. Nas aparas iniciais, observaram-se estruturas alongadas, dobras e espaços entre as regiões do material. No produto final, identificaram-se partículas individualizadas, com formas e tamanhos variados, além de alguns aglomerados. Essas características são compatíveis com a fragmentação progressiva da matriz durante o beneficiamento e as operações de moagem, secagem e micronização.

Alexandretti et al. (2019) observaram morfologia particulada em um colágeno bovino comercial em pó, com partículas de aspecto irregular ou arredondado, de modo semelhante ao aspecto geral encontrado no produto obtido de aparas. Entretanto, a publicação foi obtida com ampliação de 100×, enquanto as imagens deste trabalho foram apresentadas a 50×. A comparação, portanto, é exclusivamente qualitativa, não permitindo concluir equivalência granulométrica ou preservação da estrutura molecular do colágeno.

Figura 1 – Micrografias das aparas iniciais e do produto final em pó (50×).

**Aparas iniciais (50×)** **Produto final em pó (50×)**




Fonte: Autor (2026).

### 3.3. Formação de gel e avaliação da textura

Os ensaios de perfil de textura mostraram que tanto o colágeno obtido de aparas quanto o colágeno tradicional foram capazes de formar géis nas duas condições de preparo. A Tabela 3 apresenta a dureza média dessas amostras. O produto de aparas alcançou

648,95 g no gel frio e 1.044,23 g no gel quente; para o tradicional, as médias foram de 607,33 g e 1.019,44 g, respectivamente. Assim, nos dois materiais, o preparo com água quente foi associado a maior resistência do gel à compressão.

Tabela 3 – Dureza média dos géis pelo perfil de textura (TPA)

| Material | Gel frio (g) | Gel quente (g) |
|---|---|---|
| Produto final de aparas | 648,95 | 1.044,23 |
| Colágeno tradicional | 607,33 | 1.019,44 |

Fonte: planilhas Anabe / ITT Nutrifor–Unisinos (2026).

No produto de aparas, a dureza aumentou em aproximadamente 61% entre o preparo a frio e o preparo a quente. Essa diferença sugere que as condições de hidratação e dispersão anteriores ao resfriamento influenciaram a estrutura obtida no ensaio. Os valores médios também ficaram numericamente próximos aos do produto convencional, o que é relevante para uma avaliação funcional preliminar. Contudo, a comparação envolveu um lote de aparas e seis lotes do tradicional, avaliados em momentos diferentes; por isso, a proximidade observada não comprova equivalência de desempenho entre os produtos.

A relevância da resposta textural é reforçada por Alexandretti et al. (2019), que investigaram propriedades tecnofuncionais de diferentes formas de colágeno bovino e sua aplicação em formulações de hambúrgueres. Prestes et al. (2013) também destacaram diferenças entre fibra, pó, gelatina e hidrolisado associadas ao processamento. Esses estudos fundamentam a avaliação de funcionalidade do material, mas não fornecem resultados diretamente comparáveis à dureza em gramas obtida neste estudo por TPA, diante das diferenças de produto e de ensaio.

### 3.4. Rendimento global do processo

Para o lote industrial analisado, foram recebidos 3.500 kg de aparas de pele bovina e obtidos 800 kg de material colagênico em pó. Como as aparas iniciais possuíam elevada umidade, o balanço de massa seca representa de forma mais adequada o aproveitamento dos sólidos presentes na matéria-prima. Considerando a umidade inicial de 65,96% e a umidade final de 3,64%, foram obtidas massa seca inicial de 1.191,40 kg e massa seca final de 770,88 kg.

A relação entre essas massas resultou em rendimento global de 64,70% em base seca. Isso significa que aproximadamente 64,7% da matéria seca inicial foi recuperada no produto obtido após beneficiamento, cozimento, secagem, moagem, micronização e peneiramento. A diferença de massa não deve ser interpretada integralmente como perda de colágeno, visto que o material inicial continha também lipídios, minerais e outros constituintes. Portanto, o indicador expressa a recuperação global de matéria seca da rota industrial, não o rendimento específico de extração da proteína.

Noorzai et al. (2020) investigaram a recuperação de colágeno de resíduos de diferentes origens de pele bovina por rotas ácida e ácido-enzimáticas, verificando influência

tanto da matéria-prima quanto do método sobre o material recuperado. Essa evidência reforça a importância de explicitar como o rendimento é definido. Diferentemente dos indicadores de extração de colágeno daqueles autores, o valor de 64,70% aqui apresentado representa a recuperação global de sólidos de uma sequência industrial, incluindo a remoção de constituintes não proteicos. Por isso, os percentuais não devem ser confrontados como se medissem a mesma variável.

Para a comparação do rendimento entre os processos, considerou-se a produção convencional de colágeno a partir de 8.500 kg de raspa bovina, com obtenção de 1.800 kg de produto final. Adotando-se uma umidade inicial estimada de 65,96%, equivalente à das aparas de pele bovina, e uma umidade final média de 6,77%, obteve-se um rendimento global estimado de 58,00% em base seca, inferior aos 64,70% obtidos no processamento enzimático das aparas. Essa diferença de 6,70 pontos percentuais sugere maior aproveitamento de matéria seca na rota estudada. Entretanto, a comparação deve ser interpretada com cautela, uma vez que a umidade inicial da raspa foi assumida, e não determinada experimentalmente. Dessa forma, os resultados indicam uma possível vantagem no rendimento do processo com aparas, mas não permitem afirmar sua superioridade sem a confirmação das condições de umidade da matéria-prima convencional.

## 4. CONCLUSÕES

O estudo demonstrou que a sequência industrial de beneficiamento químico e enzimático, seguida das operações físicas de transformação em pó, permitiu aproveitar aparas de pele bovina como matéria-prima para a obtenção de material colagênico. O produto final apresentou 92,30% de proteína estimada em base seca e rendimento global de 64,70% de matéria seca. Entre as aparas iniciais e o produto em pó, verificaram-se redução do pH e diminuição aproximada de 54% da concentração de lipídios em base seca, além de redução expressiva da umidade.

As análises de MEV mostraram diferenças entre a morfologia das aparas iniciais e o aspecto particulado do produto final em pó, e os ensaios de gel confirmaram capacidade de formação de estrutura, com maior dureza no preparo a quente. Em comparação ao colágeno convencional, a dureza média foi numericamente próxima, mas o pó de aparas apresentou maiores teores de cinzas e lipídios. Dessa forma, os resultados indicam potencial de aproveitamento tecnológico das aparas, sem demonstrar equivalência completa com a referência industrial.

## AGRADECIMENTOS

À Fapergs, à Anabe Proteínas, à Universidade Feevale e aos laboratórios envolvidos nas caracterizações e análises, pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

## REFERÊNCIAS

ALEXANDRETTI, C. et al. Structural and Techno-Functional Properties of Bovine Collagen and Its Application in Hamburgers. Food Technology and Biotechnology, v. 57, n. 3, p. 369–377, 2019. DOI: 10.17113/ftb.57.03.19.5896.

ANABE; ITT NUTRIFOR–UNISINOS. Planilhas de perfil de textura dos colágenos de aparas e tradicional. 2026. Documentos de análise citados na apresentação.

AQUIM, P. M. de. Balanço de massa: uma ferramenta para otimizar os processos de ribeira e curtimento. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2004.

CHEN, Q. et al. Structure, extraction, processing, and applications of collagen as an ideal component for biomaterials: a review. Collagen and Leather, v. 5, artigo 20, 2023. DOI: 10.1186/s42825-023-00127-5.

LEI, C. et al. Effect of calcium in delimed hide on leather quality. Journal of the American Leather Chemists Association, v. 118, n. 3, p. 109–116, 2023. DOI: 10.34314/jalca.v118i3.6814.

LI, H. et al. The characterization of physicochemical, nutritional, and flavor properties of bovine hide gelatin prepared from different raw materials. Foods, v. 14, n. 17, art. 2941, 2025. DOI: 10.3390/foods14172941.

MASILAMANI, D. et al. Extraction of collagen from raw trimming wastes of tannery: a waste to wealth approach. Journal of Cleaner Production, v. 113, p. 338–344, 2016. DOI: 10.1016/j.jclepro.2015.11.087.

MOUJEHED, E. et al. Cleaner degreasing of sheepskins by the Yarrowia lipolytica LIP2 lipase as a chemical-free alternative in the leather industry. Colloids and Surfaces B: Biointerfaces, v. 211, art. 112292, 2022. DOI: 10.1016/j.colsurfb.2021.112292.

NOORZAI, S. et al. Collagen extraction from various waste bovine hide sources. Waste and Biomass Valorization, v. 11, p. 5687–5698, 2020. DOI: 10.1007/s12649-019-00843-2.

PRESTES, R. C. et al. Caracterização da fibra de colágeno, gelatina e colágeno hidrolisado. Revista Brasileira de Produtos Agroindustriais, v. 15, n. 4, p. 375–382, 2013. DOI: 10.15871/1517-8595/rbpa.v15n4p375-382.

PROZYN. Informações técnicas dos tratamentos enzimáticos Lipase 4000 e Protezyn® AWP 45 utilizadas no processo industrial. 2026. Dados técnicos fornecidos para o estudo.

RIGUETO, C. V. T. et al. Steam explosion pretreatment for bovine limed hide waste gelatin extraction. Food Hydrocolloids, v. 142, art. 108854, 2023. DOI: 10.1016/j.foodhyd.2023.108854.

SANUVITAS. Laudos físico-químicos nº 33464, 34738 e 44839/2026, referentes ao colágeno tradicional. 2026.

SEN, C. K. et al. Collagen-Based Products in Wound, Skin, and Health Care. Advances in Wound Care, 2025. DOI: 10.1177/21621918251361118.

WANG, X. et al. The combination of microwave and hot-air drying to prepare collagen fiber powder from cowhide. Journal of Food Engineering, v. 363, art. 111773, 2024. DOI: 10.1016/j.jfoodeng.2023.111773.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**

**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Incorporação Direta de Óxido de Nióbio Nanoestruturado em Metais Fundidos.

Henrique Cechinel Casagrande [1]
João Batista Rodrigues Neto [2]
Anderson Daleffe [3]
Thiago Ramos Stellin Malagrino [4]
Jamile ThÖn Langbehn [5]
Guilherme Dias Zarur [6]
Gilson de March [7]
Joélson Vieira da Silva [8]
Joéverton Lurk Pereira [9]

**RESUMO**

A incorporação de nióbio em aços é tradicionalmente realizada por meio de ferro-nióbio, uma vez que a elevada estabilidade do $Nb_2O_5$ dificulta sua redução e incorporação direta ao banho metálico, sendo frequentemente necessários processos prévios de refino químico, como a aluminotermia. Neste contexto, este trabalho propõe uma abordagem inovadora para a incorporação direta de óxido de nióbio ($Nb_2O_5$) nanoestruturado em aços. O objetivo foi avaliar a viabilidade da incorporação de 1200 ppm de $Nb_2O_5$ nanométrico funcionalizado, explorando os efeitos da redução do tamanho de partícula e da funcionalização sobre sua dispersão e interação com o banho metálico. O material foi produzido com a adição direta das nanopartículas ao banho de aço, sem etapas intermediárias de refino. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica, permitindo avaliar a distribuição das fases e os produtos formados após a incorporação. Os resultados metalográficos evidenciaram a presença de nióbio associado ao carbono, indicando a formação de carbetos de nióbio (NbC). Dessa forma, os resultados demonstram a viabilidade da incorporação direta de $Nb_2O_5$ em aços, sem a necessidade dos processos convencionais de redução, evidenciando o potencial da estratégia nanoestruturada e funcionalizada para a produção de aços microligados.

Palavras-chave – Nanotecnologia aplicada a fundição de metais, óxido de nióbio, Carboneto de nióbio.

# DIRECT INCORPORATION OF NANOSTRUCTURED NIOBIUM OXIDE INTO MOLTEN METALS


## ABSTRACT

*The incorporation of niobium into steels is traditionally performed using ferroniobium, since the high stability of $Nb_2O_5$ hinders its direct reduction and incorporation into the molten metal, often requiring prior chemical refining processes, such as aluminothermic reduction. In this context, this study proposes an innovative approach for the direct incorporation of nanostructured niobium oxide ($Nb_2O_5$) into steels. The objective was to evaluate the feasibility of incorporating 1200 ppm of functionalized nanoscale $Nb_2O_5$, exploiting the effects of particle size reduction and surface functionalization on its dispersion and interaction with the molten metal. The material was produced by directly adding the functionalized nanoparticles to the steel bath, without intermediate refining or reduction steps. Microstructural characterization was performed using optical microscopy and scanning electron microscopy to evaluate the phase distribution and compounds formed after incorporation. Metallographic analyses revealed the presence of niobium associated with carbon, indicating the formation of niobium carbides (NbC). These results demonstrate the feasibility of directly incorporating $Nb_2O_5$ into steel without conventional chemical reduction processes, highlighting the potential of the nanostructured and functionalized approach as an alternative route for niobium incorporation and the production of microalloyed steels.*


*Key words — Nanotechnology applied to metal casting; niobium oxide; niobium carbide.*

## 1. INTRODUÇÃO

A fundição constitui uma das principais rotas de processamento de materiais metálicos, sendo amplamente empregada na produção de componentes e ligas ferrosas e não ferrosas devido à sua versatilidade, produtividade e capacidade de produzir peças com diferentes geometrias. No caso dos materiais ferrosos, o processo de fusão e solidificação desempenha papel fundamental na definição da composição química, da microestrutura e, consequentemente, das propriedades finais do material. Durante a solidificação, fenômenos como nucleação, crescimento de grãos, segregação de elementos e formação de fases intermetálicas ou de precipitados são diretamente influenciados pela composição do banho metálico e pelas condições térmicas do processo. Dessa forma, o controle dos elementos de liga adicionados ao metal líquido constitui uma etapa fundamental para o desenvolvimento de aços com propriedades específicas [1-5].

Os aços destacam-se entre os materiais metálicos devido à combinação de resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, disponibilidade de matérias-primas e ampla possibilidade de modificação de suas propriedades por meio do controle da composição química e dos tratamentos térmicos [6-7]. Nesse contexto, a utilização de elementos de liga em pequenas concentrações permite promover alterações significativas na microestrutura e no desempenho dos materiais. Entre esses elementos, o nióbio apresenta elevada importância tecnológica, particularmente no desenvolvimento de aços microligados. Mesmo em pequenas concentrações, o Nb pode interagir com elementos intersticiais, principalmente carbono e nitrogênio, formando precipitados estáveis, como o carbeto de nióbio (NbC) e o carbonitreto de nióbio (Nb(C,N)). Esses precipitados podem atuar no controle do crescimento de grão e nos mecanismos de endurecimento por precipitação,

contribuindo para o aumento da resistência mecânica e para o refinamento microestrutural dos aços [8].

A incorporação de nióbio durante a produção de aços é tradicionalmente realizada por meio da adição de ferro-nióbio (FeNb), uma liga intermediária desenvolvida para facilitar a introdução do elemento no banho metálico. Embora essa rota seja consolidada industrialmente, a utilização de Nb na forma de óxido apresenta um desafio tecnológico relacionado à elevada estabilidade termodinâmica do pentóxido de nióbio ($Nb_2O_5$). A forte afinidade do nióbio pelo oxigênio dificulta a redução direta do óxido e sua subsequente incorporação ao metal líquido, tornando necessárias, em determinadas rotas de processamento, etapas intermediárias de redução ou refino químico. Processos como a aluminotermia podem ser empregados para promover a redução do óxido e possibilitar a obtenção de uma forma metálica ou de uma liga intermediária contendo nióbio. Entretanto, essas etapas adicionais aumentam a complexidade do processamento e podem elevar o consumo de insumos e a geração de subprodutos [9-11].

Nesse cenário, a nanotecnologia apresenta-se como uma estratégia promissora para modificar a interação entre materiais particulados e matrizes metálicas. A redução do tamanho das partículas para a escala nanométrica resulta em aumento expressivo da área superficial específica e pode alterar significativamente sua reatividade e comportamento de dispersão. Em processos envolvendo metais líquidos, essas características podem favorecer a interação entre as partículas adicionadas e o banho metálico, além de modificar os fenômenos associados à dissolução, redução, nucleação e formação de novas fases durante a solidificação. A utilização de partículas funcionalizadas pode potencializar esse efeito, uma vez que a modificação superficial pode contribuir para melhorar sua dispersão, reduzir a aglomeração e favorecer a interação com o meio metálico. Assim, a combinação entre redução do tamanho de partícula e funcionalização constitui uma abordagem relevante para investigar novas rotas de incorporação de elementos de liga em materiais metálicos [12-15].

A aplicação desses conceitos à incorporação de $Nb_2O_5$ em aços pode representar uma alternativa à utilização convencional de ferro-nióbio e aos processos prévios de redução do óxido. Em particular, a utilização de $Nb_2O_5$ nanoestruturado e funcionalizado pode favorecer sua dispersão no banho metálico e aumentar a área de contato entre as partículas e o metal líquido, criando condições mais favoráveis para as reações que ocorrem durante a fusão e solidificação. Além disso, a interação do nióbio com os elementos presentes na matriz pode resultar na formação de fases contendo Nb, especialmente carbetos, cuja presença pode modificar a evolução microestrutural e as propriedades do aço. Entretanto, a viabilidade dessa abordagem depende da capacidade de incorporar o óxido ao banho metálico e promover sua interação efetiva com a matriz, tornando fundamental a avaliação da microestrutura resultante.

Nesse contexto, a caracterização metalográfica constitui uma ferramenta essencial para avaliar os efeitos da incorporação de materiais nanoestruturados em ligas metálicas. A microscopia óptica permite analisar aspectos gerais da microestrutura, como morfologia dos grãos, distribuição de fases e possíveis alterações decorrentes da adição do material. Complementarmente, a microscopia eletrônica possibilita uma investigação em maior resolução, permitindo observar constituintes microestruturais e regiões específicas associadas à presença de novas fases. A associação dessas técnicas permite estabelecer uma relação entre a adição do $Nb_2O_5$ e as características microestruturais desenvolvidas após a solidificação, contribuindo para a compreensão dos mecanismos envolvidos na incorporação do nióbio.

Diante desse contexto, o presente trabalho propõe uma abordagem para a incorporação direta de $Nb_2O_5$ nanoestruturado e funcionalizado em aço, sem a utilização de etapas intermediárias de redução química. Foram adicionados 1200 ppm de $Nb_2O_5$ nanométrico ao banho metálico, buscando avaliar a viabilidade dessa estratégia e o comportamento do material após a solidificação. A caracterização foi realizada por meio de

microscopia óptica e microscopia eletrônica, com o objetivo de avaliar a microestrutura, a distribuição das fases e os produtos formados durante o processamento. Particular atenção foi direcionada à identificação de fases contendo nióbio e à avaliação de sua interação com os elementos presentes na matriz, visando verificar a possibilidade de formação de compostos de Nb, como NbC. Dessa forma, o estudo busca contribuir para o desenvolvimento de uma rota alternativa de incorporação de nióbio em aços, explorando o potencial da nanotecnologia para viabilizar a utilização direta de seu óxido como fonte de elemento de liga.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1 Materiais

O material utilizado neste estudo foi um aço com aproximadamente 2% de carbono, empregado como liga metálica de base para o processo de fundição. Com o objetivo de avaliar uma rota alternativa para a incorporação de nióbio ao aço, foram adicionados 1200 ppm de óxido de nióbio nanoestruturado e funcionalizado diretamente à liga metálica durante o processamento. A concentração de 1200 ppm de $Nb_2O_5$ foi estabelecida com base em teores de nióbio empregados em aços microligados, nos quais pequenas adições desse elemento são utilizadas para promover modificações microestruturais e propriedades específicas.

A utilização do $Nb_2O_5$ em escala nanométrica foi adotada com o intuito de aumentar a área superficial de interação das partículas com o banho metálico, favorecendo sua interação durante o processamento. Adicionalmente, a funcionalização das nanopartículas foi empregada com o objetivo de melhorar sua dispersão no meio metálico e reduzir a tendência à aglomeração. Dessa forma, o estudo buscou avaliar a viabilidade da utilização direta do $Nb_2O_5$ nanoestruturado e funcionalizado como fonte de nióbio durante a produção do aço, sem a utilização de uma liga intermediária convencional de ferro-nióbio.

### 2.2 Incorporação do óxido de nióbio no banho metálico

A incorporação do óxido de nióbio nanoestruturado ao aço fundido foi realizada durante a etapa de carregamento de um forno de indução da fabricante Grion, visando favorecer a distribuição do aditivo na carga metálica antes da completa fusão. Inicialmente, foram introduzidos aproximadamente 50% da carga metálica no forno. Em seguida, o óxido de nióbio nanoestruturado, previamente preparado na forma de pó, foi distribuído sobre essa primeira camada de material. Posteriormente, os 50% restantes da carga metálica foram adicionados, totalizando uma carga de 5 kg de aço.

Após o carregamento, o forno foi aquecido até atingir a temperatura de 1700 °C, sendo essa condição mantida por 0,5 horas para estabilização térmica e completa fusão da liga. Esse período de permanência foi adotado para promover a homogeneização do banho metálico e favorecer a incorporação do aditivo ao metal líquido.

Ao término da estabilização, o aço líquido foi vazado em um molde de areia, onde ocorreu a solidificação do material para posterior caracterização. O monitoramento da temperatura do banho metálico foi realizado utilizando um pirômetro de imersão Heraeus Digilance IV Memory, com precisão de ±1 °C, garantindo o controle térmico durante as etapas de fusão e vazamento.

### 2.3 Ensaios microestruturais

A caracterização microestrutural foi conduzida por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por dispersão de energia (EDS). Para a preparação metalográfica, as amostras foram inicialmente seccionadas com uma cortadora metalográfica Struers MESOTOM. Em seguida, foram retiradas da região de

interesse e submetidas ao preparo superficial por lixamento sequencial, utilizando lixas de granulometrias 80, 120, 200, 320, 400, 600 e 1200, de modo a remover deformações introduzidas durante o corte.

Após essa etapa, o acabamento superficial foi realizado em uma politriz Fortel PFL, empregando suspensão de alumina da mesma fabricante com partículas de 1 µm, diluída em água, até a obtenção de uma superfície adequada para as análises microestruturais.

Para a revelar as fases presentes no material, as superfícies polidas foram atacadas quimicamente com nital 2% durante 12 segundos, procedimento adotado tanto para as observações em microscopia óptica quanto para as análises em microscopia eletrônica.

As imagens de microscopia óptica foram obtidas utilizando um microscópio Olympus SC30. As análises de MEV e EDS foram realizadas em um microscópio Zeiss EVO MA 10, equipado com filamento de tungstênio e operando com tensão de aceleração de 15 kV, permitindo a avaliação da morfologia da microestrutura e da distribuição elementar das fases presentes nas amostras.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 1 apresenta a microestrutura do aço após a incorporação de $Nb_2O_5$ nanoestruturado ao banho metálico. Observa-se uma matriz metálica relativamente homogênea, contendo uma elevada quantidade de partículas de coloração escura, finamente distribuídas ao longo da seção analisada. A presença e a dispersão dessas regiões contrastantes indicam a formação de constituintes distintos da matriz, associados à incorporação do nióbio durante o processo de fusão e solidificação.

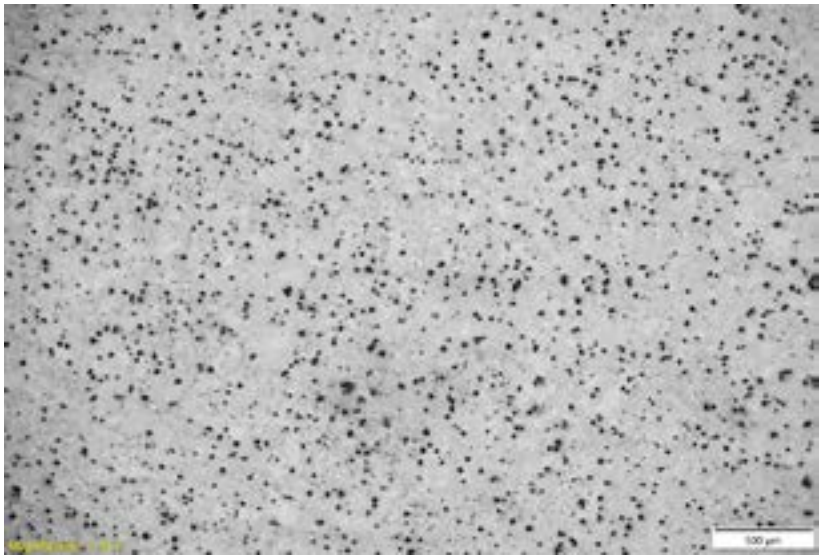


**Figura 1:** Microestrutura do aço com adição de $Nb_2O_5$ nanoestruturado, evidenciando a distribuição de partículas de coloração escura na matriz metálica.

As regiões escuras observadas na Figura 1 apresentam distribuição predominantemente dispersa, sem a formação de grandes aglomerados contínuos, sugerindo que a estratégia de adição do $Nb_2O_5$ favoreceu sua interação com o banho metálico. Esse comportamento é particularmente relevante considerando que o óxido foi introduzido diretamente na carga metálica, sem a necessidade de utilização de uma liga intermediária de ferro-nióbio. A presença de partículas finas e distribuídas na matriz também pode estar relacionada às condições de solidificação do aço, durante as quais o nióbio disponível no líquido pode reagir com o carbono presente na composição da liga.

A identificação química dessas regiões foi posteriormente realizada por microscopia

eletrônica de varredura associada à espectroscopia por dispersão de energia (MEV/EDS). Os resultados confirmaram a presença de nióbio e carbono nas regiões escuras, permitindo atribuí-las à formação de carbetos de nióbio (NbC). Dessa forma, a análise por microscopia óptica apresentada na Figura 1 fornece uma evidência inicial da presença de uma segunda fase particulada, enquanto a caracterização por MEV/EDS possibilita sua identificação e confirmação química.

A formação de NbC é particularmente significativa, pois demonstra que o nióbio proveniente do $Nb_2O_5$ nanoestruturado permaneceu disponível no banho metálico e participou das reações metalúrgicas durante a solidificação. Considerando a elevada afinidade do nióbio pelo carbono, a formação de carbetos pode ocorrer preferencialmente durante as etapas finais de solidificação, quando há enriquecimento local dos elementos de liga nas regiões interdendríticas. A presença desses precipitados pode contribuir para modificações na microestrutura do aço e, consequentemente, influenciar propriedades como dureza, resistência mecânica e resistência ao desgaste.

A Figura 2 apresenta a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) associada à espectroscopia por dispersão de energia (EDS) das regiões selecionadas na microestrutura do aço com adição de $Nb_2O_5$ nanoestruturado. A imagem evidencia uma matriz metálica de aspecto predominantemente contínuo, na qual se observam regiões com morfologia e contraste distintos, particularmente na região indicada como Spectrum 10. A análise química localizada dessas regiões permite estabelecer uma relação direta entre a adição do óxido de nióbio e a formação de fases ricas em nióbio.

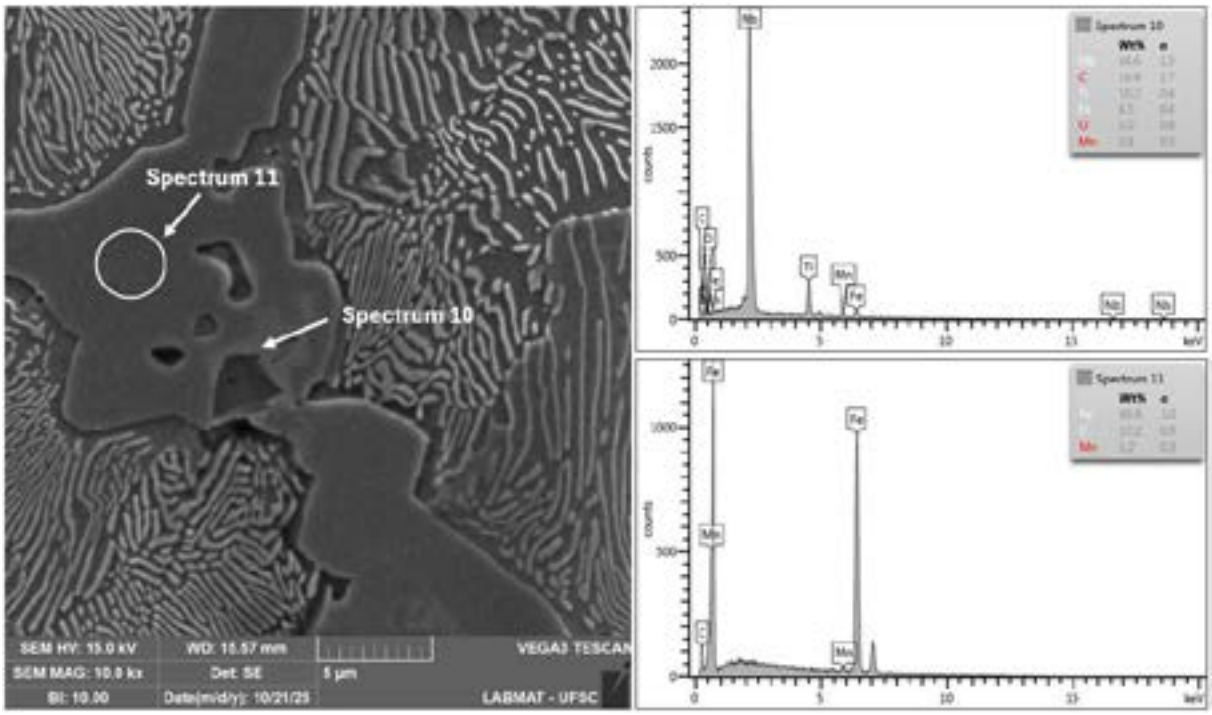



**Figure 2**: Análise de MEV com EDS da região de fundição, espectros 10 e 11.

Na região correspondente ao Spectrum 10, observa-se uma elevada intensidade dos sinais de nióbio e carbono, acompanhada por menores contribuições de Fe, Ti, Mn e O. A concentração de Nb nessa região é significativamente superior àquela observada na matriz, enquanto a presença simultânea de Nb e C constitui uma forte evidência da formação de uma fase do tipo NbC. Esse resultado é coerente com estudos que utilizam MEV/EDS para identificar precipitados de NbC em aços contendo nióbio. Em trabalhos recentes, regiões enriquecidas simultaneamente em Nb e C foram atribuídas a carbetos de nióbio, enquanto a matriz apresentou predominância de Fe [16-17].

A identificação da região Spectrum 10 como um carbeto de nióbio é particularmente

relevante no presente estudo, uma vez que o nióbio foi introduzido no aço a partir do $Nb_2O_5$ nanoestruturado, e não por meio de uma liga convencional de ferro-nióbio. Assim, a presença de uma fase rica em Nb e C após a solidificação demonstra que o nióbio proveniente do óxido foi incorporado ao banho metálico e permaneceu disponível para participar das reações metalúrgicas durante a solidificação. Esse comportamento está relacionado à elevada afinidade química do nióbio pelo carbono, sendo o NbC uma das principais fases de precipitação associadas à adição de Nb em aços [18-19].

Por outro lado, o Spectrum 11 foi obtido em uma região da matriz e apresenta forte predominância do elemento Fe, com apenas pequenas contribuições dos demais elementos detectados. A diferença composicional entre as regiões Spectrum 10 e Spectrum 11 reforça a distinção entre a matriz metálica e a fase rica em nióbio. Dessa forma, a comparação dos espectros evidencia que o Nb não se encontra distribuído exclusivamente em solução sólida na matriz, mas está concentrado em regiões específicas, associadas à formação de precipitados ricos em carbono.

A morfologia observada na Figura 2 também merece destaque. A região rica em Nb apresenta dimensões micrométricas e encontra-se associada à estrutura formada durante a solidificação. Em aços contendo nióbio, a formação de NbC pode ocorrer durante a solidificação ou durante o resfriamento subsequente, dependendo da composição química e das condições termodinâmicas e cinéticas do sistema. Estudos recentes em aços de médio e alto teor de carbono demonstram que o aumento do teor de Nb favorece a formação de carbetos ricos em nióbio, podendo alterar tanto a morfologia quanto a distribuição dessas fases na matriz [20].

Nesse sentido, a presença de NbC observada neste trabalho pode estar associada à reação do nióbio disponibilizado pelo $Nb_2O_5$ com o carbono presente no aço durante o processo de solidificação. A literatura demonstra que o Nb apresenta forte tendência à formação de carbonetos e carbonitretos, sendo a precipitação dessas fases dependente da temperatura, da concentração de Nb e C e da trajetória térmica experimentada pelo material [17,21]. Em aços de alto teor de carbono, estudos recentes também demonstram a evolução dos precipitados de NbC desde estágios iniciais de nucleação até seu crescimento e coalescimento, evidenciando a forte interação entre Nb e C durante a transformação microestrutural [19].

Outro aspecto importante é que a presença de NbC pode exercer influência sobre a evolução microestrutural do aço. Os carbetos de nióbio apresentam elevada estabilidade térmica e podem atuar como partículas capazes de interferir na movimentação das interfaces durante a solidificação e nas transformações subsequentes. Em determinadas condições, partículas de NbC também podem atuar como sítios de nucleação heterogênea, contribuindo para modificações na morfologia e no refinamento da microestrutura. Estudos recentes em aços contendo Nb mostram, inclusive, que a formação de NbC durante a solidificação pode anteceder outras reações e influenciar a formação da matriz metálica [20].

Portanto, os resultados apresentados na Figura 2 fornecem uma evidência complementar à análise por microscopia óptica apresentada na Figura 1. Enquanto a Figura 1 evidencia a presença e a distribuição das regiões escuras na matriz, a análise de MEV/EDS permite associar quimicamente essas regiões à presença de Nb e C, identificando-as como carbetos de nióbio (NbC). A diferença composicional entre o Spectrum 10, representativo da fase rica em Nb, e o Spectrum 11, correspondente predominantemente à matriz rica em Fe, reforça a hipótese de que o $Nb_2O_5$ nanoestruturado foi efetivamente incorporado ao aço fundido e posteriormente convertido em uma fase de carbeto durante a solidificação.

Na Figura 3, observa-se uma região caracterizada por concentração de Nb (8,4 wt.%) e O (4,5 wt.%), acompanhada por teores elevados de Mn (48,1 wt.%), S (28,1 wt.%) e C (6,0 wt.%). Essa composição indica a presença de uma fase rica em óxido de nióbio, relacionada ao $Nb_2O_5$ introduzido no banho metálico.

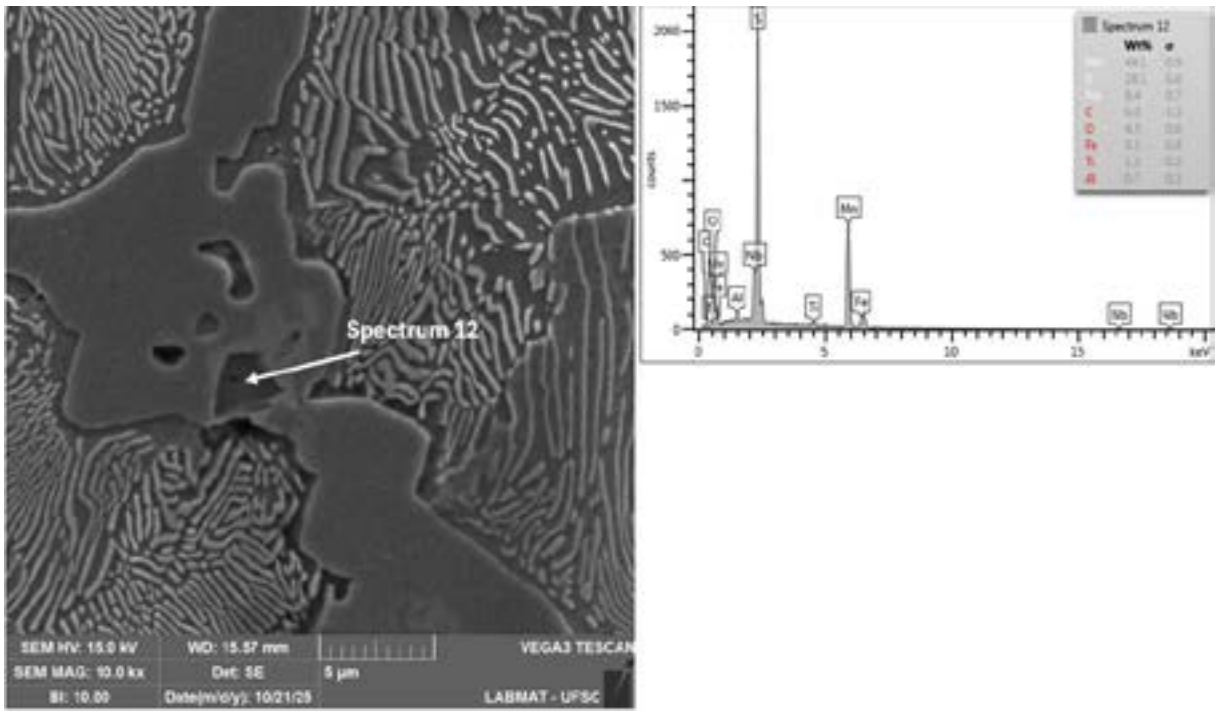



Figura 3: Análise de MEV com EDS do espectro 12.

Outro aspecto relevante é a elevada concentração de enxofre (28,1 wt.%) e manganês (48,1 wt.%) em regiões adjacentes, o que aponta para a formação de sulfetos de manganês (MnS). A presença do nióbio parece ter desempenhado um papel importante nesse processo, promovendo a aglomeração ou isolamento dos sulfetos de manganês. Esse comportamento é coerente com estudos que demonstram a capacidade do Nb de interagir com inclusões não metálicas, modificando sua morfologia e distribuição na matriz. A interação Nb–MnS pode contribuir para reduzir a nocividade dessas inclusões, uma vez que o MnS isolado tende a apresentar menor impacto negativo sobre a tenacidade do aço.

A análise conjunta dos resultados da Figura 3 permite concluir que o $Nb_2O_5$ nanoestruturado foi efetivamente incorporado ao aço de alto carbono, originando tanto fases ricas em Nb e O quanto influenciando a formação e distribuição dos sulfetos de manganês. Esse comportamento reforça a hipótese de que o Nb proveniente do óxido não apenas participa da formação de carbetos (NbC), como também atua na modificação das inclusões presentes no sistema. A literatura confirma que o Nb apresenta elevada afinidade pelo carbono e forte interação com inclusões de MnS, podendo alterar significativamente a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do material [22-24].

## 4. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos nas Figuras 1, 2 e 3, é possível concluir de forma objetiva que a adição de $Nb_2O_5$ nanoestruturado ao aço de alto carbono foi eficaz para promover a incorporação do nióbio ao banho metálico e sua participação ativa nas reações metalúrgicas durante a solidificação.

A Figura 1 mostrou uma matriz metálica relativamente homogênea, contendo partículas escuras finamente distribuídas, evidenciando a formação de constituintes distintos associados ao Nb. A caracterização química dessas regiões confirmou a presença de Nb e C, permitindo atribuí-las à formação de carbetos de nióbio (NbC), o que demonstra que o nióbio proveniente do óxido foi incorporado e permaneceu disponível para reagir com o carbono da liga.

Na Figura 2, a análise por MEV/EDS reforçou essa interpretação ao identificar

regiões enriquecidas em Nb e C (Spectrum 10), confirmando a formação de NbC, enquanto a matriz (Spectrum 11) apresentou predominância de Fe. Essa distinção evidencia que o Nb não se encontra apenas em solução sólida, mas concentrado em precipitados ricos em carbono, coerente com a literatura sobre aços contendo nióbio.

Já a Figura 3 revelou uma região com elevados teores de Mn (48,1 wt.%) e S (28,1 wt.%), além de Nb e O, indicando a presença de sulfetos de manganês (MnS) associados à ação do nióbio. O Nb parece ter promovido a aglomeração ou isolamento dessas inclusões, modificando sua morfologia e distribuição na matriz. Esse efeito é relevante, pois inclusões de MnS isoladas tendem a ser menos nocivas às propriedades mecânicas do aço, contribuindo para maior tenacidade e desempenho.

Portanto, os resultados demonstram que a adição de $Nb_2O_5$ nanoestruturado não apenas favoreceu a formação de NbC, mas também influenciou a evolução das inclusões de MnS, atuando de forma dupla: como agente de precipitação e como modificador de inclusões. Essa evidência confirma que o $Nb_2O_5$ é uma rota alternativa viável para introdução de nióbio em aços de alto carbono, com impacto direto no refinamento microestrutural e potencial melhoria das propriedades mecânicas, em linha com estudos recentes sobre o papel do Nb em sistemas perlíticos e de alto carbono.

## AGRADECIMENTOS

Os autores expressam seu sincero agradecimento à empresa NIONE pelo apoio técnico e institucional disponibilizado ao longo do desenvolvimento desta pesquisa. Agradecem também à UniSATC e à Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) – Campus Florianópolis pela disponibilização da infraestrutura, dos laboratórios e dos recursos técnicos necessários à realização deste trabalho. Por fim, os autores agradecem à Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação do Estado de Santa Catarina (FAPESC) pelo apoio financeiro concedido por meio da bolsa de estudos, que foi fundamental para o desenvolvimento e a conclusão desta pesquisa.

## Referências

[1] KAPOOR, I.; DAVIS, C.; LI, Z. Effects of residual elements during the casting process of steel production: a critical review. Ironmaking & Steelmaking, v. 48, n. 6, p. 665–681, 2021. DOI: https://doi.org/10.1080/03019233.2021.1898869.

[2] NATH, J. Engineering Carbon and Alloy Steel Castings. In: Iron and Steel Castings Engineering Guide. ASM International, 2022. p. 217–304. DOI: https://doi.org/10.31399/asm.tb.isceg.t59320217.

[3] COLPAERT, H. Solidification, segregation, and nonmetallic inclusions. In: Metallography of Steels: Interpretation of Structure and the Effects of Processing. ASM International, 2018. p. 129–191. DOI: https://doi.org/10.31399/asm.tb.msisep.t59220129.

[4] XIE, Q.; NABEEL, M.; ERSSON, M.; NI, P. A review on swirling flow casting technology in steel production. Steel Research International, v. 93, p. 2100410, 2022. DOI: https://doi.org/10.1002/srin.202100410.

[5] LI, J.; XU, X.-W.; REN, N.; XIA, M.-X.; LI, J.-G. A review on prediction of casting defects in steel ingots: from macrosegregation to multi-defect model. *Journal of Iron and Steel Research International*, v. 29, n. 12, p. 1901–1914, 2022. DOI: https://doi.org/10.1007/s42243-022-00848-7

[6] SUN, L.-Y.; LIU, X.; XU, X.; LEI, S.-W.; LI, H.-G.; ZHAI, Q.-J. Review on niobium application in microalloyed steel. Journal of Iron and Steel Research International, v. 29, n. 10, p. 1513–1525, 2022. DOI: https://doi.org/10.1007/s42243-022-00789-1.

[7] ZHANG, Y.-J.; CHANDIRAN, E.; DONG, H.-K.; KAMIKAWA, N.; MIYAMOTO, G.; FURUHARA, T. et al. Current understanding of microstructure and properties of micro-alloyed low carbon steels strengthened by interphase precipitation of nano-sized alloy carbides: a review. *JOM*, v. 73, p. 3214–3227, 2021. DOI: https://doi.org/10.1007/s11837-021-04882-w.

[8] BENEDITO, A. V.; TORRES, C. A. B.; SILVA, R. M. C.; KRAHL, P. A.; CARDOSO, D. C. T.; SILVA, F. A.; MARTINS, C. H. Effects of niobium addition on the mechanical properties and corrosion resistance of microalloyed steels: a review. Buildings, v. 14, n. 5, 1462, 2024. DOI: https://doi.org/10.3390/buildings14051462.

[9] GASIK, M.I. Technology of niobium ferroalloys. In: Handbook of Ferroalloys: Theory and Technology. Elsevier, 2013. p. 411–419. DOI: https://doi.org/10.1016/B978-0-08-097753-9.00014-9.

[10] NZEH, N. S.; MOKGALAKA, M.; MAILA, N.; POPOOLA, D. et al. Pyrometallurgical Approach in the Recovery of Niobium and Tantalum. In: Pyrometallurgy. IntechOpen, 2023. DOI: https://doi.org/10.5772/intechopen.109025.

[11] NUNES, C.A.; PINATTI, D.G.; ROBIN, A. Nb–Ta alloys by aluminothermic reduction of $Nb_2O_5$/$Ta_2O_5$ mixtures and electron beam melting. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v. 17, n. 4, p. 305-314, 1999. https://doi.org/10.1016/S0263-4368(99)00002-5

[12] SUBHANI, T.; RAMADAN, M.; FATHY, N.; KHALIQ, A.; HALIM, K.S.A. Innovation in Metal Casting Processes: A Review of Metal Matrix Nanocomposites in Metal and Bimetal Castings. Crystals, v.*15*, 191. 2025. https://doi.org/10.3390/cryst15020191

[13] WANG, S.; CHEN, D.; HONG, Q.; GUI, Y.; CAO, Y.; REN, G.; LIANG, Z. Surface functionalization of metal and metal oxide nanoparticles for dispersion and tribological applications – A review. Journal of Molecular Liquids, v. 389, 122821, 2023. DOI: https://doi.org/10.1016/j.molliq.2023.122821.

[14] QADIR, J.; LEWISE, A. S.; WESSLEY, G. J. J.; SAMUEL, G. D. Influence of nanoparticles in reinforced aluminium metal matrix composites in aerospace applications – A review. Materials Today: Proceedings, 2023. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.06.414.

[15] GREER, A.L. Overview: Application of heterogeneous nucleation in grain-refining of metals. The Journal of Chemical Physics, v. 145, n.21, 2016. https://doi.org/10.1063/1.4968846

[16] LIU, S.; ZHAO, J.; XIN, R.; HE, Y.; YANG, G.; YANG, B. Effect of Nb/C Ratio on Microstructure and Mechanical Properties of B50A789G Precipitation Hardening Stainless Steel. Materials, v.18, 1917, 2025. https://doi.org/10.3390/ma18091917

[17] ZHANG, Z.; WANG, Z.; LI, Z.; SUN, X. Microstructure Evolution and Precipitation Behavior in Nb and Nb-Mo Microalloyed Fire-Resistant Steels. Metals, v.13, 112, 2023. https://doi.org/10.3390/met13010112

[18] MOHRBACHER, H.; YANG, J.-R.; CHEN, Y.-W.; REHRL, J.; HEBESBERGER, T. Metallurgical Effects of Niobium in Dual Phase Steel. Metals, v. 10, 504, 2020. https://doi.org/10.3390/met10040504

[19] WANG, D.; XIAO, J.; CAO, K.; YANG, S.; ZHAO, A. Evolution of NbC from nucleation and precipitation to growth and coarsening in Nb-microalloyed high-carbon martensitic steel. Materials Letters, v. 397, 2025. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2025.138860

[20] CAO, K.; WANG, Z.; WANG, D.; XIAO, J.; ZHAO, A.; HUANG, H. Effects of niobium and yttrium additions on carbide characteristics, microstructural evolution, and performance enhancement in D2 cold work die steel. Journal of Materials Research and Technology, v. 38, p. 5579-5593, 2025. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.09.043

[21] KLINKENBERG, C.; HULKA, K.; BLECK, W. Niobium Carbide Precipitation in Microalloyed Steel. Steel Research International, v. 75, n. 11, 2016. https://doi.org/10.1002/srin.200405837

[22] ZHOU, M.; WANG, H.; ZHU, M.; TIAN, J.; SU, X.; ZHANG, Q.; GUO, A.; XU, G. New insights to the metallurgical mechanism of niobium in high-carbon pearlitic steels. Journal of Materials Research and Technology, v. 26, p. 1609-1623, 2023. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.235

[23] LONG, J.; LIANG, Y.; PENG, G.; NIU, C.; YUAN, J.; LI, W.; LU, P.; ZHANG, C.; RAN, X. Effect of Nb microalloyed on microstructure, strength and plasticity of high-carbon wire rod. MaterialsToday Communications, v. 47, 2025. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.113247

[24] XIONG, H.; DU, C.; ZHAO, H.; YU, L.; YAN, Y.; ZHAO, J.; WAN, G.; WANG, L.; WANG, G. Nanoengineering of Ultrathin Carbon-Coated T-$Nb_2O_5$ Nanosheets for High-Performance Lithium Storage. Coatings, v. 15, 315, 2025. https://doi.org/10.3390/coatings15030315

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Manufatura Aditiva por Arco Elétrico Duplo Arame: Mistura de Ligas in-situ para aplicações de desgaste.

Jamile Thön Langbehn [1]
Lírio Schaeffer [2]
Anderson Daleffe [3]
Henrique Cechinel Casagrande [4]
Alexandre Milanez [5]
Ana Carolina Tassi Junkoscki [6]
Isabelle Romansini Brasil [7]
Pedro Henrique Menegaro Possamai [8]

**RESUMO**

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) com duplo arame permite a mistura in-situ de diferentes materiais, possibilitando o desenvolvimento de novas ligas para aplicações sujeitas ao desgaste. Este trabalho avaliou a obtenção de uma nova liga pela mistura in-situ de dois arames comerciais utilizando MADA/GMAW duplo arame, visando futuras aplicações em desgaste. Foram produzidas misturas nas proporções 50/50 e 80/20, caracterizadas por espectrometria de emissão óptica, metalografia e microdureza Vickers. A mistura 50/50 apresentou microestrutura predominantemente austenítica e microdureza de 508 ± 24 HV0,5, enquanto a mistura 80/20 apresentou formação de martensita e Microdureza de 829 ± 26 HV0,5. Ambas as condições foram depositadas sem formação de trincas ou desplacamentos. Os resultados demonstram a viabilidade da mistura in-situ dos arames e indicam a proporção 80/20 como mais promissora em termos de dureza, sendo necessários ensaios de desgaste para avaliar o desempenho das ligas nessa aplicação.

Palavras-chave – Manufatura Aditiva, MADA duplo arame, Mistura de ligas in-situ, microestrutura, desgaste.

[1] Doutoranda PPGE3M, UFRGS, jamile.thon@satc.edu.br
[2] Prof. Dr., UFRGS, schaefer@ufrgs.br
[3] Prof. Dr., Centro Universitário SATC, anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Doutorando PGMAT, UFSC, henrique_cechinel@hotmail.com
[5] Prof. Dr., Centro Universitário SATC, alexandre.milanez@satc.edu.br
[6] Graduanda Eng. Mecânica, Centro Universitário SATC, anatassijunkoscki@gmail.com
[7] Graduanda Eng. Mecânica, Centro Universitário SATC, isabelle.brasil@satc.edu.br
[8] Mestrando PPGEM, Centro Universitário SATC, pedro.possamai@satc.edu.br

# DOBLE-WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING: IN-SITU ALLOYING FOR WEAR APPLICATIONS

**ABSTRACT**

*Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) with double wire enables the in-situ alloying of different materials, allowing the development of new alloys for wear applications. This work evaluated the production of a new alloy by in-situ alloying of two commercial wires using double-wire WAAM/GMAW, aiming at future wear applications. Mixtures with 50/50 and 80/20 proportions were produced and characterized by optical emission spectrometry, metallography, and Vickers microhardness. The 50/50 mixture exhibited a predominantly austenitic microstructure and a microhardness of 508 ± 24 HV0.5, while the 80/20 mixture showed martensite formation and a microhardness of 829 ± 26 HV0.5. Both conditions were deposited without crack formation or delamination. The results demonstrate the feasibility of in-situ alloying using the two wires and indicate that the 80/20 proportion is more promising in terms of hardness, although wear tests are required to evaluate the performance of the alloys for this application.*
*Key words — Additive Manufacturing, WAAM double wire, In-situ alloying, microstructure, wear.*

## 1. INTRODUÇÃO

As técnicas de manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), também conhecida pelo termo inglês *Wire Arc Additive Manufaturing* (WAAM) são alvo de diversos estudos na atualidade [1-5]. Esta técnica permite a criação de peças com geometrias complexas, deposição de materiais especiais de difícil processamento pelos processos de fabricação convencionais e ainda a recuperação de componentes desgastados [3][5-7].

Dentre as técnicas de MADA, o processo duplo arame com materiais dissimilares aplicado por GMAW e GTAW tem sido muito estudado na atualidade [8-11]. Com esta técnica é possível obter uma mistura das ligas in-situ ampliando a quantidade de materiais disponíveis a partir de arames de solda comerciais [9][11][12]. Nos casos em que é optado pelo processo GMAW geralmente são utilizadas duas fontes de soldagem que alimentam dois arames em uma mesma poça de fusão [8][10][12].

Trabalhos recentes mostram que a criação de ligas *in situ* por processos de duplo arame permite obter combinações de propriedades distintas daquelas apresentadas individualmente pelos materiais de alimentação [9][11–16][19–22]. Yang et al. [19], por exemplo, utilizaram T-WAAM para produzir uma liga Ti-6Al-7Nb e observaram que a adição de Nb promoveu alterações microestruturais que resultaram em uma combinação favorável de resistência e ductilidade. Zhang et al. [16] produziram uma liga à base de $Ni_3Al$ a partir de arames de Ni e Al, obtendo propriedades mecânicas comparáveis às de ligas comerciais produzidas por fundição. Sood et al. [20] demonstraram ainda que a variação da proporção entre arames de Fe e Ni permitiu controlar localmente a composição química e, consequentemente, produzir diferentes propriedades de expansão térmica ao longo do componente. Em sistemas envolvendo materiais dissimilares, Rodrigues et al. [11] e Yadav et al. [14][21] demonstraram a possibilidade de produzir gradientes de composição e propriedades utilizando, respectivamente, 316L/Inconel 625 e ER70S-6/316LSi. Além disso, Wang et al. [22] obtiveram, pela mistura *in situ* de Ni e Ti, revestimentos com aumento expressivo de microdureza e resistência ao desgaste. Esses resultados demonstram que o controle dos materiais e das respectivas taxas de alimentação permite modificar a composição química, a microestrutura e as propriedades locais do material depositado, possibilitando compensar limitações individuais das ligas de alimentação e buscar um melhor equilíbrio de desempenho

[9][11][14–16][19–22].

Componentes sujeitos a desgaste são fabricados utilizando ligas especiais com altos teores de elemento de liga para suportarem os esforços a que são solicitados [17][23-26]. Como consequência esses materiais apresentam alto custo e processos de fabricação complexos envolvendo muitas etapas [23][24]. Ainda, possuem no geral alta dureza e resistência mecânica, porém baixa tenacidade [23-27]. Muitos materiais desse tipo têm aplicações limitadas quando sofrem esforços de impacto e vibração [24][25][27]. A aplicação de manufatura aditiva na fabricação deste tipo de componente permite utilizar ligas mais simples como material de base aplicando o material de resistência apenas nos locais sujeitos a esforços diversos [6][11][13]. Desta forma, o custo de matéria-prima é reduzido e os processos de fabricação são facilitados[3][5-7][11][18].

O objetivo deste trabalho é obter uma nova liga por mistura in-situ de dois arames de solda utilizando MADA/GMAW duplo arame com dois arames resistentes a desgaste. Os materiais que possuem maior resistência a desgaste geralmente não possuem bom comportamento em soldagem de múltiplas camadas, levando ao surgimento de trincas e dificuldade de adesão. Enquanto materiais com maior tenacidade tendem a perder em resistência a desgaste. Espera-se que a mistura de dois materiais, sendo um de maior tenacidade e outro com alta dureza, possibilite a obtenção de peças com menos falhas, sem reduzir significativamente a resistência ao desgaste.

## 2. METODOLOGIA

Neste trabalho foram utilizados os arames NCSW Rapid 952T (1,2mm) e NCSW 3191T (1,6mm) do fabricante Nicrosol. O arame NCSW Rapid 952T segue a norma DIN 8555 MF-4 GF 60 com composição conhecida mostrada na Tabela 1 [28]. Este arame possui a característica de alta dureza aliado à boa resistência a abrasão e boa tenacidade. O arame NCSW 3191T se trata de um arame especial que não segue norma e, portanto, não possui sua composição indicada na ficha técnica. O fabricante apenas indica ser um material que possui os elementos C, Si, Mn, Cr, B e Nb com formação de carbonetos complexos de Cromo, Nióbio e Boro. Este arame possui como característica alta dureza, alta resistência a abrasão, porém baixa tenacidade, com presença de trincas de alívio térmico [29].

**Tabela 1:** Composição química do arame NCSW Rapid 952 T

| **Material** | | **%C** | **%Mn** | **%Si** | **%Cr** | **%Mo** | **%W** | **%V** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| NCSW | Min | 0,50 | 1,0 | - | 5,0 | 2,5 | 1,0 | 0,5 |
| Rapid 952T | Máx | 0,65 | 2,0 | 0,7 | 8,0 | 4,0 | 1,5 | 1,0 |

Fonte: Adaptado de [28].

### 2.1 MADA Duplo Arame

Para a deposição do material por MADA duplo arame por processo GMAW foi utilizado sistema cartesiano CNC com duas fontes de soldagem acopladas. A abertura do arco foi realizada pela fonte IMC DIGIplus A7 com o arame NCSW Rapid 952T. A fonte ESAB Smashwelding 250E foi utilizada apenas para alimentar o arame NCSW 3191T na mesma poça de fusão, realizando a mistura in-situ das ligas. A Figura 1 mostra a configuração das tochas para a deposição.



Figura 1: Posicionamento das tochas para MADA duplo arame com processo GMAW.

Como o comportamento dos materiais em mistura não era conhecido, foram realizadas 2 variações de composição. Foi realizado teste com mistura de 50% de cada arame e de 80% do arame NCSW Rapid 952T e 20% do arame NCSW 3191T. A Tabela 2 mostra os parâmetros de soldagem de cada processo. O gás de proteção foi fornecido por um cilindro único com uma mangueira dupla, desta forma a vazão de gás total foi distribuída para as duas tochas. A deposição foi realizada sobre uma base redonda de 1 polegada de diâmetro de aço SAE 1045. Foram realizados 3 passes de deposição em cada amostra.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem MADA Duplo arame

| **Parâmetros** | **Mistura 50/50** | **Mistura 80/20** |
|---|---|---|
| Tensão | 27 V | 24 V |
| Velocidade de alimentação do arame NCSW Rapid 952T | 6,0 m/min | 4,2 m/min |
| Velocidade de alimentação do arame NCSW 3191T | 3,6 m/min | 0,6 m/min |
| Velocidade de soldagem | 0,32 m/min | 0,25 m/min |
| Corrente | 237 A | 171 A |
| Vazão de gás | 22 L/min | 22 L/min |
| Polaridade | CC+ | CC+ |

2.2 Espectrometria de emissão óptica

Para análise da composição química do depósito foi realizado ensaio de espectrometria de emissão óptica utilizando um espectrômetro Bruker modelo Q2 ION. Foi realizado o ensaio no depósito com mistura in-situ dos arames bem como em amostras de referência dos arames puros, para comparação da diluição.

2.3 Metalografia

Para a caracterização microstrutural foi realizado ensaio de metalografia. Para a

caracterização superficial os corpos de prova passaram por processo de retífica deixando a superfície plana para posterior preparação metalográfica. Para a análise do perfil da deposição e penetração da solda, os corpos de fora foram cortados em cortadora metalográfica Fortel e embutidos em baquelite.

A preparação da amostra seguiu a norma ASTM E-3 [30] com as etapas de lixamento utilizando lixas de grão #80 até #1200, polimento utilizando politriz com pano de polimento e solução de alumina 1μm e ataque em nital 2% para revelação da microestrutura. Para aquisição das imagens foi utilizado um microscópio Olympus BMX com ampliações de 50x, 100x, 200x.

2.4 Microdureza Vickers

As amostras preparadas para metalografia também foram utilizadas para a análise de microdureza Vickers em um microdurômetro Shimadzu HMV, utilizando método HV0,5 com uma força aplicada de 4,903 N por 10s.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A fabricação dos corpos de prova por MADA duplo arame com processo GMAW se mostrou promissora para as duas variações de composição estudadas. A Figura 2 mostra os corpos de prova após a deposição. Na avaliação visual não foram encontradas trincas ou poros superficiais. O arame NCSW 3191T tem como característica a formação de trincas de alívio térmico. O resultado da mistura se mostrou promissor evidenciando que não houve a formação desse tipo de falha.




Figura 2: Corpos de prova fabricados por MADA duplo arame (GMAW). (a) Proporção 80/20, (b) Proporção 50/50, (c) vista superior.

A Figura 3 mostra a seção transversal dos corpos de prova após preparação

metalográfica. Observa-se que na mistura 50/50 quase não houve penetração do material de solda, enquanto na mistura 80/20 houve maior penetração.

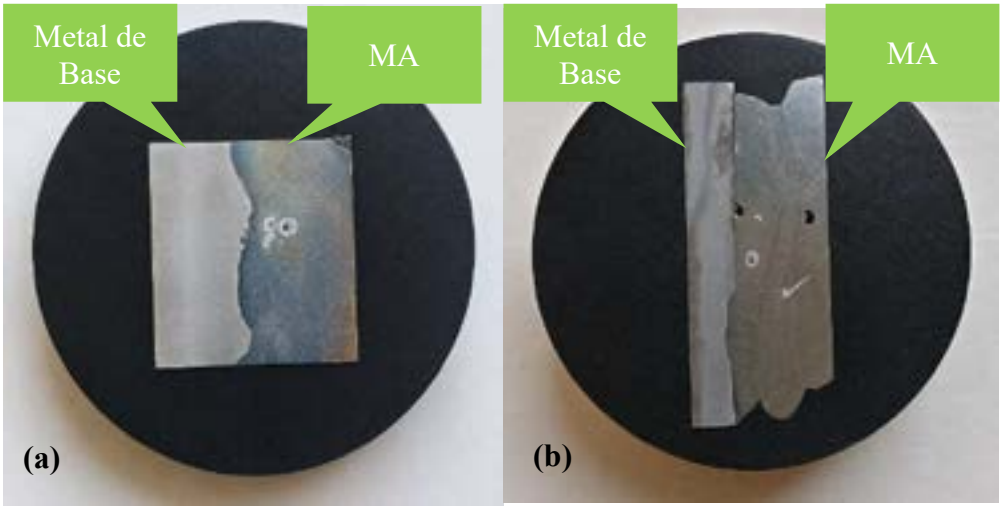



Figura 3: Seção transversal dos corpos de prova de MADA duplo arame. (a) mistura 80/20. (b) mistura 50/50.

Observa-se a presença de porosidades, principalmente na mistura 50/50, onde os poros apresentam maior tamanho. Não é possível perceber formação de trincas ou desplacamento da MA.

3.1 Espectrometria de Emissão Óptica

O resultado da análise de espectrometria mostrado na Tabela 3 comprovou que houve mistura dos materiais.

Tabela 3: Espectrometria de Emissão óptica dos materiais utilizados e misturas obtidas por MADA duplo arame.

| Elementos (%) | 952 Referência | 3191 Referência | Proporção 50/50 | Proporção 80/20 |
|---|---|---|---|---|
| C | 0,431 | 3,366 | 1,661 | 0,567 |
| Mn | 0,434 | 0,594 | 0,548 | 0,722 |
| Si | 0,165 | 0,803 | 0,556 | 0,471 |
| Cr | 1,967 | 15,86 | 9,473 | 4,352 |
| Mo | 4,001 | 0,024 | 0,992 | 1,051 |
| W | 0,952 | 0,192 | 0,626 | 0,944 |
| V | 0,274 | 0,021 | 0,080 | 0,126 |
| Nb | -- | >2,000 | 1,937 | 0,186 |
| B | -- | >0,120 | 0,095 | 0,044 |

Os percentuais dos elementos de liga no geral condizem com a mistura realizada para as duas proporções. Alguns elementos como boro e Nióbio não conseguiram ser analisados na amostra de referência do arame NCSW 3191T devido a limitações do equipamento.

3.2 Metalografia

A Figura 4 mostra o resultado da metalografia da proporção 50/50 na superfície do corpo de prova. A microestrutura apresenta característica de solidificação dendrítica, muito comum nos processos de soldagem devido a alta taxa de resfriamento (Figura 4 (a)). Na Figura 4(b) com ampliação de 1000x é possível observar a precipitação interdendrítica de carbonetos.

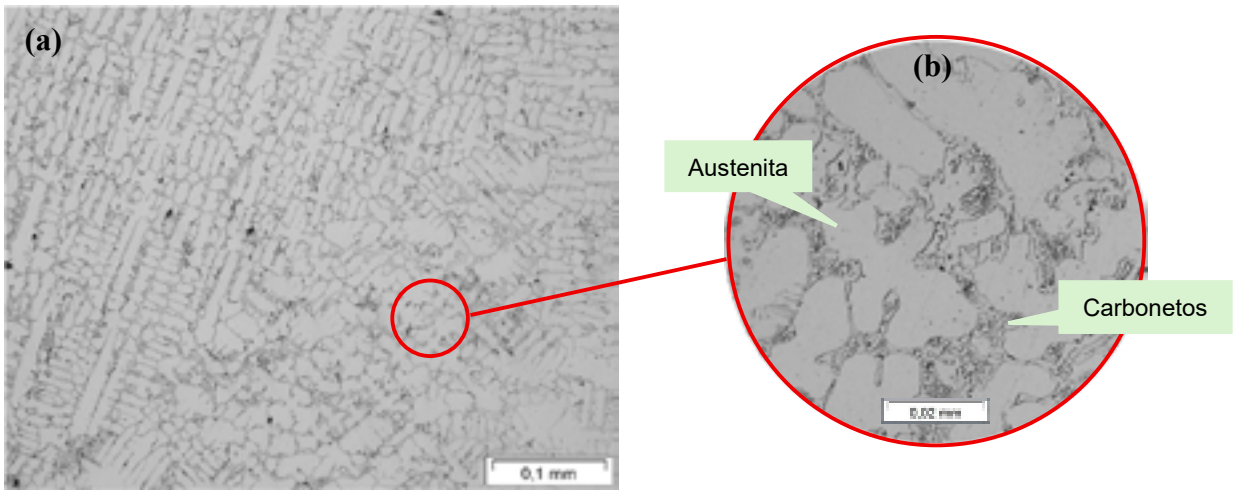



Figura 4: Metalografia da mistura obtida por MADA duplo arame na proporção de 50/50. (a) Ampliação de 200x. (b) ampliação de 1000x.

O resultado é esperado devido ao alto percentual de carbono, cromo e nióbio obtidos na mistura. Normalmente materiais depositados por MADA que possuem alto teor de liga tendem a formar martensita na sua microestrutura, além da precipitação de carbonetos, tendo como resultado materiais de alta dureza e resistência a abrasão. Porém, a metalografia da proporção 50/50 sugere que houve estabilização da austenita, sem a observação de transformações martensíticas. Isso pode ser explicado pela faixa de carbono obtida na mistura e presença dos elementos de liga que reduzem a temperatura de transformação da martensita e estabilizam a austenita a temperatura ambiente. Esse efeito foi observado na literatura em trabalhos que utilizaram materiais com composições próximas a obtida neste estudo para a proporção em questão [31-33].

A Figura 5 mostra a metalografia na região de transição entre material depositado e metal de base evidenciando que não houve presença de trincas e/ou desplacamentos da MA.

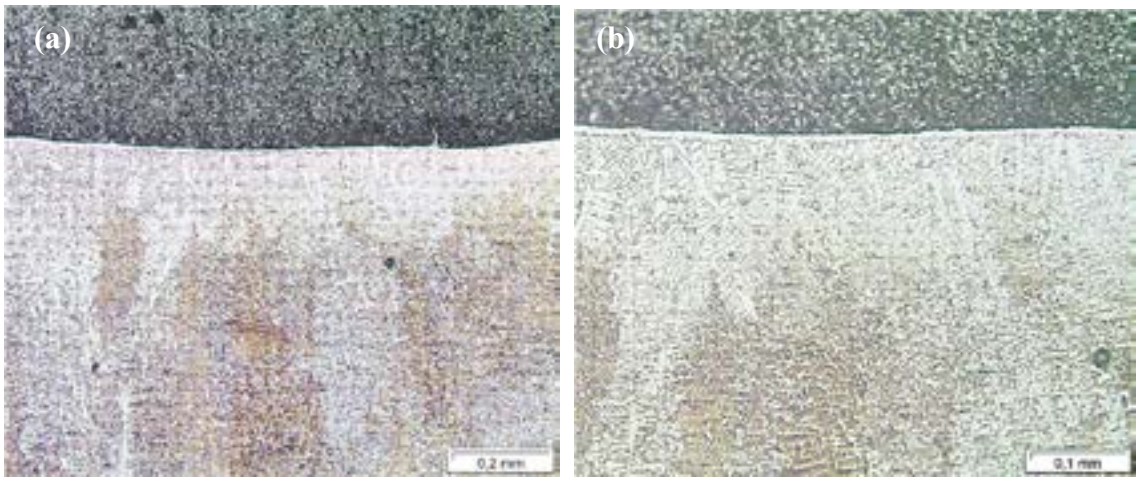



Figura 5: Metalografia da seção transversal da MADA duplo arame com mistura 50/50. (a) Ampliação de 100x (b) Ampliação de 200x.

A microestrutura da mistura com proporção 80/20 na superfície do corpo de prova (Figura 6) também apresentou padrão de solidificação dendrítica. Correlacionando imagem com composição química supõe-se que nesse caso a matriz seja ferrítica, visto que o material apresenta carbono na faixa de 0,5%. Neste caso foi observada a presença de martensita no interior dos grãos. Alguns pontos da imagem sugerem a precipitação de carbonetos, porém não é possível afirmar isso apenas pela imagem de metalografia. Seria necessário realizar análises complementares de MEV, EDS e DRX para confirmação.

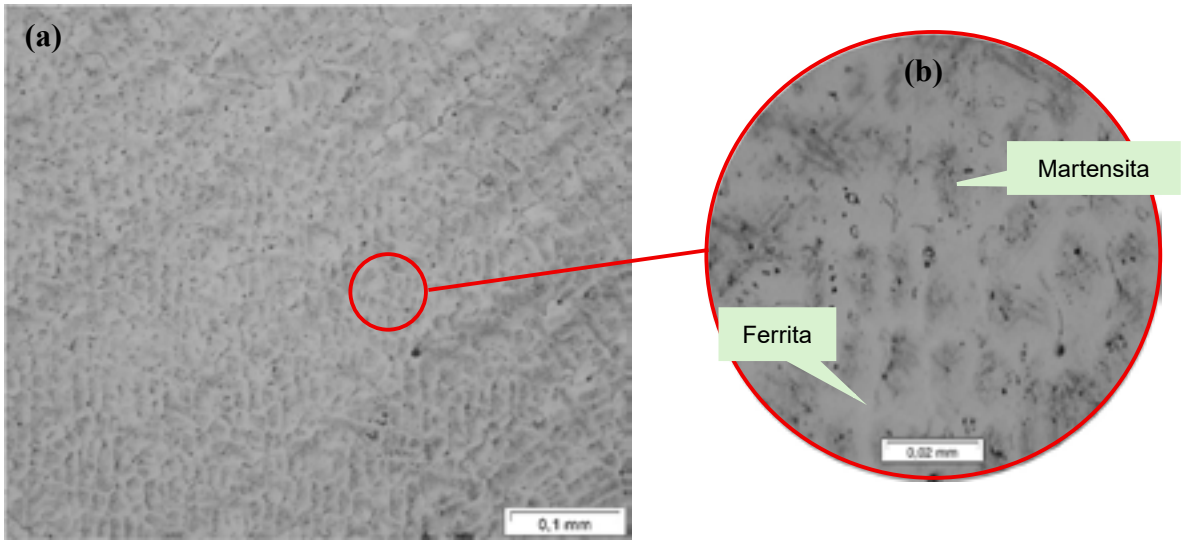



Figura 6: Metalografia da mistura obtida por MADA duplo arame na proporção de 80/20. (a) Ampliação de 200x. (b) ampliação de 1000x.

A metalografia da região de transição entre MA e metal de base da mistura 80/20 é mostrada na Figura 7. Não há presença de trincas ou desplacamentos do material depositado.

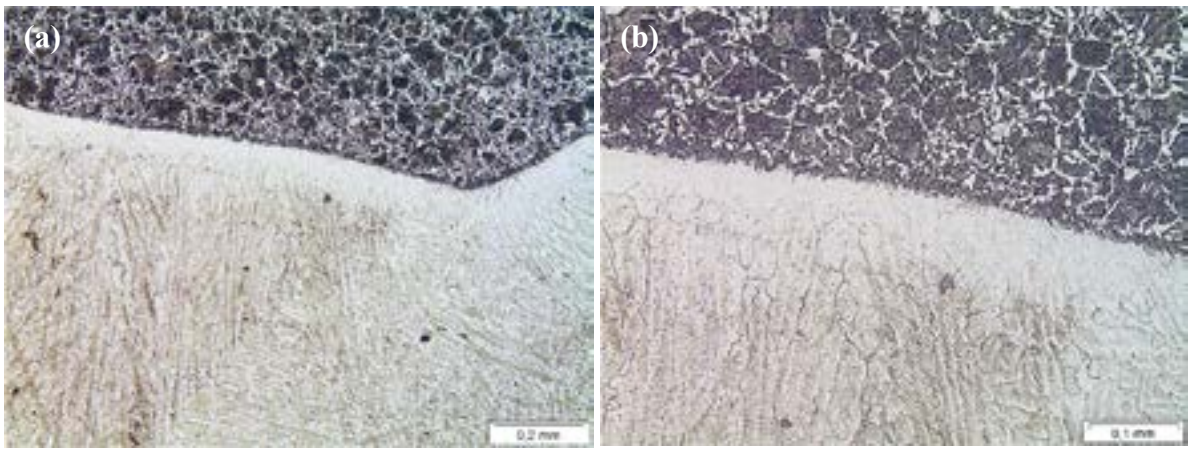



Figura 7: Metalografia da seção transversal da MADA duplo arame com mistura 80/20. (a) Ampliação de 100x (b) Ampliação de 200x.

3.3 Microdureza Vickers

As medições de microdureza Vickers da superfície dos corpos de prova apresentadas na tabela 4 mostram que a mistura 80/20 apresentou melhor resultado em termos de dureza

comparado a mistura 50/50. Esse resultado corrobora com a interpretação das imagens metalográficas, onde a mistura 50/50 apresentou matriz austenítica, resultando em menores durezas.

Tabela 4: Microdureza Vickers da superfície dos corpos de prova.

| Medida | Posição da Indentação | Microdureza Mistura 50/50 (HV0,5) | Microdureza Mistura 80/20 (HV0,5) |
|---|---|---|---|
| 1 | Extremidade | 521 | 857 |
| 2 | Extremidade | 477 | 784 |
| 3 | Extremidade | 485 | 838 |
| 4 | Extremidade | 503 | 838 |
| 5 | Extremidade | 500 | 835 |
| 6 | Centro | 532 | 820 |
| 7 | Centro | 552 | 820 |
| 8 | Centro | 516 | 802 |
| 9 | Centro | 481 | 820 |
| 10 | Centro | 514 | 877 |
| **Média ± DP** | | **508 ± 24** | **829 ± 26** |

O perfil de microdureza da seção transversal da mistura 50/50 é mostrado na Figura 8, onde a distância zero equivale a superfície do corpo de prova no lado da deposição por MA. Observa-se que houve homogeneidade da microdureza ao longo de toda a camada depositada para as duas condições mantendo valores muito próximos aos observados na análise da superfície.

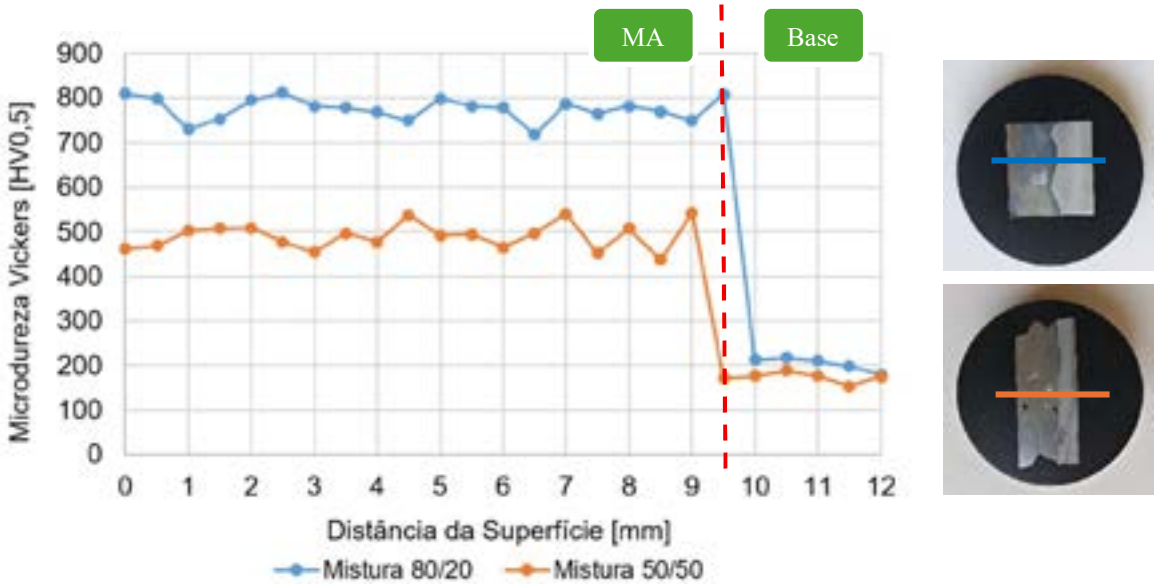



Figura 8: Perfil de Microdureza Vickers dos corpos de prova de MADA duplo arame.

As análises preliminares sugerem que a mistura 80/20 alcançou melhores resultados comparado a mistura 50/50, para aplicações onde alta dureza são solicitadas. A presença de austenita retida em grande quantidade na mistura 50/50 indica que provavelmente haveria baixo desempenho em aplicações de desgaste. Para as duas misturas é provável que com a

realização de tratamentos térmicos posteriores seria possível alcançar melhores resultados.

## 4. CONCLUSÕES

Foi possível fabricar corpos de prova por MADA/GMAW duplo arame utilizando a mistura in-situ dos arames NCSW Rapid 952T e NCSW 3191T em uma base de aço SAE 1045. Os resultados de deposição se mostraram satisfatórios com bom recobrimento dos corpos de prova e sem a presença de trincas ou porosidades superficiais.

A mistura 50/50 apresentou grande quantidade do que se acredita ser uma fase austenítica no ensaio de metalografia em concordância com o resultado de Microdureza Vickers. Com isso, apesar do alto teor de carbono e elementos formadores de carbonetos, como cromo e nióbio aliados a um resfriamento rápido característico da soldagem, não houve bom resultado de Microdureza, apresentando um valor médio de 508 HV.

A mistura 80/20 apresentou resultados mais promissores com valores de Microdureza altos que se mantiveram ao longo de toda a camada depositada. O ensaio de metalografia indica que houve formação de martensita e provável precipitação de carbonetos, o que explica o resultado médio de dureza de 829HV na superfície.

Nos próximos passos da pesquisa mais variações de composição serão realizadas para verificar a melhor proporção entre os materiais. Também serão utilizados ensaios de desgaste e impacto para caracterizar mecanicamente as peças fabricadas por MADA duplo arame e delimitar as aplicações de cada mistura.

## AGRADECIMENTOS

À UNISATC por disponibilizar os materiais e equipamentos para a execução do trabalho e a FAPESC por financiar parte da pesquisa por meio de projetos ativos no grupo de pesquisa.

.

## Referências

[1] JAFARI, D.; VANEKER, T. H. J.; GIBSON, I. Wire and arc additive manufacturing: opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts. Materials & Design, v. 202, 109471, 2021. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109471.

[2] KUMAR, N.; BHAVSAR, H.; MAHESH, P. V. S.; SRIVASTAVA, A. K.; BORA, B. J.; SAXENA, A.; DIXIT, A. R. Wire Arc Additive Manufacturing – A revolutionary method in additive manufacturing. Materials Chemistry and Physics, v. 285, art. 126144, 2022. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126144.

[3] DU, X.; SHEN, Y.; ZHAO, W.; CHEN, J.; LIU, R.; WEI, Y. Wire arc additive manufacturing from the perspective of remanufacturing: A review of data processing. Journal of Manufacturing Processes, v. 107, p. 385–410, 2023. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.10.019.

[4] CIPRIANO, A.; MALFATTI, C. de F.; CASAGRANDE, H. C.; DALEFFE, A.; CASTELAN, J.; POSSAMAI, P. H. M. Analysis of the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel 310 Manufactured via WAAM. Materials, v. 18, n. 16, art. 3855, 2025. DOI: 10.3390/ma18163855.

[5] LI, Y.; SU, C.; ZHU, J. Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects. **Results in Engineering**, v. 13, art. 100330, 2022. DOI: 10.1016/j.rineng.2021.100330.

[6] JOSÉ, R.; FERREIRA, C. A.; MARCH, G. de; FRITZEN, D.; DALEFFE, A.; SCHAEFFER, L. Uso da manufatura aditiva por fusão localizada na recuperação de estampo para indústria cerâmica. Revista Vincci – Periódico Científico do UniSATC, v. 9, n. 2, p. 580–595, 2024. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.420.

[7] QVALE, P.; NJAASTAD, E. B.; BRÆIN, T.; REN, X. A fast simulation method for thermal management in wire arc additive manufacturing repair of a thin-walled structure. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 132, p. 1573–1583, 2024. DOI: 10.1007/s00170-024-13427-9.

[8] DAGOSTIM, D. K.; DALEFFE, A.; CASAGRANDE, H. C.; MARCH, G. de; FERREIRA, C. A.; SCHAEFFER, L.; CASTELAN, J.; SILVA, J. V. da. Desenvolvimento do processo de manufatura aditiva com deposição localizada através da tecnologia GMAW duplo arame. Observatorio de la Economía Latinoamericana, v. 22, n. 10, e7351, 2024. DOI: 10.55905/oelv22n10-185.

[9] SHEN, C.; MA, Y.; PAN, Z.; LI, F.; ZHANG, Y.; WANG, L.; LI, Y.; LI, H.; HUA, X. A comprehensive review of twin-wire directed energy deposition-arc (TW-DED-arc) process: An in-situ alloying based additive manufacturing approach for intermetallics. Journal of Manufacturing Processes, v. 141, p. 296–318, 2025. DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.03.007.

[10] ROSSINI, L. F. S.; REYES, R. A. V.; SPINELLI, J. E. Double-wire tandem GMAW welding process of HSLA50 steel. Journal of Manufacturing Processes, v. 45, p. 227–233, 2019. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.07.004.

[11] RODRIGUES, T. A.; FARIAS, F. W. C.; ZHANG, K.; SHAMSOLHODAEI, A.; SHEN, J.; ZHOU, N.; SCHELL, N.; CAPEK, J.; POLATIDIS, E.; SANTOS, T. G.; OLIVEIRA, J. P. Wire and arc additive manufacturing of 316L stainless steel/Inconel 625 functionally graded material: development and characterization. Journal of Materials Research and Technology, v. 21, p. 237–251, 2022. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.08.169.

[12] FAN, S.; GUO, X.; TANG, Y.; GUO, X. Microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg alloy fabricated by double-wire CMT arc additive manufacturing. Metals, v. 12, n. 3, art. 416, 2022. DOI: 10.3390/met12030416.

[13] FERREIRA, C. A.; CASAGRANDE, H. C.; DALEFFE, A.; FRITZEN, D.; MARCH, G. de; SCHAEFFER, L. Fabricação de peças metálicas por manufatura aditiva com diferentes características mecânicas superficiais. Revista de Gestão e Secretariado, v. 15, n. 7, e3850, 2024. DOI: 10.7769/gesec.v15i7.3850.

[14] YADAV, A.; SRIVASTAVA, M.; JAIN, P. K.; RATHEE, S. Functionally graded deposition of dissimilar steel (316LSi and ER70S-6) fabricated through twin-wire arc additive manufacturing. Materials Letters, v. 354, art. 135395, 2024. DOI: 10.1016/j.matlet.2023.135395.

[15] YU, X.; XUE, J.; SHEN, Q.; ZHENG, Z.; OU, N.; WU, W.; JIN, L. Effect of composition gradient design on microstructure and mechanical properties of dual-wire plasma arc additively manufactured 316L/IN625 functionally graded materials. Materials Chemistry and Physics, v. 307, art. 128121, 2023. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2023.128121.

[16] ZHANG, M.; WANG, Y.; YANG, Z.; MA, Z.; WANG, Z.; WANG, D. Microstructure and mechanical properties of twin wire and arc additive manufactured Ni3Al-based alloy. Journal of Materials Processing Technology, v. 303, art. 117529, 2022. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117529.

[17] CASAGRANDE, H. C.; DALEFFE, A.; MARTINS, H.; MARCH, G. de; MILANEZ, A.; POSSAMAI, P. H. M.; LANGBEHN, J. T. Caracterização microestrutural e de microdureza para o arame tubular UTP AF Ledurit 60 impresso através da técnica de manufatura aditiva por arco elétrico. Revista Vincci – Periódico Científico do UniSATC, v. 9, n. 2, p. 622–638, 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.422.

[18] KOKARE, S.; SHEN, J.; FONSECA, P. P.; LOPES, J. G.; MACHADO, C. M.; SANTOS, T. G.; OLIVEIRA, J. P.; GODINA, R. Wire arc additive manufacturing of a high-strength low-alloy steel part: environmental impacts, costs, and mechanical properties. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 134, p. 453–475, 2024. DOI: 10.1007/s00170-024-14144-z.

[19] YANG, Z.; LIU, Q.; WANG, Y.; MA, Z.; LIU, Y. Fabrication of multi-element alloys by twin wire arc additive manufacturing combined with in-situ alloying. Materials Research Letters, v. 8, n. 12, p. 477–482, 2020. DOI: 10.1080/21663831.2020.1809543.

[20] SOOD, A.; SCHIMMEL, J.; BOSMAN, M.; GOULAS, C.; POPOVICH, V.; HERMANS, M. J. M. Fabrication of low thermal expansion Fe–Ni alloys by in-situ alloying using twin-wire arc additive manufacturing. Materials & Design, v. 240, art. 112837, 2024. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.112837.

[21] YADAV, A.; SRIVASTAVA, M.; JAIN, P. K.; RATHEE, S. Functional behaviour of novel multi-layered deposition via twin wire arc additive manufacturing: Microstructure evolution and wear tailoring characteristics. Structures, v. 67, art. 106901, 2024. DOI: 10.1016/j.istruc.2024.106901.

[22] WANG, J.; PAN, Z.; WANG, L.; SU, L.; CARPENTER, K.; WANG, J.; WANG, R.; LI, H. In-situ dual wire arc additive manufacturing of NiTi-coating on Ti6Al4V alloys: Microstructure characterization and mechanical properties. Surface and Coatings Technology, v. 386, art. 125439, 2020. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125439.

[23] JAIN, A.-S.; CHANG, H.; TANG, X.; HINCKLEY, B.; ZHANG, M.-X. Refinement of primary carbides in hypereutectic high-chromium cast irons: a review. Journal of Materials Science, v. 56, n. 2, p. 999–1038, 2021. DOI: 10.1007/s10853-020-05260-8.

[24] PAWAR, S.; JHA, A. K.; MUKHOPADHYAY, G. Effect of different carbides on the wear resistance of Fe-based hardfacing alloys. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v. 78, p. 288–295, 2019. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2018.10.014.

[25] ZHENG, B.; XING, J.; LI, W.; TU, X.; LI, Y. Effect of chromium-induced $(Fe, Cr)_3C$ toughness improvement on the two-body abrasive wear behaviors of white cast iron. Wear, v. 456–457, art. 203363, 2020. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203363.

[26] GONG, L.; FU, H.; ZHI, X. Corrosion wear of hypereutectic high chromium cast iron: a review. Metals, v. 13, n. 2, art. 308, 2023. DOI: 10.3390/met13020308.

[27] ROJACZ, H.; KATSICH, C.; KIRCHGASSNER, M.; KIRCHMAYER, R.; BADISCH, E. Impact-abrasive wear of martensitic steels and complex iron-based hardfacing alloys. **Wear**, v. 492–493, art. 204183, 2022. DOI: 10.1016/j.wear.2021.204183.

[28] NICROSOL – NCS – INDÚSTRIA E COMÉRCIO DE SOLDAS ESPECIAIS LTDA. NCSW Rapid 952 TW: arame tubular para aço ferramenta – aço rápido para desgastes impacto/calor/fadiga mecânica. São Paulo: Nicrosol, 2018. 2 p. Ficha técnica. Rev. 00/2018.

[29] NICROSOL – NCS – INDÚSTRIA E COMÉRCIO DE SOLDAS ESPECIAIS LTDA. NCSW 3191 T: arame tubular para revestimento duro – abrasão/erosão + impacto. São Paulo: Nicrosol, 2018. 2 p. Ficha técnica. Rev. 00/2018.

[30] ASTM INTERNATIONAL. ASTM E3-26: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2026. 13 p. DOI: 10.1520/E0003-26.

[31] JANKAUSKAS, Vytenis; KATINAS, Egidijus; LASKAUSKAS, Arturas; ANTONOV, Maksim; VARNAUSKAS, Valentinas; GEDZEVIČIUS, Irmantas; ALEKNEVIČIENĖ, Vilija. Effect of electrode covering composition on the microstructure, wear, and economic feasibility of Fe-C-Cr manual arc-welded hardfacings. Coatings, v. 10, n. 3, art. 294, 2020. DOI: 10.3390/coatings10030294.

[32] GÜNTHER, Karsten; BERGMANN, Jean Pierre. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties. Surface & Coatings Technology, v. 334, p. 420–428, 2018. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.059.

[33] CHANG, Chia-Ming; CHEN, Li-Hsien; LIN, Chi-Ming; CHEN, Jie-Hao; FAN, Chih-Ming; WU, Weite. Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe–Cr–C cladding with various carbon contents. Surface & Coatings Technology, v. 205, n. 2, p. 245–250, 2010. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.06.021.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# UTILIZAÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO MICROSIM FOR BARS PARA A PREVISÃO DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE A LAMINAÇÃO A QUENTE DE BARRAS DE AÇO 1141 CONTENDO NIÓBIO

Afonso Reguly [1]
Antonio Gorni [2]
Beatriz Pereda Centeno [3]
Emanuelle Garcia Reis [4]
Isabela Enes Azzi [5]

**RESUMO**

Este trabalho teve como foco a validação do modelo matemático MicroSim for Bars, voltado à predição da evolução microestrutural e, por consequência, das propriedades mecânicas de barras laminadas a quente em escala industrial. A abordagem adotada baseou-se na integração de dados obtidos diretamente de uma campanha de laminação de barras com bitola 76,40 mm, aço SAE 1141, a qual foi conduzida em linha de produção, com foco na geração de condições reais de processo para alimentação e validação do modelo. A evolução microestrutural durante a laminação a quente é fortemente influenciada por fenômenos de amaciamento dinâmico e estático, cuja atuação depende de parâmetros termomecânicos críticos, como temperatura, deformação acumulada, taxa de deformação, tempo entre passes e composição química do aço. Tais variáveis governam os mecanismos de recristalização e crescimento de grão, influenciando diretamente o refino de grão ao longo do processo. Para a calibração do modelo, realizou-se inicialmente a caracterização detalhada do regime de laminação de uma barra específica, mapeando-se os principais parâmetros operacionais. As campanhas industriais controladas permitiram a aquisição de dados em condições reais de processo, viabilizando a validação do modelo por meio da comparação entre as microestruturas previstas numericamente e aquelas obtidas experimentalmente.

Palavras-chave: Laminação a quente, Evolução microestrutural, Recristalização, Crescimento de grão, Modelo matemático, Validação industrial.

## APPLICATION OF THE MICROSIM FOR BARS MATHEMATICAL MODEL TO PREDICT THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING HOT ROLLING OF NIOBIUM-CONTAINING SAE 1141 STEEL BARS

**ABSTRACT**

This work focused on the validation of an existing mathematical model designed to predict the microstructural evolution and, consequently, the mechanical properties of hot-rolled bars on an industrial scale. The adopted approach integrated data collected during a full-scale rolling campaign of 76.40 mm diameter bars made from SAE 1141 steel. This campaign, conducted on a production line, aimed to simulate real processing conditions for model input and validation. The microstructural evolution during hot rolling is strongly influenced by dynamic and static softening phenomena, which depend on critical thermomechanical parameters such as temperature, accumulated strain, strain rate, interpass time, and steel chemical composition. These variables govern the mechanisms of recrystallization and grain growth, directly affecting grain refining throughout the process. To calibrate the model, a comprehensive characterization of the rolling regime for a specific bar was first carried out, mapping the principal operational parameters. Controlled industrial trials then provided data under actual production conditions, enabling model validation through direct comparison between the simulated microstructures and those observed experimentally.

Keywords: Hot rolling, Microstructure Evolution, Recrystallization, Grain growth, Mathematical model, Industrial validation.

## 1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, tem crescido o interesse por estudos voltados à metalurgia aplicada aos processos de conformação a quente, especialmente em laminações de placas, tiras, barras e fios-máquina [1, 2, 3, 4], entre outros trabalhos. Esses estudos demonstraram que é possível acompanhar as transformações microestruturais ao longo do processo de laminação por meio de modelos matemáticos, permitindo dividir o processo em eventos metalúrgicos específicos que, quando organizados na sequência correta, contribuem para compreender e otimizar o processo como um todo.

Este estudo, portanto, tem como objetivo comparar os resultados reais obtidos na campanha de laminação de uma barra com bitola de 76,40mm e qualidade SAE 1141 com adição de Nióbio com os previstos no aplicativo MicroSim for Bars para acompanhar a evolução microestrutural durante a laminação de perfis e prever suas propriedades mecânicas finais, podendo, posteriormente, auxiliar na definição e otimização de parâmetros operacionais, contribuindo para o controle mais eficiente da qualidade e desempenho do produto laminado.

A linha de laminação a quente de aços especiais longos em estudo opera desde 1998 e sua capacidade atual é de 486.000t/ano. O fluxo do processo que será abordado neste artigo está representado, de forma esquemática, na Figura 1, a qual representa os principais equipamentos envolvidos: forno de reaquecimento, o qual aquece a matéria prima até

1150ºC, descarepador, laminadores desbastadores, intermediários e acabadores, caixas de abafamento, bem como serras fixas e leito de resfriamento.

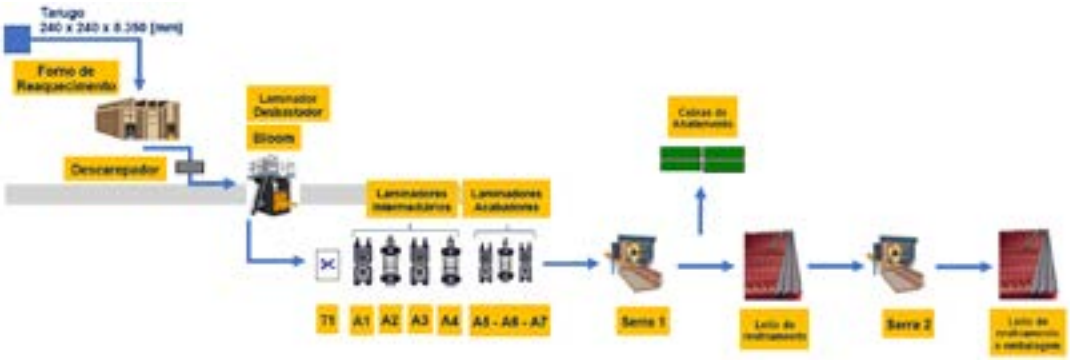



Figura 1. Fluxograma da linha de laminação de barras estudada neste trabalho.

Como citado anteriormente, o aço em estudo tem adição de Nb, por isso, a quantidade desse elemento presente em solução no aquecimento exerce influência significativa sobre a cinética de recristalização estática e dinâmica, o tamanho do grão recristalizado, o crescimento de grão, além de afetar, em etapas subsequentes, os fenômenos de precipitação tanto na austenita quanto na ferrita [5]. Em relação às etapas subsequentes, conforme Zhang [6], o nióbio (Nb), presente em solução sólida ou como precipitado induzido por deformação, afeta a evolução microestrutural da austenita durante laminação a quente de barras de aços baixo e médio carbono. Percebeu-se que o Nb promoveu um refino muito acentuado do grão austenítico. Também se observou o retardamento na recristalização meta-dinâmica (MDRX) devido ao efeito de arraste por soluto e, possivelmente, por precipitação, assim como retardou significativamente o início e o progresso da recristalização dinâmica. O Nb é um dos elementos microligantes mais eficientes no sentido de provocar retardamento nos processos de recuperação e recristalização durante a laminação, e em particular, destaca-se entre eles devido à sua capacidade de formar partículas extremamente finas e termicamente estáveis, como os carbonetos e nitretos de nióbio (NbC, NbN), que constituem uma forte barreira à migração contornos de grão durante a laminação a quente [7]. Essa ancoragem de discordâncias, contornos de grão e de subgrãos resulta em um retardamento a recuperação e a recristalização e inibem o crescimento de grão da austenita recristalizada, obtendo uma microestrutura refinada, que se traduz no produto final em maior resistência mecânica e tenacidade, sem perda significativa de ductilidade. Além disso, o nióbio influencia positivamente a nucleação da recristalização, reduzindo o tamanho dos grãos recristalizados e promovendo uma distribuição mais homogênea [8, 9].

Quando o material é aquecido a temperaturas superiores ao limite de solubilidade, nem sempre ocorre a dissolução completa dos carbonitretos dos elementos microligantes, pois a cinética de dissolução vai determinar o quando de precipitados irão ser dissolvidos. Esses compostos, durante o tratamento termomecânico posterior, precipitam-se de forma fina nos contornos de grão, nas discordâncias durante e após o processamento termomecânico subsequente, inclusive no interior dos grãos de ferrita [10]. Esse procedimento favorece um endurecimento por precipitação mais pronunciado, além de permitir que os precipitados formados durante a deformação atuem efetivamente no retardo da recristalização da austenita, contribuindo significativamente para o refino da microestrutura final [11].

Estudar os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação a quente de aços é importante, pois existem alterações microestruturais e transformações de fases. Por

isso, ter o conhecimento das temperaturas críticas que existem em uma laminação controlada, é fundamental, visto que elas influenciam no comportamento da microestrutura durante o processo [2]. Sabendo seus efeitos, é possível manipular parâmetros de processo com o objetivo de melhorar propriedades de um aço laminado [2]. As três regiões de temperaturas críticas são: temperatura de solubilização (Ts), temperatura de não recristalização ($T_{nr}$) e temperatura de início de transformação da fase austenita para a ferrita ($A_{r3}$). Em relação à $T_{nr}$, tradicionalmente ela é bastante citada como sendo a temperatura abaixo da qual não ocorre recristalização estática da austenita entre passes. Porém, na prática a recristalização não para bruscamente, ela vai sendo gradualmente inibida e por isso existem dois limites de temperaturas, a *Recrystallization Limit Temperature* (RLT) e a *Recrystallization Stop Temperature* (RST), as quais serão abordadas posteriormente. A temperatura de solubilização (Ts) ocorre antes da laminação, geralmente durante o pré-aquecimento, para dissolver precipitados e minimizar segregações, promovendo uma estrutura tão homogênea quanto possível. No início da laminação, em temperaturas elevadas, a austenita grosseira resultante do pré-aquecimento é deformada e se recristaliza a cada passe, promovendo o refino do tamanho de grão por recristalizações sucessivas, originando uma ferrita equiaxial relativamente grosseira após o resfriamento até a temperatura ambiente [1]. Essa é a etapa de laminação em temperatura de recristalização da austenita, onde o objetivo principal é controlar o tamanho do grão e a morfologia da microestrutura. Em seguida, na região de temperaturas intermediárias (geralmente abaixo da faixa de recristalização da austenita), a deformação da austenita é realizada sem que ocorra recristalização entre passes. Deste modo, o material sendo processado apresenta uma austenita com encruamento residual, que se acumula a cada passe, e seus grãos se tornam achatados, alongados, justamente pela austenita não sofrer mais recristalização [2]. Essa é a etapa de laminação abaixo da temperatura de não recristalização ($T_{nr}$), justamente porque a temperatura não é mais suficiente para que a recristalização da austenita ocorra entre os passes. Abaixo da $T_{nr}$, a austenita deformada não recupera mais seu formato equiaxial que apresentava antes dos passes de laminação, ou seja, abaixo dessa temperatura não haverá mais recristalização de grãos austeníticos durante os tempos normais dos processos de laminação [3]. Porém, como citado anteriormente, do ponto de vista metalúrgico, o processo de recristalização não é abrupto: ele é gradual. Pesquisadores como Jonas, Siciliano e Gorni separam a $T_{nr}$ em RLT e RST. A RLT é a temperatura do limite superior, a qual 95% da recristalização da austenita ocorre antes da a cinética de recristalização começar a ser retardada por fenômenos como precipitação de carbonitretos de elementos de liga e pelo aumento da densidade de discordâncias [4]. A RST é a temperatura do limite inferior, onde apenas 5% da austenita se recristaliza antes da precipitação. A deformação fica toda acumulada, ou seja, o encruamento, faz surgir bandas de deformação na microestrutura. O achatamento dos grãos da austenita e o consequente alongamento de seus contornos de grão e as bandas de deformação fazem com que o número de sítios disponíveis para posterior nucleação da ferrita seja multiplicado. A intensa formação de núcleos de ferrita restringe seu crescimento, ocorrendo um decréscimo no tamanho final do grão. Por fim, em temperaturas nas quais a austenita e a ferrita coexistem, a deformação do aço promove o encruamento da ferrita, resultando em um aumento da resistência do material. A austenita também se encrua, o que eleva a quantidade de sítios disponíveis para a nucleação de ferrita.

A interrelação entre o encruamento, recuperação e recristalização por estarem associadas a transformações microestruturais durante a laminação a quente são importantes de serem entendidas, pois afetam as propriedades mecânicas do material. Esses processos não ocorrem isoladamente, mas se sucedem ou se sobrepõem conforme as condições de temperatura, tempo e intensidade da deformação. O encruamento inicia-se assim que o material é deformado plasticamente, promovendo o acúmulo de discordâncias na rede cristalina, o que gera um aumento progressivo da resistência mecânica e simultânea redução da ductilidade. Essa densificação de discordâncias representa, do ponto de vista

microestrutural, um estado de energia interna elevada. Ao se elevar a temperatura do material deformado, mas ainda sem atingir o patamar necessário à recristalização, inicia-se a recuperação, processo em que as discordâncias se reorganizam e parte delas é removida. Isso reduz as tensões internas e melhora parcialmente a ductilidade, mas sem alterar significativamente a morfologia dos grãos ou restaurar as propriedades originais do material. Assim, a recuperação atua como um alívio parcial dos efeitos do encruamento, preparando a microestrutura para uma transformação mais profunda. Com o prosseguimento do Ao se prosseguir com o aquecimento e alcançar temperaturas mais elevadas, ocorre a recristalização, caracterizada pela nucleação e crescimento de novos grãos equiaxiais isentos de deformações internas. Quando essa recristalização se dá durante a deformação, denomina-se recristalização dinâmica (DRX); quando ocorre após a deformação, é chamada de estática (SRX). Em alguns casos, como nos processos industriais de laminação a quente, a recristalização não se completa totalmente durante a deformação, originando um regime parcial, no qual regiões já recristalizadas coexistem com outras ainda encruadas. Poliak e Jonas [12] demonstraram que a DRX pode ser identificada por inflexões na curva da taxa de encruamento em função da tensão, permitindo determinar o ponto crítico de início da transformação. Najafizadeh e Jonas [13], por sua vez, comprovaram essa abordagem experimentalmente em ensaios de compressão de aço inoxidável, contribuindo para o controle mais preciso dos mecanismos atuantes em processos de conformação a quente. Portanto, os três fenômenos estão interligados por meio de uma cadeia de causas e efeitos: o encruamento gera a energia armazenada que impulsiona a recuperação e, posteriormente, a recristalização.

O modelo matemático que será utilizado no trabalho, mais conhecido como simulador de evolução microestrutural, chama-se MicroSim®, um software desenvolvido no CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa, em San Sebastian, Espanha) sob o patrocínio da CBMM (Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração), e tem por objetivo principal modelar a evolução microestrutural durante a laminação a quente e estimar a distribuição dos tamanhos de grãos austeníticos ao longo do processo, bem como a transformação da austenita e as propriedades mecânicas finais do produto [14]. O software é alimentado com a composição química do aço, parâmetros de laminação como temperatura de reaquecimento e entre os passes de laminação, tempo, velocidade, número de passes, dimensões do material de entrada, dimensões entre os passes, diâmetro do rolo, força de laminação, entre outros [15, 16]. Durante as simulações, o MicroSim® avalia diferentes configurações de passe, tanto na fase de desbaste quanto na de acabamento. Para cada passe analisado, o sistema fornece resultados como: fração recristalizada e não recristalizada da austenita, tamanho médio dos grãos, tamanho crítico de grão, que representa o valor abaixo do qual se encontram 90% dos grãos e tamanho máximo de grão austenítico. Ao final da laminação é calculada a microestrutura formada após a transformação da austenita durante o resfriamento do laminado e as correspondentes propriedades mecânicas obtidas. Essas variáveis do processo alimentam equações que descrevem os principais fenômenos metalúrgicos envolvidos no processo, como a recuperação, o encruamento, a recristalização e o crescimento de grão. Os resultados são apresentados em forma de gráficos e relatórios, permitindo uma análise detalhada do comportamento microestrutural em diferentes condições de laminação [15, 17].

## 2. METODOLOGIA

Neste estudo foi utilizado uma da barra laminada a quente, com diâmetro de 76,40 mm, produzida em aço SAE 1141 com adição de Nb, cuja composição química está apresentada na Tabela 1. O valor dos elementos químicos está representado em percentuais e a faixa de composição química é da norma SAE J403.

| | C [%] | Mn [%] | S [%] | P [%] | Cr [%] | Ni [%] | Mo [%] | Cu [%] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Mínimo | 0,37 | 1,35 | 0,08 | | | | | |
| Máximo | 0,45 | 1,65 | 0,13 | 0,04 | 0,25 | 0,25 | 0,06 | 0,35 |

Tabela 1. Composição química para o aço SAE 1141.

Foi realizado o acompanhamento de uma campanha de laminação ao longo de todo o fluxo apresentado na Figura 1 e na saída do forno, no blooming e ao longos dos passes entre a cadeira A1 e A7 foram efetuadas as medições de temperaturas, velocidades e tempos entre passes. As temperaturas foram monitoradas por meio de pirômetros instalados em diferentes trechos do processo, complementados por imagens captadas por uma câmera termográfica. Todas as amostras para realização dos ensaios foram retiradas na serra 1 e foram extraídas de uma única barra laminada, especificamente na sua região central, correspondente à marca de 54 metros de comprimento. No total, foram retiradas 15 amostras, cuja destinação para os diferentes ensaios está detalhada na Tabela 2. A caracterização do material envolveu ensaios de metalografia, dureza e tração, executados tanto pelo laboratório da empresa fabricante quanto pelo Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT), em San Sebastián, Espanha. Os ensaios de torção, por sua vez, foram realizados exclusivamente pelo CEIT.

| Amostras | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Equipamento | Tamanho de Grão Ferrítico Final | Macrografia | Dureza | Ensaios de Tração | Ensaios de Torção |
| Serra 1 | 3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra. | 3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra. | 3 corpos de prova + 1 corpo de prova da ponta da barra. | 6 corpos de prova. | 2 corpos de prova. |

Tabela 2. Ensaios realizados e número de amostras distribuídas para cada ensaio.

## 2.1. Ensaio de Tração

Para a realização do ensaio de tração, foram utilizadas 6 amostras de barra com diâmetro de 76,40 mm. A partir dessas amostras, foram confeccionados 6 corpos de prova, extraídos no sentido longitudinal e na posição de meio raio, conforme ilustrado na Figura 2. As dimensões apresentadas na Figura 3 são de grande importância para o ensaio. Dentre elas, destaca-se o diâmetro do corpo de prova, que é essencial para os cálculos de resistência e alongamento realizados pela máquina de ensaio, sendo de 12,5 mm, com tolerância de ±0,2 mm. O comprimento de 56 mm corresponde à distância na seção útil do corpo de prova de tração, onde são feitas marcações para auxiliar na determinação do valor de alongamento total no corpo de prova rompido após o ensaio. A máquina a qual realizou o ensaio de tração é da marca INSTRON. As propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração foram Limite de resistência (LR), Limite de escoamento (LE) e Alongamento total.

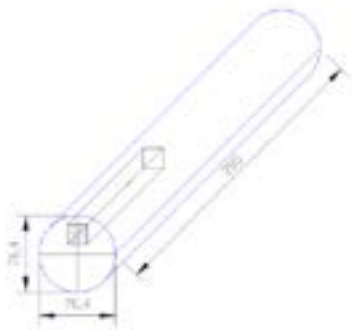


Figura 2. Desenho técnico do corpo de prova que foi retirado da barra laminada. A unidade de medida utilizada foi em mm.

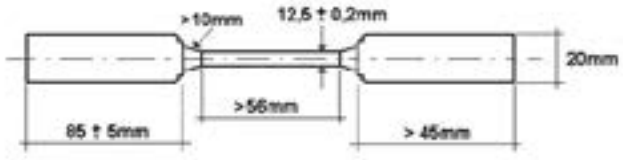



Figura 3. Corpo de prova para ensaio de tração.

2.2. Ensaio de Torção

Foram cortadas 2 amostras com comprimento de 290mm e diâmetro de 76,40mm para caracterização da evolução microestrutural após a deformação por meio de ensaios de torção a quente. As simulações realizadas permitiram as análises de curvas de escoamento a qual determina os mecanismos de amaciamento nos passes de laminação.

Foram realizados três testes de simulação. No primeiro foi simulado o processo de laminação a quente de barras com têmpera em água; no segundo foi simulado o processo de laminação a quente de barras com resfriamento ao ar e no terceiro ocorreu a determinação das temperaturas críticas para a laminação termomecânica: $T_{nr}$, $Ar_3$ e $Ar_1$, conforme a metodologia proposta por Boratto e outros [18]. Esses ensaios foram realizados nos laboratórios do CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa), em San Sebastian, Espanha.

2.3. Microscopia Óptica

Foi realizada análise de microscopia ótica para caracterização microestrutural e determinação do tamanho de grão ferrítico.

A preparação das amostras foi a mesma para todos os ensaios citados acima. Elas foram inicialmente cortadas na direção transversal polidas, esmerilhadas e depois lixadas com granulação de 9 microns e polidas com lixa com granulometria de 3 microns. Após esse processo, as amostras foram atacadas com Nital 2%.

A determinação do tamanho de grão foi feita segundo a norma ASTM E112, pelo método de comparação por quadros, onde a microestrutura é comparada com padrões de tamanho de grão pré-definidos.

Também foram realizadas análises metalográficas do material após os ensaios de torção pelo laboratório do CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de

Gipuzkoa). Um aspecto importante a ser considerado é a orientação da microestrutura austenítica prévia observada nas micrografias, conforme Figura 4. Como a deformação foi imposta por torção, os grãos não recristalizados tendem a se alongar na direção do fluxo plástico, que ocorre aproximadamente a 45° em relação ao eixo do corpo de prova. Dessa forma, os grãos deformados podem ser identificados por sua morfologia alongada e orientação preferencial nessa direção, enquanto os grãos recristalizados apresentam morfologia equiaxial. Por esse motivo, a avaliação da fração recristalizada foi realizada considerando tanto a forma quanto a orientação dos grãos revelados após o ataque metalográfico.

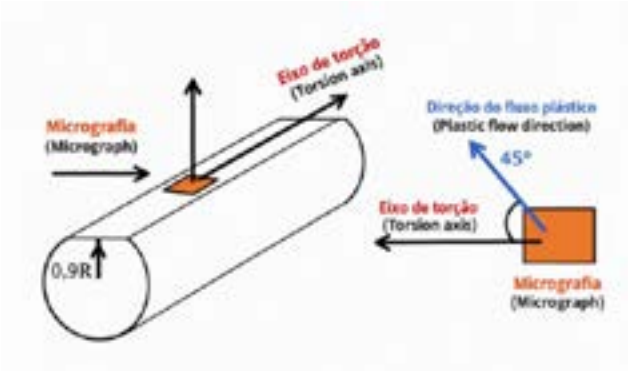



Figura 4. Esquema da posição de amostragem da micrografia (0,9R) em corpo de prova submetido à torção, indicando a orientação do fluxo plástico (45° em relação ao eixo de torção) utilizada para a identificação de grãos deformados e recristalizados.

### 2.4. Dureza

Foi realizado ensaio de dureza em 8 amostras. Elas foram cortadas na direção transversal e preparadas com lixas de gramaturas de 80 e 400 mícrons. Foi utilizado um durômetro marca EMCO-TEST, modelo DURAVISION, com carga aplicada de aproximadamente 750kg. A dureza foi medida a ½ e ¼ do raio. Seis amostras foram retiradas do meio da barra, com resfriamento ao ar, uma amostra foi retirada da ponta da barra, região que é submetida a um resfriamento mais acelerado e outra amostra foi retirada após ter sido resfriada dentro da caixa de abafamento, o qual pode ser caracterizado por um processo de recozimento.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados de tamanho de grão indicam que a barra laminada e resfriada ao ar apresentou microestrutura predominantemente fina, com boa uniformidade, ainda que se observe uma variação gradual entre superfície, ¼ de raio e núcleo. De maneira geral, os valores mais elevados de tamanho de grão ASTM foram registrados na superfície (9 ASTM), indicando grãos mais refinados nessa região, o que pode ser atribuído aos maiores graus de deformação e taxas de resfriamento aqui predominantes durante o processo de laminação. A ¼ de raio, observou-se redução no grau de refino microestrutural (faixas entre 5 e 9 ASTM), provavelmente devido ao menor grau de penetração da deformação durante a laminação a quente e a um resfriamento mais lento do que na superfície. Já na região do núcleo, os grãos tendem ainda menos refinados (entre 4 e 7 ASTM), podendo-se observar uma heterogeneidade microestrutural, consequência da menor penetração de deformação e

da taxa de resfriamento mais lenta nessa região. Essa variação é típica de processos de laminação de produtos longos, refletindo o gradiente térmico e de deformação ao longo da seção, conforme mostra a Figura 5. A figura 6 apresenta uma imagem ampliada da região a ¼ do raio, considerada como sendo a mais representativa da barra, pois não sofre tanto os efeitos do resfriamento superficial e da segregação central. Os resultados numéricos da análise microestrutural estão mostrados na tabela 3.

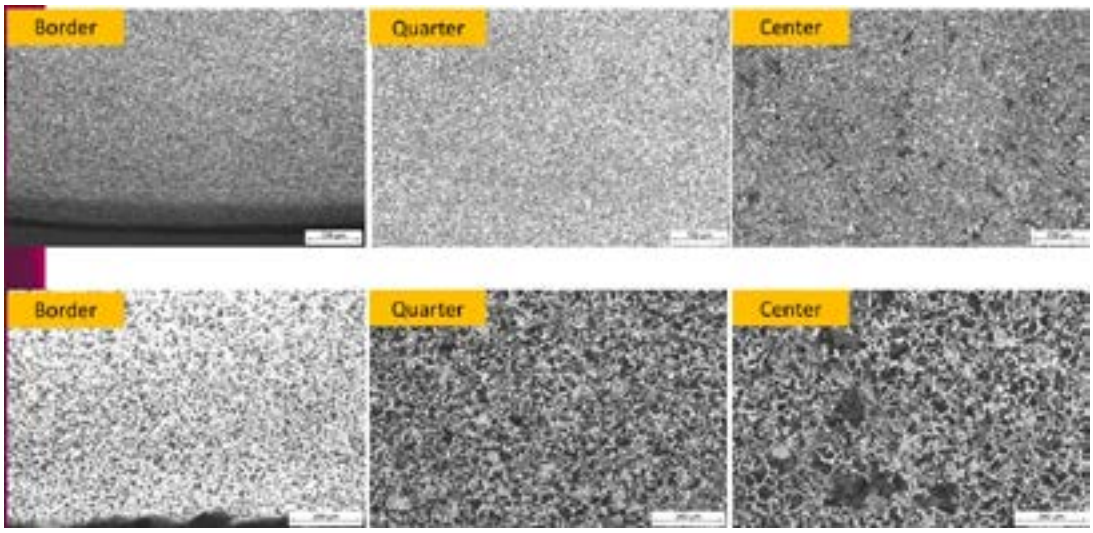



Figura 5. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na superfície, a ¼ do raio e no núcleo.

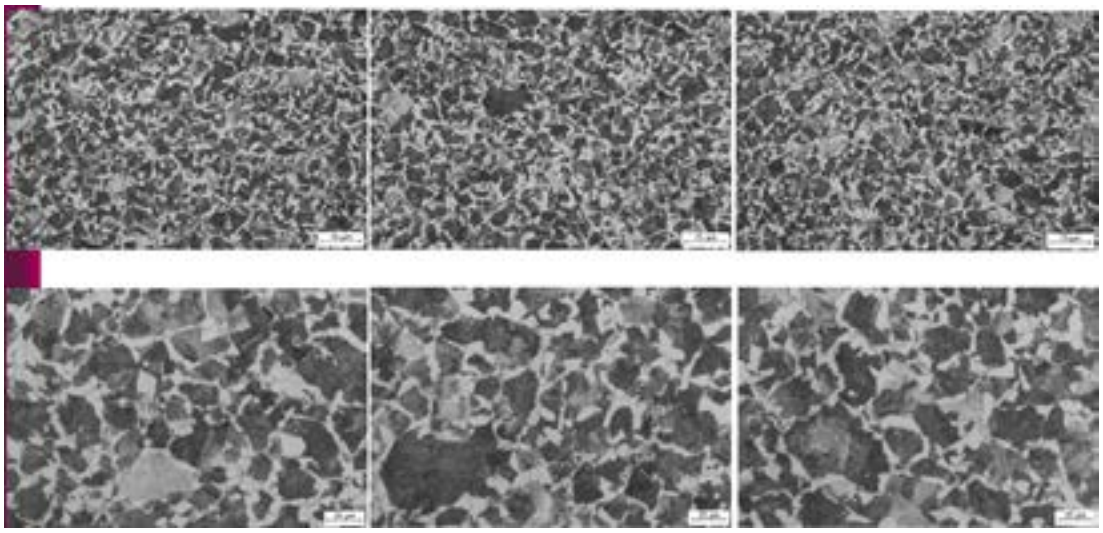


Figura 6. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na região a ¼ do raio.

| Posição | Tamanho médio da ferrita (μm) | Fração de perlita (%) | Fração de ferrita (%) | Dureza média HV |
|---|---|---|---|---|
| 1/4 do diâmetro | 6 ± 0,5 | 71 ± 4 | 29 ± 4 | 225 ± 1 |

Tabela 3. Microestrutura da barra de aço SAE 1141 com Nb resfriada ao ar, na superfície, a ¼ do raio e no núcleo.

Os resultados das medições de dureza Vickers Hardness (HV) estão mostrados na Figura 8. A ½ do raio da barra foram encontrados valores variando desde 238 até 271 HV. A amostra nº 20, extraída no final da barra apresentou maior dureza, indicando variações na taxa de resfriamento, fato comum no processo de laminação. Já a amostra que foi resfriada no interior da caixa de abafamento apresentou menor dureza, o que é justificado pela menor taxa de resfriamento, possibilitando que a transformação da austenita ocorra em temperaturas mais elevadas, favorecendo a formação de uma microestrutura ferrita-perlita mais grosseira, com aumento do espaçamento inter–lamelar da perlita e, eventualmente, maior tamanho de grão ferrítico, fatores que reduzem a dureza e a resistência mecânica do material [19, 20].

As medições de dureza ao longo de todo o diâmetro da barra feitas pelo CEIT resultaram num valor médio de aproximadamente 225 HV, conforme mostrado na tabela 3, os quais apresentaram boa concordância e distribuição relativamente homogênea da dureza ao longo da seção transversal, como mostrado na figura 7.

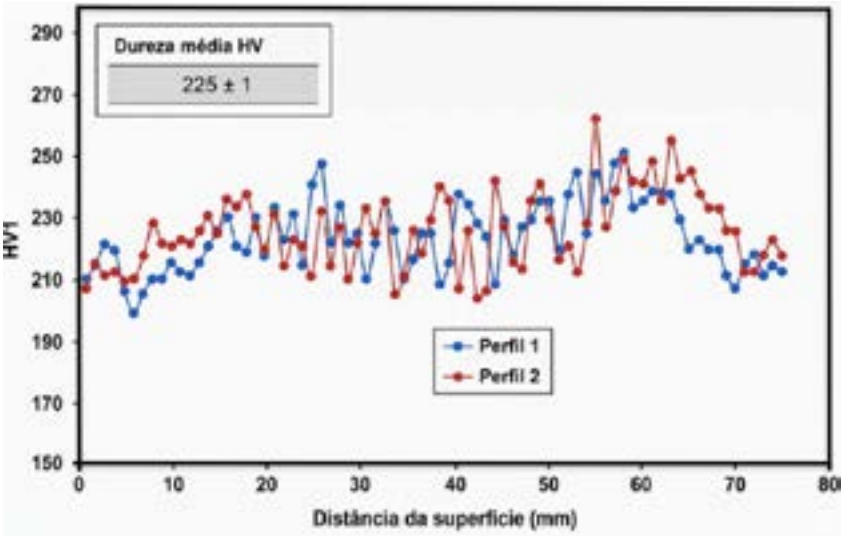



Figura 7 Distribuição da dureza Vickers (HV1) ao longo do diâmetro da barra para os Perfis 1 e 2. As medições foram efetuadas desde uma superfície até a superfície oposta da amostra, abrangendo toda a seção transversal.

De forma geral, os resultados demonstram que, embora exista variação radial e longitudinal, o material apresenta comportamento consistente com o esperado para produtos longos laminados a quente, com distribuição de dureza compatível com as condições de processamento aplicadas.

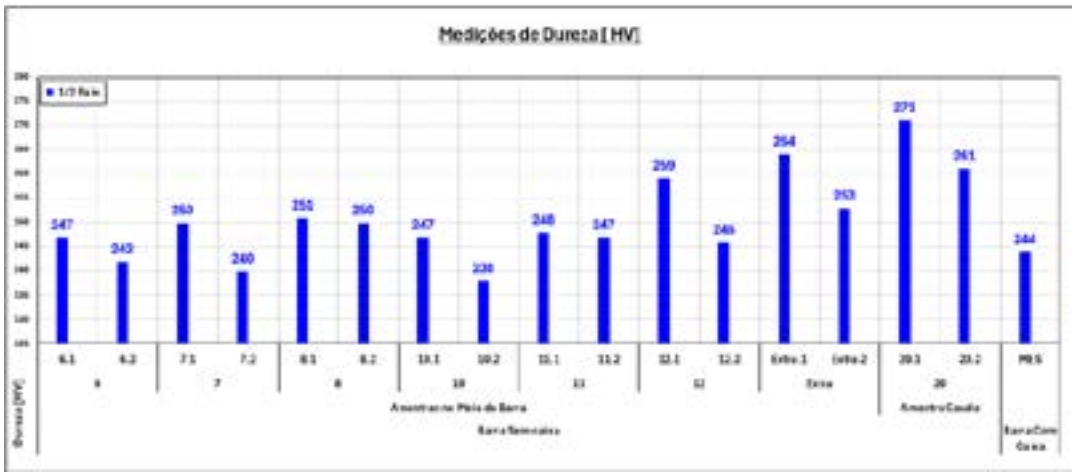



Figura 8 Valores de dureza no núcleo das 8 amostras ensaiadas.

Os ensaios de tração realizados em corpos de prova extraídos da posição de ¼ do raio da barra apresentaram valores médios de limite de escoamento de aproximadamente 497 MPa, resistência à tração de 769 MPa e alongamento entre 22% e 25%. Esses resultados indicam uma boa relação entre resistência mecânica e ductilidade para um aço médio carbono microligado com nióbio.

Os resultados obtidos apresentaram limite de escoamento variando entre 481 e 538 MPa e resistência à tração entre 762 e 801 MPa, valores compatíveis com aqueles reportados pelo CEIT.

Os valores obtidos podem ser relacionados à microestrutura ferrita-perlita identificada durante a caracterização metalográfica. A análise quantitativa revelou uma fração de perlita da ordem de 71% e tamanho médio de grão ferrítico de aproximadamente 6 µm, evidenciando uma microestrutura refinada e favorável ao aumento da resistência mecânica.

A elevada fração de perlita exerce papel fundamental no endurecimento do material. Como a perlita é constituída por lamelas alternadas de ferrita e cementita, sua presença aumenta a resistência ao movimento de discordâncias, contribuindo para o aumento tanto do limite de escoamento quanto da resistência à tração.

Além da contribuição da perlita, o refino da ferrita também influencia positivamente as propriedades mecânicas. O tamanho médio de grão de aproximadamente 6 µm aumenta a densidade de contornos de grão, dificultando a movimentação de discordâncias e promovendo endurecimento por refino de grão.

Os resultados de dureza também corroboram os valores obtidos nos ensaios mecânicos. A dureza média de aproximadamente 225 HV apresentou boa correlação com os níveis de resistência medidos experimentalmente, indicando consistência entre as diferentes técnicas de caracterização utilizadas.

A Figura 9 apresenta a correlação entre dureza Vickers e propriedades mecânicas para aços com teor de carbono entre 0,1 e 0,4%. Observa-se que o aço estudado, com dureza média de aproximadamente 225 HV, encontra-se dentro da região de correlação esperada para os valores de limite de escoamento e resistência à tração. Esses resultados indicam consistência entre a caracterização de dureza e os ensaios mecânicos realizados. A origem da figura abaixo é do relatório de estudo do CEIT.

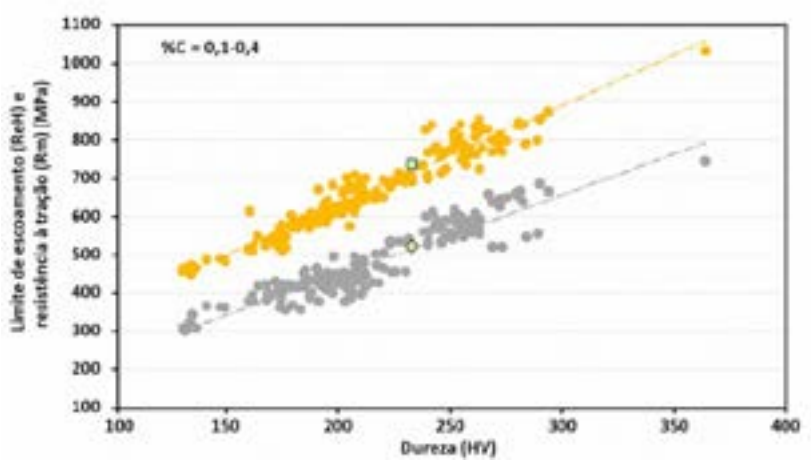



Figura 9. Relação entre dureza Vickers e resistência mecânica para aços de médio carbono.

Outro aspecto relevante é a concordância observada entre os resultados experimentais e as previsões realizadas pelo modelo MicroSim. Segundo o relatório, os valores previstos situam-se dentro da faixa normalmente observada para produtos industriais semelhantes, demonstrando que os principais mecanismos microestruturais responsáveis pelo comportamento mecânico do material foram corretamente representados pelo modelo.

Referente ao ensaio de torção, foi possível realizar dois tipos de ensaio no laboratório do CEIT (Centro de Estudos e Investigações Técnicas). O primeiro ensaio simula duas condições industriais de resfriamento, uma com têmpera em água (a partir de 850ºC) e outra ao ar, como mostra a figura 10.

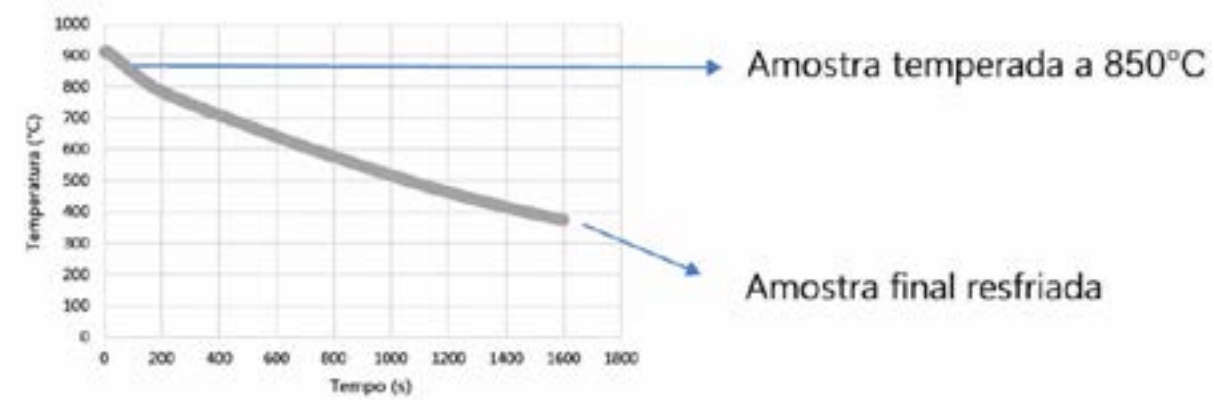



Figura 10 Resfriamento da barra de aço por têmpera em água e ao ar.

Após a têmpera com água a microestrutura final mostrou-se totalmente martensítica. Entretanto, a observação metalográfica foi feita utilizando-se um ataque químico especial, o reagente de Bechet-Beaujard, que revela os contornos dos grãos de austenita prévia (PAGS). As regiões escuras observadas na micrografia da Figura 11 correspondem principalmente aos contornos dos grãos de austenita prévia e, possivelmente, a algumas inclusões alongadas na direção do fluxo de deformação. Grãos deformados aparecem

alongados na direção do fluxo plástico e costumam ser mais grosseiros, já os recristalizados apresentam morfologia equiaxial. As setas vermelhas indicam grãos alongados, os quais ainda mantêm a deformação imposta pelo ensaio de torção. As setas azuis destacam grãos equiaxiais (recristalizados). O tamanho médio de grão da austenita prévia medido foi de 14,9 µm, com baixo nível de acúmulo de deformação.

A figura 12 é um histograma que representa o tamanho médio de grão na austenita ($D_y$). No eixo x temos o tamanho de grão em micrômetros e o eixo y representa a fração da área, ou seja, quanto de cada tamanho de grão existe na amostra. O eixo x da direita é a fração de área acumulada, a qual representa a soma acumulada da fração de grãos até aquele tamanho. A presença de grãos mais refinados indica que houve controle de crescimento de grão (efeito do Nb + deformação). Mas o gráfico no geral mostra uma microestrutura relativamente homogênea, mas com a presença de alguns grãos grandes, como 80 µm, representando uma pequena heterogeneidade (provável recristalização incompleta). Este gráfico mostra que ocorreu uma recristalização parcial com acúmulo de deformação pois a distribuição está deslocada para grãos grandes deformados. Se tivesse ocorrido uma recristalização completa, a distribuição de grãos seria mais estreita.

Em relação à influência do Nb neste gráfico, o Nb em solução retarda o movimento dos contornos de grãos e diminui a cinética de recristalização, já o Nb em finas partículas, ancoram os contornos de grão e impedem o crescimento. E o resultado é que a recristalização ocorre de forma heterogênea no volume, com algumas regiões conseguindo recristalizar e outras não, com grãos maiores. Esse comportamento é visto na cauda do gráfico. A recristalização da austenita em aços microligados ao Nb é fortemente influenciada pela interação entre deformação, temperatura e precipitação, sendo o Nb particularmente eficiente em retardar esse processo por mecanismos de arraste por soluto e ancoramento de contornos de grão [21, 22]. A temperatura de não recristalização (Tnr) representa a transição entre esses regimes e depende significativamente das condições de processamento, especialmente do tempo entre passes [23, 24].

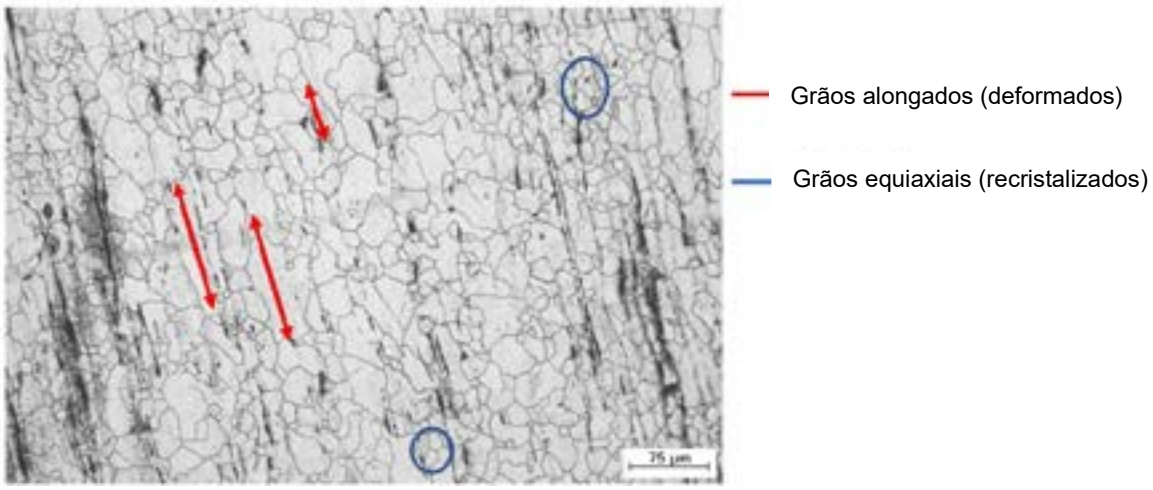



Figura 11 Microestrutura da austenita do material temperado à 850ºC.

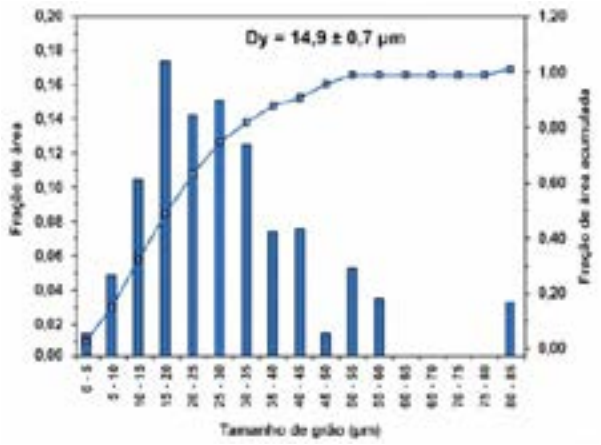



Figura 12 Histograma dos valores de tamanho de grão da austenita do material temperado à 850ºC após ensaio de torção.

Já a microestrutura do corpo de prova de torção resfriado ao ar, conforme mostrado na figura 13, apresentou mistura de ferrita e perlita, com uma fração de 43,5% de ferrita, 56,5% de perlita, dureza média de 219HV e ferrita com tamanho de grão de 6,7 µm.

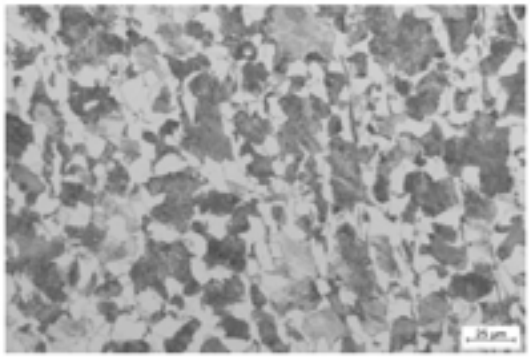


Figura 13 Microestrutura ferrita + perlita da amostra resfriada ao ar.

A modelagem da microestrutura austenítica por meio do software MicroSim apresentou boa concordância com os resultados obtidos, conforme mostrado na figura 14. A simulação previu que, ao final da laminação da barra, o tamanho de grão austenítico seria de 16,5 µm com fração recristalizada de 44%. O valor previsto da barra acabada, feita pelo módulo PhasTranSim, foi de 220HV. Esses resultados previstos foram bem próximos dos reais, ou seja, 14,9 µm para o tamanho médio de grão austenítico e dureza de 219 HV na microestrutura final após resfriamento ao ar.



Figura 14 Simulação do processo de laminação do MicroSim.

A figura 15 mostra os valores de tensão instantânea observados durante a aplicação dos passes no ensaio de torção onde se aplicou o esquema de passes da laminação industrial. Podemos observar que, no início do ensaio, a tensão aumentou a cada passe, inicialmente com picos de tensão de 60-90 MPa, seguidos por picos que chegaram a 150-170 MPa. Isso indica que o material está ficando mais resistente à deformação, até pela redução da temperatura. A partir daí, até grau de deformação verdadeira de 2, ocorre discreta redução na tensão; posteriormente, verifica-se aumento acentuado, em função de maior redução na temperatura, de 1038°C no passe 8 para 988°C no passe seguinte. A partir do passe 9 inicia-se a laminação de um trem contínuo e a deformação de um quadrado para um oval, ocorrendo significativo aumento da tensão, sugerindo que a temperatura de laminação encontra-se abaixo de RLT, quando ocorre recristalização parcial da austenita. Contudo, nos quatro passes finais a tensão apresentou ligeira queda, indicando a atuação de mecanismos de restauração da microestrutura.

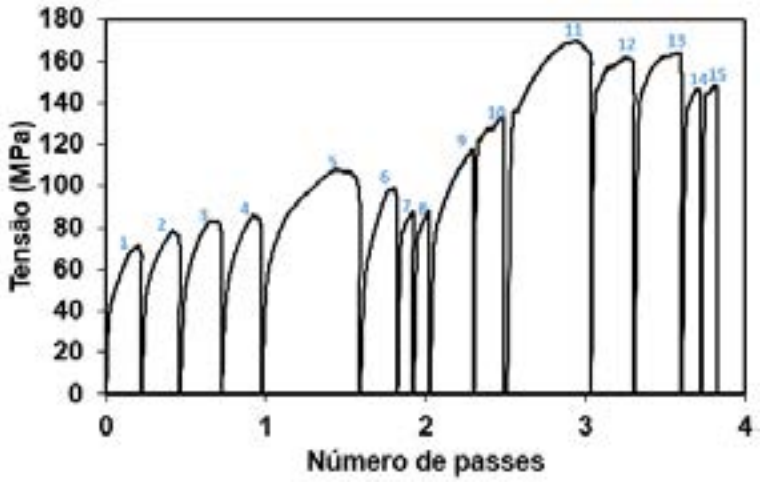



Figura 15 Curva tensão-deformação de cada passe de laminação, do passe 1 ao 15.

A segunda simulação, usando ensaio de torção com múltiplos passes conforme proposto por Boratto [18], teve como objetivo determinar a temperatura de não recristalização ($T_{nr}$), que desempenha papel central no controle do refino de grão, e de início da transformação ferrítica ($A_{r3}$) sob diferentes condições entre passes. Os corpos de prova foram austenitizados a 1150°C durante 5 minutos, sendo então aplicados 21 passes, cada um com grau de deformação ε igual a 0,3 e taxa de deformação $\dot{\varepsilon}$ igual a 1 $s^{-1}$, até o corpo de prova atingir a temperatura de 750°C. Uma vez que foram realizados três ensaios múltiplos, com tempo entre passes de 5, 10 e 20 s, a velocidade de resfriamento foi ajustada de forma a se manter constante a temperatura do último passe, sendo respectivamente de 4, 2, e 1°C/s. Dessa forma foi possível determinar a influência do tempo entre passes na evolução da microestrutura durante o processamento termomecânico, como mostrado na figura 16.

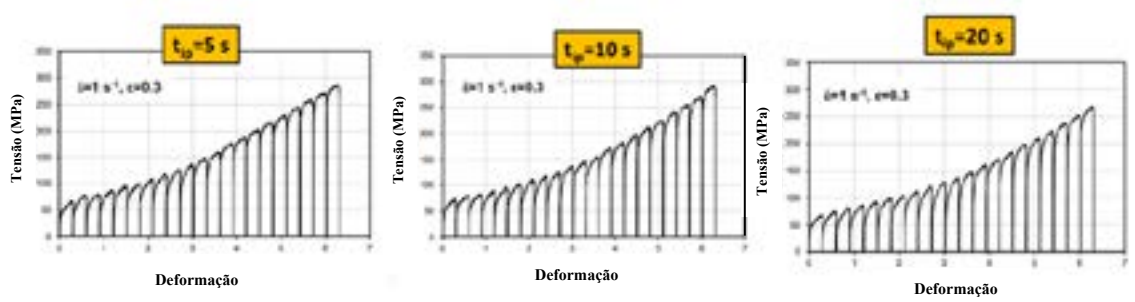



Figura 16 Curvas tensão média de escoamento versus deformação obtidas em ensaio de torção multipasse, sob diferentes tempos entre passes (tip).

Note-se que, embora o último passe tenha sido aplicado a 750°C, não houve diminuição nos valores de tensão, a qual indicaria o início da transformação de austenita em ferrita durante o ensaio . Portanto, pode-se concluir que as temperaturas $A_{r3}$ e $A_{r1}$ estão abaixo de 750 °C.

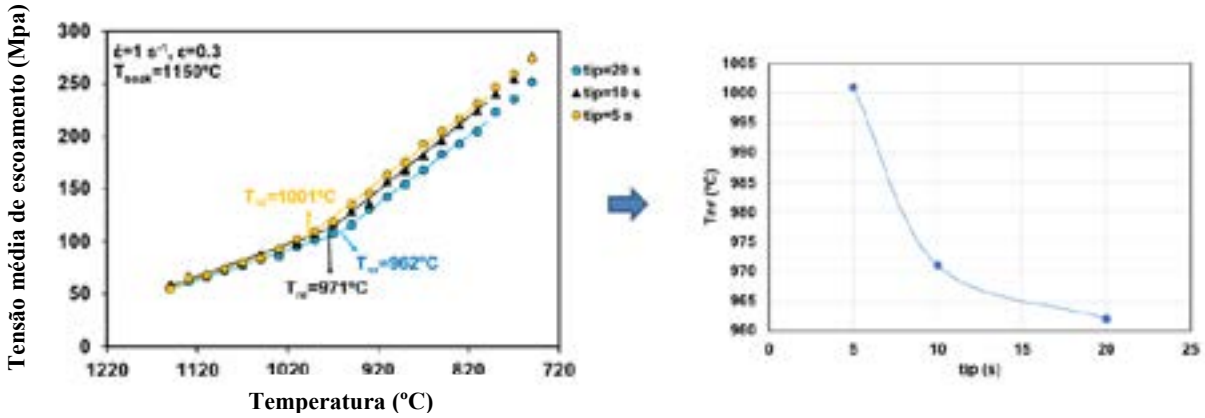



Figura 17 Determinação da temperatura de não recristalização (Tnr) por meio da análise da tensão média de escoamento (MFS) em função da temperatura para diferentes tempos entre passes (tip = 5 s, 10 s e 20 s).

A figura 17 mostra a evolução da tensão média de escoamento (MFS) em função da temperatura. A partir dela é possível evidenciar a influência do tempo entre passes na determinação da Tnr. As três curvas apresentam comportamentos semelhantes, caracterizado pelas duas regiões que se diferenciam pela recristalização completa e parcial.

A interseção entre as retas de regressão correspondentes permitiu a determinação dos valores de Tnr para cada simulação usando diferentes tempos entre passe, resultando em 962°C para tip = 20 s, 971°C para tip = 10 s e 1001°C para tip = 5 s, conforme figura 18. Observa-se que, à medida que o tempo entre passes diminuiu, ocorreu um deslocamento da Tnr para temperaturas mais elevadas, indicando que a recristalização da austenita passa a ser suprimida mais rapidamente durante o resfriamento. Esse comportamento ocorre devido à redução do tempo disponível para os mecanismos difusivos responsáveis pela nucleação e crescimento de novos grãos recristalizados, resultando em um acúmulo de deformação entre passes e o aumento da tensão média de escoamento. O gráfico ao lado, que correlaciona Tnr com o tempo entre passes, evidencia essa tendência, demonstrando uma relação inversa entre essas variáveis.

Além de determinação da Tnr no gráfico acima, a evolução da tensão média de

escoamento em função da temperatura permitiu a determinação da temperatura limite de recristalização (RLT), abaixo da qual a recristalização deixa de ser completa, e temperatura de parada da recristalização (RST), abaixo da qual a recristalização deixa de ocorrer.

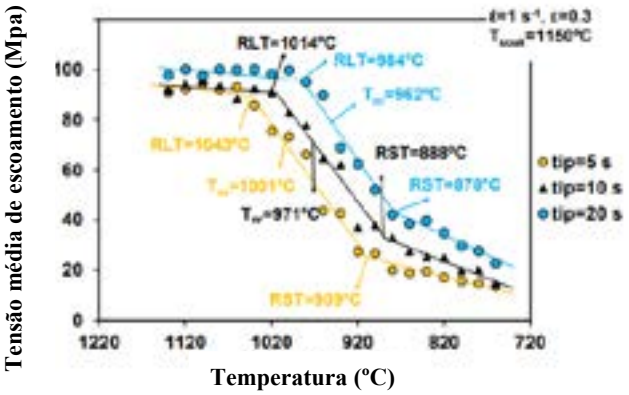



Figura 18. Evolução da fração de amaciamento (FS) anisotérmico, em função da temperatura, para diferentes tempos entre passes (tip = 5 s, 10 s e 20 s), destacando as temperaturas da recristalização da austenita: temperatura limite de recristalização (RLT), temperatura de não recristalização (Tnr) e temperatura de parada da recristalização (RST).

A partir do cálculo da fração de amaciamento anisotérmico entre passes, observa-se a existência de três regiões na figura 19: (i) região de elevadas temperaturas, acima da RLT, na qual a recristalização é completa e o material sofre total restauração entre passes; (ii) região intermediária, compreendida entre RLT e RST, caracterizada por recristalização parcial, onde coexistem mecanismos de restauração microestrutural e o acúmulo de deformação; e (iii) região de baixas temperaturas, abaixo da RST, na qual a recristalização é praticamente inexistente, ocorrendo encruamento total. Os resultados indicam que a Tnr está entre RLT e RST para todas as condições avaliadas, confirmando seu caráter de temperatura de transição entre os regimes de recristalização completa e incompleta. Além disso, observa-se que tanto a RLT quanto a RST se deslocam para temperaturas mais elevadas com a redução do tempo entre passes, evidenciando que menores tempos entre passes restringem a cinética de recristalização da austenita. Esse comportamento é coerente com o aumento do efeito de arraste de soluto e da ancoragem de contornos de grão por precipitados de Nb, os quais dificultam a nucleação e o crescimento de novos grãos.

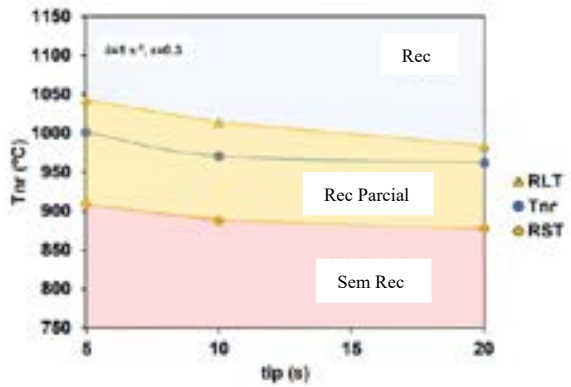



Figura 19 Temperaturas características de recristalização (RLT, Tnr e RST) em função do tempo entre passes (tip), evidenciando as diferentes regiões de comportamento

microestrutural: recristalização completa (Rex.), recristalização parcial (Partial rex.) e recristalização cineticamente inibida (No rex.).

## 4. CONCLUSÕES

Os resultados analisados no trabalho em questão demonstraram que a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas de barras laminadas a quente são bastante influenciadas pelas variáveis aplicadas durante o processo laminação a quente, como temperatura, deformação acumulada e tempo entre passes. A análise experimental evidenciou uma microestrutura predominantemente fina, com variações ao longo da seção transversal, caracterizadas por maior refino na superfície e grãos relativamente mais grosseiros no núcleo.

Os resultados dos ensaios de tração, o qual foi realizado pelo laboratório da empresa fabricante quanto pelo Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT), em San Sebastián, Espanha apresentaram boa concordância, evidenciando a reprodutibilidade das propriedades mecânicas do material. A dureza média de aproximadamente 225 HV mostrou-se compatível com os valores de limite de escoamento e resistência à tração obtidos experimentalmente, confirmando a correlação entre dureza e resistência mecânica para o aço estudado. Além disso, a elevada fração de perlita e o refino da ferrita foram determinantes para os níveis de resistência observados, demonstrando a influência direta da microestrutura no comportamento mecânico do material.

Os ensaios de torção a quente possibilitaram a compreensão da evolução da austenita durante a deformação multipasse, evidenciando o papel dos mecanismos de amaciamento e da recristalização no controle do comportamento mecânico do material. Observou-se a transição entre os regimes de recristalização completa e parcial a partir da análise das curvas tensão-deformação, permitindo a determinação da temperatura de não recristalização ($T_{nr}$), situada na faixa de aproximadamente 962°C a 1001°C, dependendo do tempo entre passes. A redução do tempo entre passe promove o deslocamento da $T_{nr}$ para temperaturas mais elevadas, indicando a limitação dos processos difusivos responsáveis pela recristalização e favorecendo o acúmulo de deformação.

A análise conjunta das temperaturas características RLT, $T_{nr}$ e RST permitiu identificar os diferentes regimes de recristalização, evidenciando que a transição microestrutural ocorre de forma gradual e depende diretamente das condições de processamento da laminação. Esse comportamento foi atribuído à presença de Nb no aço, que atua no atraso da recristalização por ancoramento de contornos de grão por precipitados e arraste de soluto.

Por conseguinte, a comparação entre os resultados experimentais e as simulações no MicroSim apresentam boa concordância, validando seu potencial de prever a evolução microestrutural e propriedades mecânicas em condições industriais reais. Dessa forma, o modelo se mostra uma ferramenta eficaz para apoiar a análise e otimização de processos de laminação a quente, contribuindo para o controle da qualidade e desempenho dos produtos laminados.

## AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à minha família, pelo apoio, paciência e compreensão ao longo desta jornada, e, principalmente, por sempre incentivarem e valorizarem a importância do estudo.

Agradeço também aos meus parceiros técnicos, Emanuelle, Gorni, Beatriz, Reguly, CEIT e CBMM, cuja colaboração, troca de conhecimento e apoio foram fundamentais para a

realização deste trabalho.

Por fim, deixo meu especial agradecimento à empresa na qual trabalho, que diariamente me proporciona aprendizado, desenvolvimento profissional e a oportunidade de trabalhar com dedicação e paixão, sempre com muita vontade de agregar e melhorar os processos.

## REFERÊNCIAS


[1] REIS, T. M. Estudos da laminação controlada em aços microligados. Dissertação (Mestrado), 2007.

[2] SILVA, P. R. et al. Transformações microestruturais durante laminação a quente. ABM, 2014.

[3] LINO, R. F. Estudo da recristalização da austenita em aços microligados. Dissertação (Mestrado), 2017.

[4] GORNI, A. A. et al. Fenômenos metalúrgicos na laminação a quente. ABM, 2009.

[5] HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled steels. Ironmaking and Steelmaking, 1992.

[6] ZHANG, X. et al. Influence of niobium on austenite microstructural evolution during hot rolling of steels. Materials Science and Engineering, 2025.

[7] GLADMAN, T. The physical metallurgy of microalloyed steels. London: The Institute of Materials, 1997.

[8] PICKERING, F. B. Physical metallurgy and the design of steels. London: Applied Science Publishers, 1992.

[9] LÓPEZ, B.; RODRÍGUEZ-IBABE, J. M. Recrystallization and precipitation interaction in microalloyed steels. Materials Science Forum, 2012.

[10] BARBOSA, C.; BORATTO, F.; SANTOS, D. Influência dos precipitados na recristalização de aços microligados. ABM, 1989.

[11] SILVA, A. L. V. C. Estudo da recristalização em aços microligados. Tese (Doutorado), 1995.

[12] POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. Acta Materialia, 2003.

[13] NAJAFIZADEH, A.; JONAS, J. J. Modelling the onset of dynamic recrystallization using stress–strain curves. ISIJ International, 2006.

[14] ABREU, J. Aplicação do MicroSim® na previsão microestrutural de aços longos. 2024.

[15] URANGA, P. et al. MicroSim: Modeling microstructure evolution during hot rolling. CEIT, 2004.

[16] ROY, S. et al. Industrial microstructure simulation applied to hot rolling. Materials Science, 2025.

[17] URANGA, P. et al. Advances in microstructural modeling for hot rolling processes. CEIT, 2016.

[18] BORATTO, F. et al. Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals - THERMEC '88, ISIJ, 1988, 383-390

[19] BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. 4. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, Elsevier, 2017. ISBN 978-0-08-100270-4.

[20] CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020.

[21] VERVYNCKT, S.; VERBEKEN, K.; THIBAUX, P.; LIEBEHERR, M.; HOUBAERT, Y. Austenite recrystallization-precipitation interaction in niobium microalloyed steels. ISIJ International, Tokyo, v. 49, n. 6, p. 911-920, 2009.

[22] MIAO, C. L.; SHANG, C. J.; ZUROB, H. S.; ZHANG, G. D.; SUBRAMANIAN, S. V. Recrystallization, precipitation behaviors, and refinement of austenite grains in high Mn, high Nb steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 43, n. 2, p. 665-676, 2012.

[23] MEDINA, S. F.; MANCILLA, J. E. Effect of deformation parameters on the no-recrystallization temperature of Nb-bearing HSLA steels. Metallurgical Transactions A, v. 24A, p. 1525-1534, 1993.

[24] SOBOTKA, E.; KREYCA, J.; KAHLENBERG, R.; JACOB, A.; KOZESCHNIK, E.; POVODEN-KARADENIZ, E. Analysis of recrystallization kinetics concerning the experimental, computational, and empirical evaluation of critical temperatures for static recrystallization in Nb, Ti, and V microalloyed steels. Metals, v. 13, n. 5, art. 884, 2023.



**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026 - www.senafor.com**

# ESTUDO DA INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS NiTi

João Gabriel Moraes (1)
Vinicius Martins (2)
André Carvalho Tavares (3)
Lirio Schaeffer (4)

## RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência de tratamentos térmicos em ligas de NiTi, principalmente nas alterações provocadas nas temperaturas de transformações de fase do material. As ligas NiTi são amplamente conhecidas por possuir características muito especiais, dentre elas: o efeito memória de forma e superelasticidade. O alto interesse da indústria nessas características torna o material muito atrativo. O fato das ligas NiTi também apresentar a biocompatibilidade como atributo, tornou-as umas das ligas mais importantes nos procedimentos médicos nas últimas décadas. Para a realização deste trabalho as amostras de uma liga comercial de NiTi com comportamento superelástico em temperatura ambiente, foram submetidas a tratamentos térmicos de 400ºC, 500°C e 600ºC. Como procedimento de caracterização foram realizados ensaios de calorímetro diferencial de varredura (DSC), microdureza e metalografia. Os resultados obtidos apontam uma influência qualitativamente satisfatória nos tratamentos térmicos realizados, sendo assim uma opção para ativar as propriedades de efeito memória de forma e superelasticidade de acordo com as necessidades de empregabilidade do material.
**Palavras-chave:** Ligas NiTi. Tratamento Térmico. Transformações de fase. Caracterização. Efeito Memória de Forma.

## DEVELOPMENT OF A FILTER FOR ACIDS USING GLASS MICROSPHERES BY POWDER METALLURGY

## ABSTRACT

*This work aims to study the influence of heat treatments on NiTi alloys, mainly the changes caused in the phase transformation temperatures of the material. NiTi alloys*

*are widely known for having very special characteristics, among them the shape memory effect and superelasticity. The high industrial interest in these characteristics makes the material very attractive. The fact that NiTi alloys also present biocompatibility as an attribute has made them one of the most important alloys in medical procedures in recent decades. To carry out this work, samples of a commercial NiTi alloy with superelastic behavior at room temperature were subjected to heat treatments at 400 °C, 500 °C, and 600 °C. As characterization procedures, differential scanning calorimetry (DSC), microhardness, and metallography tests were performed. The results obtained indicate a qualitatively satisfactory influence of the heat treatments performed, thus being an option to activate the shape memory effect and superelasticity properties according to the material's application requirements.*
***Key words**: NiTi alloys. Heat treatment. Phase transformations. Characterization. Shape memory effect.*

## 1. INTRODUÇÃO

Em 1959 um pesquisador metalurgista chamado William F. Buehler, do laboratório de artilharia naval da marinha americana desenvolveu uma liga metálica com memória de forma de composição aproximadamente equiatômica de níquel e titânio, o pesquisador nomeou sua descoberta como NITINOL (Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory) (KAUFFMAN & MAYO, 1996).

Industrialmente, o NiTi foi utilizado pela primeira vez em 1969 na construção de mangas de junção para os aviões F-14. O material resolveu o problema de acoplamento de uma linha de fluido hidráulico dentro do caça construído pela Grumman Aerospace Corporation. (KAUFFMAN & MAYO, 1996).

O progresso das ligas de NiTi no mercado ocorreu lentamente, devido a dificuldades relacionadas ao custo e ao processamento do material. Estes problemas foram em parte solucionados por um grupo de pesquisa do NOL liderado pelo próprio Buehler e pelo Dr. Frederick E. Wang que continuou a trabalhar para refinar o processo de fabricação da liga até conseguir eliminar erros e diminuir algumas aleatoriedades das técnicas. Com o aprimoramento das técnicas de fabricação, o uso comercial do NiTi aumentou nas décadas de 70 e 80, incorporando o NiTi a produtos relacionados à saúde, aplicações médicas, militares e até sendo utilizado em roupas íntimas femininas (KAUFFMAN & MAYO, 1996).

As ligas com memória de forma após sofrerem uma severa deformação a baixas temperaturas (na fase martensítica) tem a capacidade de recuperar uma forma pré-determinada. Estes materiais permanecerão deformados até serem aquecidos (acima da temperatura austenítica) onde eles espontaneamente retornarão a suas formas originais. (VECHIETTI, 2012).

O efeito de memória das ligas NiTi é o responsável pela popularização do material, pois tem sido amplamente explorado pela comunidade científica em diversas aplicações. Tanto para os casos de aplicações eletroeletrônicas e até mesmo para as biomédicas, os sistemas baseados no efeito de memória de forma das ligas NiTi consistem em atuadores mecânicos termicamente controlados, como o caso de próteses arteriais popularmente conhecidas como Stents (DALLA CORTE, 2008).

Para Shaw et al. (1995 apud WIGGERS, 2011), a capacidade da liga em sofrer severas deformações sem sair do regime elástico que se encontra acima da temperatura final de transformação austenítica é denominada de superelasticidade ou pseudoelasticidade. A maior parte dos materiais metálicos pode ser deformada elasticamente em até 0,5%; ligas de NiTi, contudo, permitem uma deformação de

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

pseudoelasticidade de 8% (RODRIGUEZ & BROWN, 1975 apud REIS, 2001). Valores próximos a recursos naturais como cabelos, ossos e tendões que são capazes de alcançar uma deformação de pseudoelasticidade próximas a 10%, para efeito de comparação (BAST et al., 2011 apud VECHIETTI, 2012).

Nas ligas NiTi, a partir de aproximadamente 2% de deformação elástica a relação entre a tensão e a deformação não é mais linear e a força, em vez de aumentar à medida que o material se deforma, permanece praticamente constante, num comportamento mais parecido com o de algumas borrachas (daí o emprego do termo inglês “rubberlike”) do que com outros metais. Mais além ainda, pode-se ver na Figura 1 que o material responde num comportamento chamado de curva de histerese, de maneira diferente conforme a deformação aumenta ou diminui, o que é raro tratando-se de metais, mas típico dos tecidos humanos como cabelo e ossos (REIS, 2001).

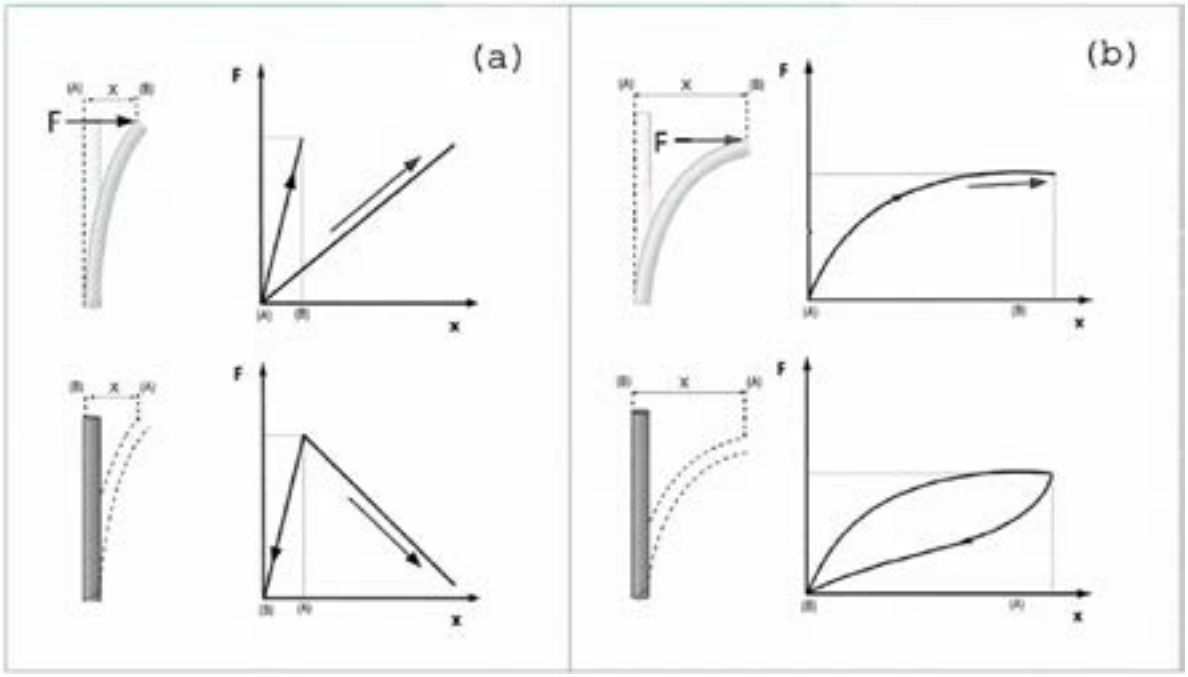



Figura 1: Comparação entre o comportamento elástico de um metal sem superelasticidade (a) com uma liga com (b) (REIS, 2001).

De acordo com a publicação revisada Acmite Market Intelligence (2010), a demanda global por metais na área biomédica atingiu US$ 14,52 bilhões de dólares em 2013. Com um crescimento anual de cerca de 7% nos próximos anos, o mercado deverá se aproximar de US$ 26,540 milhões de dólares em 2022. Dentro destes números expressivos se destacam o uso de NiTi, entre os motivos são que as ligas de níquel-titânio possuem um baixo custo pois com exceção das de cobre, todas as demais têm em sua composição metais nobres tais como ouro e platina (REIS, 2001). Segundo Magela (2010), materiais à base de ligas superelásticas de NiTi estão revolucionando muitos procedimentos médicos. A flexibilidade e resistência à deformação permanente permitem que um dispositivo de NiTi seja implantado através de uma pequena incisão até alcançar a parte do corpo desejada, expandir-se para readquirir sua forma original, com dimensão maior.

As novas oportunidades criadas pelas ligas de NiTi resultaram em muitos produtos onde o preço comparativamente elevado desses não impede a sua comercialização bem-sucedida (MORGAN, 2004 apud WIGGERS, 2007). O presente trabalho tem como objetivo principal analisar a influência de tratamentos térmicos

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

aplicados na faixa de temperatura entre 400 °C e 600 °C em uma liga de NiTi. Para tanto, como objetivos específicos, pretende-se executar tratamentos térmicos com tempos distintos em um mesmo patamar de temperatura e verificar as diferenças resultantes, bem como identificar alterações nas temperaturas de transformação de fase da liga por meio da análise dos ensaios de DSC e verificar a influência desses tratamentos térmicos nos valores de microdureza das amostras, buscando, assim, compreender de que forma as variações de tempo e temperatura afetam as propriedades do material.

## 2. MATERIAIS E METODOLOGIA

A liga NiTi utilizada neste trabalho foi adquirida do fabricante Memory-Metalle GmbH, do tipo S, livre de óxido superficial e com comportamento superelástico à temperatura ambiente. Segundo o fabricante, trata-se de uma liga binária de NiTi com 50,8% de níquel e temperatura final de transformação austenítica (Af) em torno de 0 °C. As amostras foram obtidas a partir de fios achatados, cortados em segmentos de aproximadamente 50 mm para cada condição de tratamento térmico. Após os tratamentos, os fios foram seccionados de modo a facilitar os ensaios de caracterização, e uma amostra de cada condição foi embutida em baquelite para proporcionar ancoragem mecânica durante os ensaios de microdureza e metalografia. Os tratamentos térmicos foram realizados nas temperaturas de 400 °C, 500 °C e 600 °C, com tempos de exposição de 10, 30 e 60 minutos, em forno sem atmosfera controlada, seguidos de resfriamento rápido em água.

A caracterização por Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) foi conduzida em equipamento Perkin Elmer DSC 8000, sob atmosfera de nitrogênio, com massas entre 5 mg e 10 mg, taxa de aquecimento e resfriamento de 10 °C/min, na faixa de 20 °C a 80 °C. A microdureza Vickers foi determinada com carga de 100 gf durante 10 segundos, realizando-se cinco indentações por amostra, conforme a Norma ASTM E384-99. Para a metalografia, as amostras embutidas foram lixadas sequencialmente nas granulometrias de 200, 300, 400, 600 e 1200, polidas com suspensão de alumina de 0,3 µm e atacadas durante 10 segundos com solução de ácido fluorídrico (2 mL), ácido nítrico (5 mL) e ácido acético (30 mL), sendo posteriormente observadas em microscópio óptico Carl Zeiss com aumentos de 200x, 500x e 1000x.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os ensaios de DSC foram realizados para comparar as temperaturas de transformação de fase entre amostras submetidas a diferentes tratamentos térmicos, apresentando as curvas exotérmicas e endotérmicas simultaneamente. A determinação das temperaturas características foi feita manualmente, pela interseção da linha base com a extensão da reta de maior inclinação do pico, com incerteza estimada em ±2 °C (VECHIETTI, 2012). Essas temperaturas correspondem a: As e Af, início e fim da transformação austenítica no aquecimento; Ms e Mf, início e fim da transformação martensítica no resfriamento; e Rs e Rf, início e fim da transformação da fase R (romboédrica), quando essa fase intermediária está presente.

Pode-se ver que os resultados das análises de DSC não apresentaram nas curvas exotérmicas nenhum pico de transformação de fase em nenhuma das amostras. Isto deve-se ao fato das temperaturas de Ms e Mf serem inferiores à temperatura mínima do equipamento utilizado. O mesmo ocorre em algumas As e Ri,

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

que também não foi possível determinar suas temperaturas por estarem fora da amplitude de temperatura do equipamento utilizado. A Tabela 1 reúne os resultados obtidos para cada condição de tratamento térmico.

Tabela 1: Temperaturas de transformações de fases dos ensaios de DSC.

| Amostra | Resfriamento (°C) | | Aquecimento (°C) | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $M_s$ | $M_f$ | $A_s$ | $A_f$ | $R_s$ | $R_f$ |
| sem TT | - | - | - | - | - | - |
| TT 400 °C à 10 min | - | - | 46 | 72 | - | - |
| TT 400 °C à 30 min | - | - | 43 | 71 | - | - |
| TT 400 °C à 60 min | - | - | 48 | 71 | - | 34 |
| TT 500 °C à 10 min | - | - | 31 | 39 | - | 29 |
| TT 500 °C à 30 min | - | - | 33 | 42 | - | 30 |
| TT 500 °C à 60 min | - | - | 37 | 45 | - | 31 |
| TT 600 °C à 10 min | - | - | - | 34 | - | - |
| TT 600 °C à 30 min | - | - | - | 36 | - | - |
| TT 600 °C à 60 min | - | - | - | 37 | - | - |

A Figura 1A apresenta o resultado do ensaio de calorimetria diferencial de varredura da amostra sem tratamento térmico. As curvas endotérmica e exotérmica estão representadas de forma contínua. A Figura 1B apresenta o DSC na amostra com tratamento térmico de 400°C durante 10 minutos.

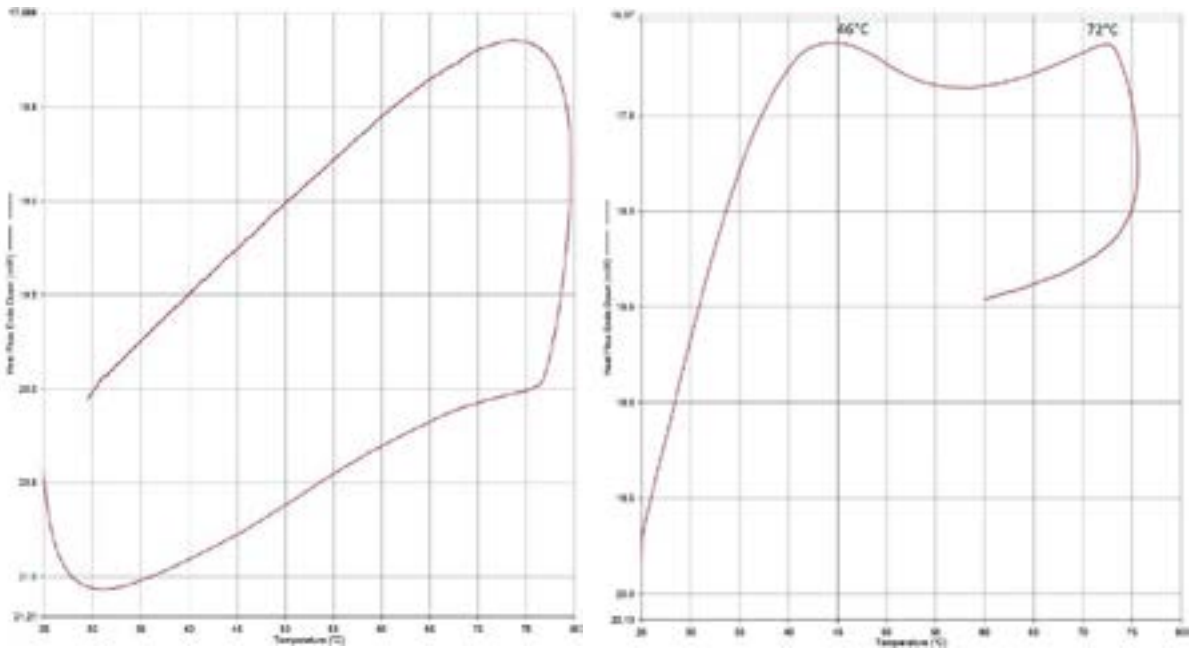



Figura 1: (A)DSC da amostra sem TT e (B) da amostra com TT de 400 ºC à 10min.

A Figura 1A não apresentou pico característico para a curva endotérmica na faixa de temperatura 20 a 80 °C para a amostra submetida ao tratamento térmico de 600°C durante 60 minutos. A ausência do pico de transformação de fase corrobora com a informação passada pelo fabricante sobre o material, de que a temperatura

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

para a austenitização completa é de aproximadamente 0ºC. A curva endotérmica apresentada na Figura 1B mostrou um pico de transformação de fase esperado para uma transformação austenítica completa. Foram determinadas as temperaturas de 46 °C para As e de 72 °C para Af, conforme apresentadas na Tabela 3, que significa um aumento significativo nas temperaturas de austenitização do material após o tratamento térmico de 400 ºC durante 10 minutos no material.

Na Figura 2A está representado a análise de DSC na amostra com tratamento térmico de 400°C durante 30 minutos. Assim como na amostra de 400°C durante 10 minutos, não foi possível visualizar a curva exotérmica na sua totalidade devido a problemas técnicos durante o resfriamento. O DSC na amostra com tratamento térmico de 400°C durante 60 minutos está presente na Figura 2B, que está apresentada a curva exotérmica junto da endotérmica, mas nenhum pico característico de mudança de fase é observado na curva exotérmica.

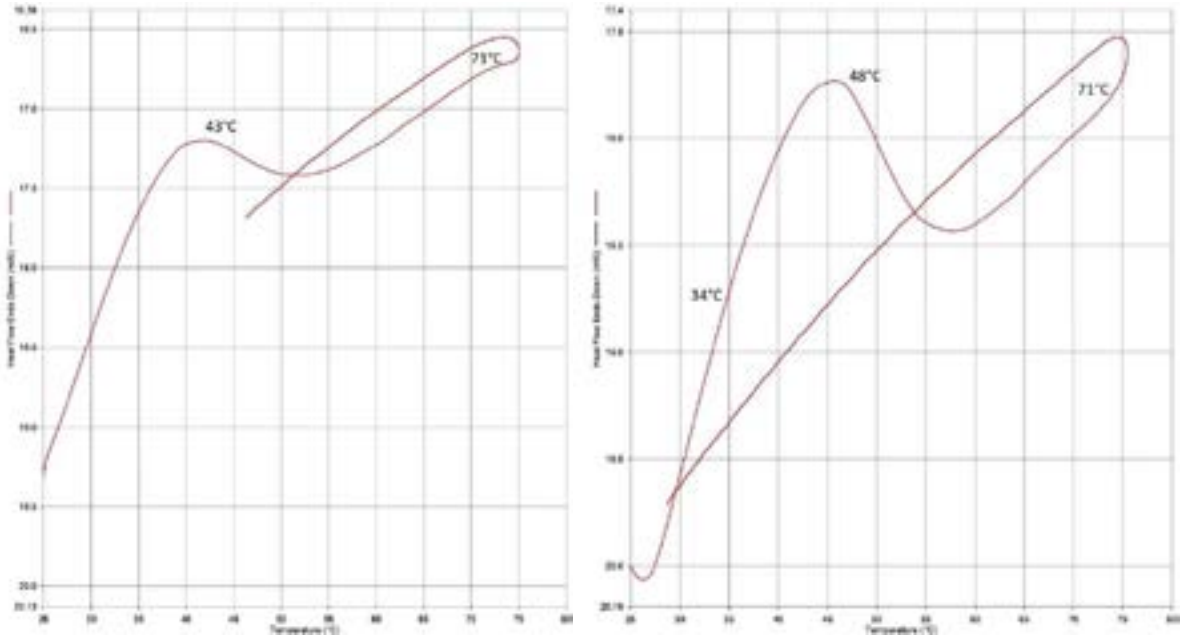



Figura 2: (A) DSC a amostra com TT de 400 ºC à 30min e (B) TT de 400 ºC à 60min.

Na Figura 2A pode-se observar na curva endotérmica a apresentação de um pico que indica a transformação de fase para uma austenitização total do material. Por meio do método de análise foi possível identificar as temperaturas de As = 43 °C e Af = 71 °C, valores praticamente idênticos aos encontrados na amostra submetida a tratamento de 400 °C durante 10 minutos. Na Figura 2B, a curva endotérmica apresenta um pico logo ao início da análise e conforme a literatura esse primeiro pico é a presença da chamada fase R. Devido a limitação do equipamento não foi possível determinar seu início, mas foi possível examinar o final da transformação da fase R, que foi aproximadamente ao atingir a temperatura de 44°C conforme apresentada na Tabela 1. Quanto a austenitização, foram encontradas as temperaturas de 48°C e 71ºC para o As e Af respectivamente. Havendo então um acréscimo considerável na Af quanto a amostra sem tratamento. No geral, os tratamentos com temperatura de 400ºC elevaram a Af para a casa dos 70ºC, restringindo o uso do efeito memória de forma somente em temperaturas elevadas.

Na Figura 3A pode-se ver o DSC na amostra com tratamento térmico de 500°C durante 10 minutos. Na Figura 3B estão representadas as curvas endotérmicas e exotérmicas do ensaio de DSC na amostra com tratamento térmico de 500°C durante

30 minutos.

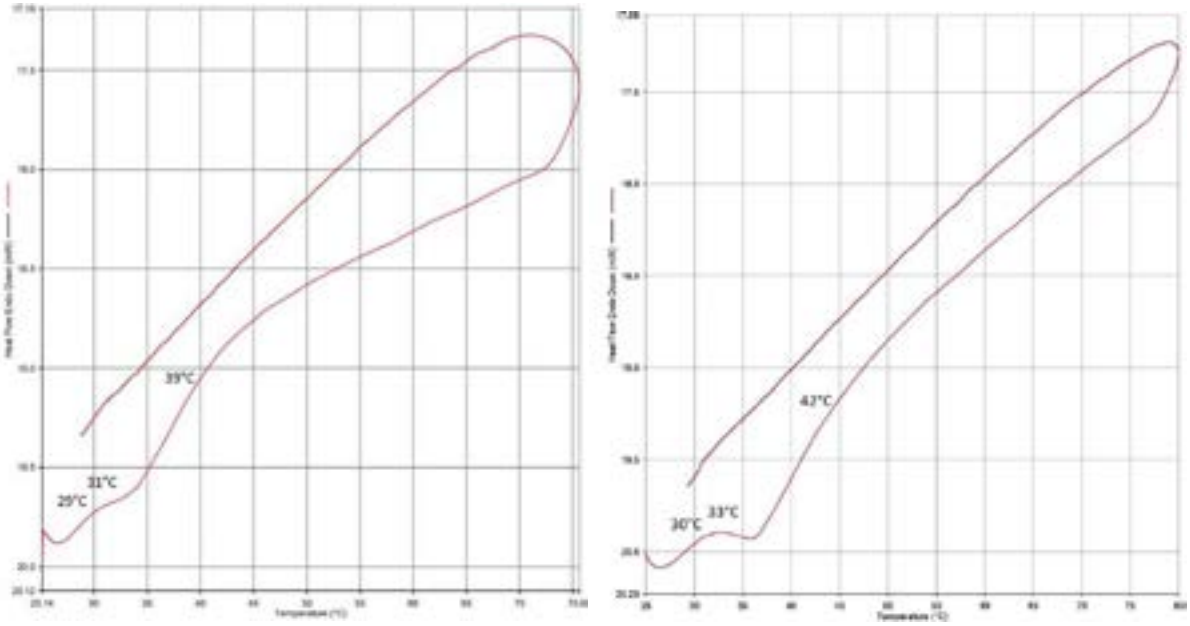



Figura 3: (A) DSC da amostra com TT de 500 ºC à 10min e (B) TT de 500 ºC à 30min.

A curva endotérmica apresentada na Figura 3A mostra a presença de dois picos, o primeiro representa a fase R. Já o segundo pico é referente a transformação de fase austenítica que apresentou um Af de 39ºC. Esse aumento em relação ao material sem tratamento não proporciona o material na utilização de implantes biomédicos por exemplo, já que a austenitização completa ficou acima da temperatura corporal.

As curvas endotérmicas das amostras (Figura 3B) que receberam tratamentos de 500°C durante 10 e 30 minutos apresentaram semelhanças nos resultados, tanto na presença dos dois picos característicos de transformações de fase, sendo o primeiro pico para a fase R. Assim como nas suas temperaturas de Af, que estão representadas na Tabela 1. A Af da amostra submetida a tratamento térmico de 500°C durante 30 minutos sofreu um acréscimo em relação à amostra de tratamento de mesma temperatura a 10 minutos, tornando-a igualmente imprópria para o uso biomédico em stents coronários autoexpansíveis.

Ser impróprio para esse tipo de uso significa que o material não consegue mais cumprir a função necessária em um stent coronário autoexpansível, porque esse dispositivo precisa ser comprimido e, ao ser liberado no corpo, se aquecer até a temperatura corporal, em torno de 37 °C, para completar a transformação para a fase austenita e então se expandir com força suficiente para manter a artéria aberta; se o tratamento térmico eleva a temperatura final dessa transformação (Af) para acima de 37 °C, o material não termina de mudar de fase na temperatura do corpo, não expande completamente e não exerce a força radial esperada, o que compromete sua eficácia e o torna inadequado para essa aplicação médica.

A Figura 4A mostra o resultado da análise do ensaio por calorimetria diferencial de varredura na amostra com tratamento térmico de 500°C durante 60 minutos. A curvas endotérmica e exotérmica da amostra que recebeu tratamento térmico de 600°C durante 10 minutos estão representadas na Figura 4B.

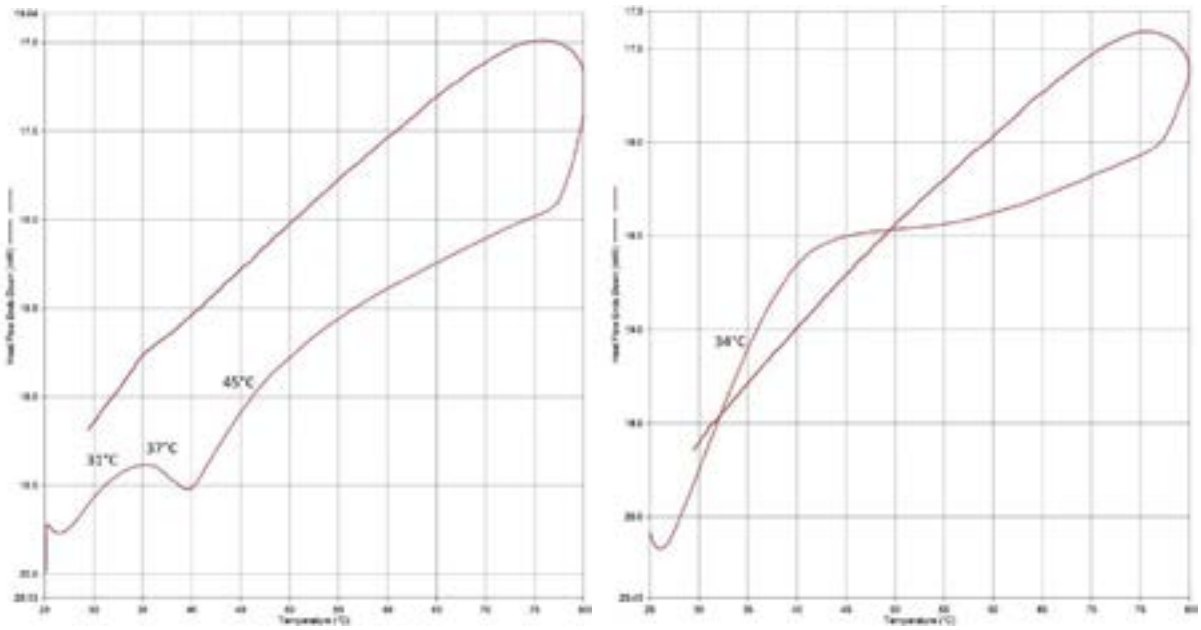



Figura 4: (A) DSC da amostra com TT de 500 ºC à 60min e (B) TT de 600 ºC à 10min.

A curva endotérmica da Figura 4A também exibiu dois picos característicos de transformações de fase, assim como nas outras amostras que sofreram tratamento térmico com a temperatura de 500°C. A amostra apresentou 31°C como temperatura final para fase R e a temperatura para uma austenitização total em 45°C. Assim, na amostra submetidas a 500°C, a curva exotérmica apresentada não indicou a presença de nenhum pico de transformação martensítica. A curva endotérmica da Figura 4B revelou uma austenitização completa na temperatura de 34°C, revelando uma significativa diminuição em comparação com as amostras que receberam tratamento térmico nas temperaturas de 400°C e 500°C. E diferentemente das amostras que foram submetidas a tratamentos de 500°C, nesta análise não houve presença da fase R. As curvas endotérmica e exotérmica do DSC na amostra com tratamento térmico de 600°C durante 30 minutos está representada na Figura 5A. A amostra submetida a tratamento térmico de 600°C durante 60 minutos é exibido na Figura 5B.

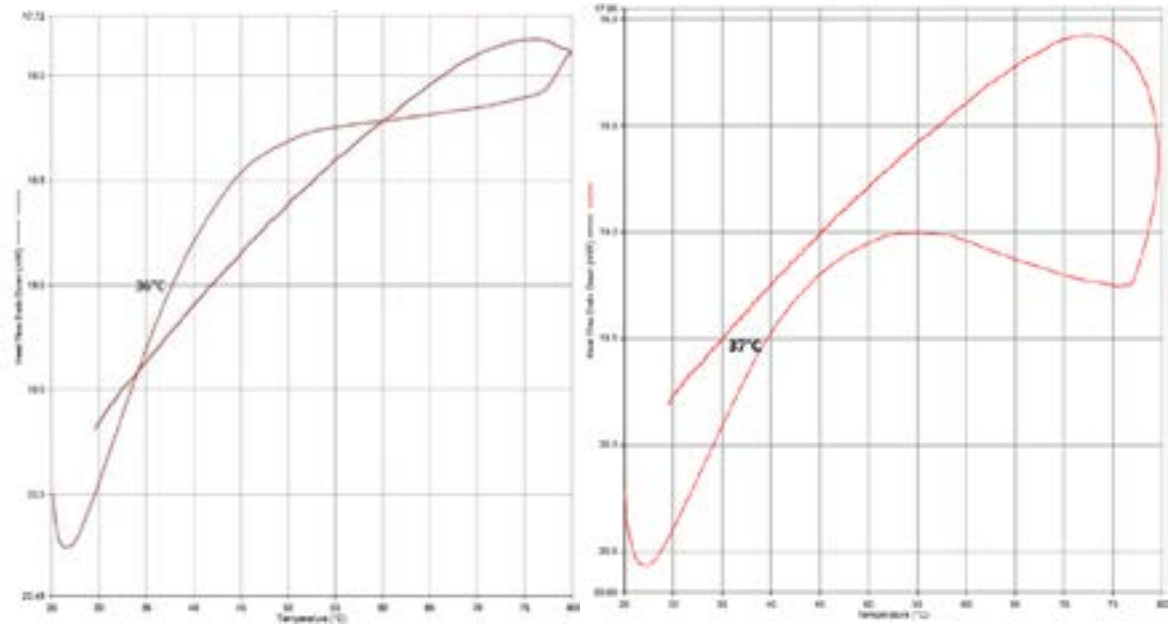



Figura 5: (A) DSC da amostra com TT de 600 ºC à 30min e (B) TT de 600 ºC à 60min.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

As curvas mostradas na Figura 5A apresentaram formato muito semelhante as curvas apresentadas pela amostra submetida a tratamento de 600°C durante 10 minutos, havendo um pequeno acréscimo na sua Af. A temperatura de austenitização final foi de 36ºC, ficando muito próxima da temperatura de Af apresentada pela amostra sem tratamento. Devido às limitações do equipamento não foi possível encontras as temperaturas de As, Ms e Mf e identificar as diferenças das duas amostras e estudar a influência do tratamento térmico de 600°C durante 30 minutos nos outros parâmetros.

Como pode ser observado na Figura 5B, nele encontra-se um pico característico para a curva endotérmica com a temperatura austenítica final que está representada na Tabela 1. A temperatura Af para a amostra sem tratamento térmico foi de 37 °C, a As não pode ser determinada devido às limitações do equipamento. Este valor de Af encontrado está muito próxima da temperatura corporal, com a austenitização total do material ao entrar em contato com o corpo, tornando-o assim adequado na utilização para a fabricação de stents coronários por exemplo, assim como as outras amostras que receberam tratamento de 600ºC.

A análise geral dos ensaios de DSC revela que os tratamentos térmicos aplicados à liga NiTi exerceram influência significativa sobre as temperaturas de transformação de fase, especialmente sobre a temperatura final de austenitização (Af). A amostra sem tratamento apresentou Af próxima de 0 °C, conforme informado pelo fabricante, o que indica austenitização completa em temperatura ambiente. Os tratamentos a 400 °C elevaram a Af para a faixa dos 70 °C, restringindo o efeito de memória de forma a temperaturas elevadas e inviabilizando aplicações biomédicas que dependem da transformação na temperatura corporal. Os tratamentos a 500 °C, embora tenham reduzido a Af para valores entre 39 °C e 45 °C, ainda ficaram acima de 37 °C e promoveram a formação da fase R, o que também compromete o uso em stents coronários autoexpansíveis.

Já os tratamentos a 600 °C resultaram em Af entre 34 °C e 37 °C, próxima à temperatura corporal, sem a presença da fase R, indicando que essa faixa de temperatura é a mais adequada para aplicações biomédicas. Observou-se ainda que as variações no tempo de tratamento tiveram impacto menos pronunciado que as variações de temperatura, e que limitações do equipamento impediram a determinação completa de As, Ms, Mf e Rs em algumas amostras. De modo geral, os resultados confirmam que o tratamento térmico é uma ferramenta eficaz para ajustar as propriedades funcionais da liga NiTi, permitindo direcionar seu uso conforme a aplicação desejada.

Com base nos dados apresentados acima, observa-se que a dureza da amostra sem tratamento é superior a todas as medições apresentadas nas outras amostras. Buscando informações na literatura, encontram-se os valores que variam entre 350HV e 450HV para o material sem tratamento. Ainda pode-se observar nos dados da tabela que conforme subiu-se a temperatura nos tratamentos térmicos, as amostras foram sofrendo uma diminuição nas medições de dureza. Segundo outros estudos, são esperados valores de dureza superiores para amostras que não sofreram tratamentos térmicos.

Os resultados de microdureza Vickers obtidos nas amostras analisadas são apresentados na Tabela 2. Os valores correspondem à média de cinco impressões realizadas segundo a Norma ASTM E – 384-99.

Tabela 2: Valores de microdureza das amostras de NiTi

| Amostras | Dureza (HV) | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Medida 1 | Medida 2 | Medida 3 | Medida 4 | Medida 5 | Média | Desvio Padrão |
| Sem TT | 400,71 | 395,81 | 383,57 | 421,00 | 384,76 | 397,17 | 15,18 |
| TT 400 °C à 10 min | 326,35 | 327,53 | 305,19 | 302,42 | 349,41 | 322,18 | 19,15 |
| TT 400 °C à 30 min | 348,28 | 349,98 | 354,01 | 347,54 | 350,93 | 350,15 | 2,54 |
| TT 400 °C à 60 min | 330,85 | 332,17 | 343,04 | 337,23 | 335,08 | 335,67 | 4,81 |
| TT 500 °C à 10 min | 323,30 | 339,51 | 332,24 | 368,74 | 328,75 | 338,51 | 17,89 |
| TT 500 °C à 30 min | 311,47 | 333,68 | 334,38 | 351,69 | 340,11 | 334,27 | 14,64 |
| TT 500 °C à 60 min | 309,87 | 321,96 | 321,28 | 311,79 | 336,88 | 320,36 | 10,72 |
| TT 600 °C à 10 min | 322,73 | 312,49 | 312,28 | 310,27 | 310,27 | 313,61 | 5,21 |
| TT 600 °C à 30 min | 329,80 | 312,01 | 304,56 | 300,59 | 313,07 | 312,01 | 11,22 |
| TT 600 °C à 60 min | 300,00 | 308,79 | 303,64 | 325,66 | 308,92 | 309,40 | 9,83 |

Segundo GEROLDO (2009), a transição estrutural da fase martensítica para a austenítica ocasiona este fenômeno. Na Figura 6 estão demonstradas o resultado das médias obtidas nos ensaios de microdureza.

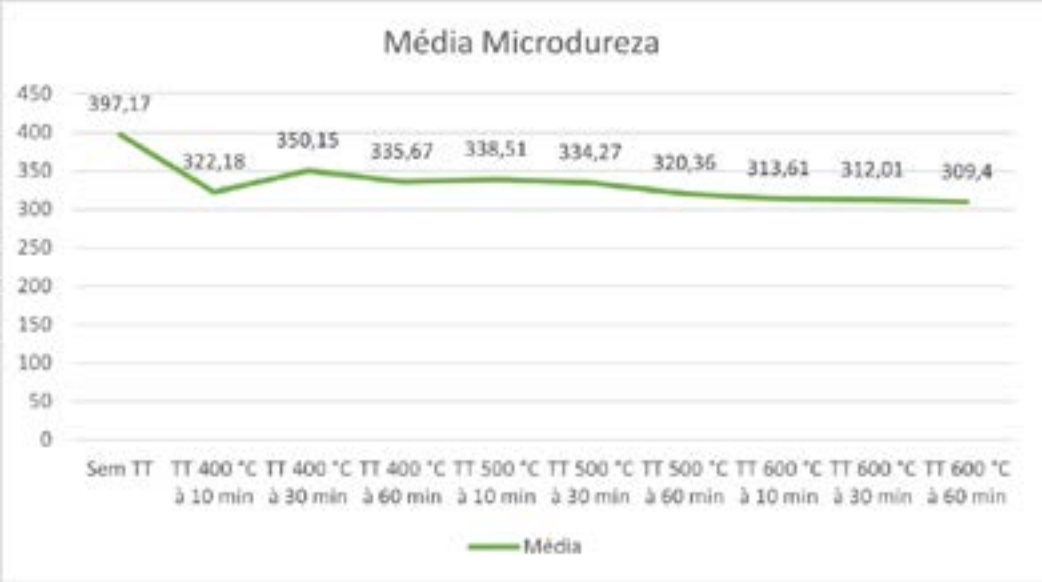



Figura 6: Gráfico com as médias das microdurezas.

Os dados da Figura 6 mostram a queda da média das análises de microdureza conforme o aumento da temperatura dos tratamentos térmicos nas amostras. Somente a amostra que recebeu tratamento de 400°C por 10 minutos apresentou média fora do padrão, e não por acaso foi a que teve o desvio padrão com maior valor. Esse desvio não foi acompanhado apenas por uma média atípica, mas também pelo maior valor de desvio padrão entre todas as amostras, o que indica uma dispersão significativa nas medições realizadas. Segundo Vechietti (2012), um desvio padrão elevado como esse pode estar associado à falta de homogeneidade durante o tratamento térmico, o que resulta em regiões com diferentes níveis de dureza dentro da mesma amostra. Essa heterogeneidade pode ser causada por variações locais de temperatura no forno, tempo de exposição insuficiente para uniformizar a microestrutura ou até mesmo por diferenças na composição química local. A análise metalográfica foi realizada com a finalidade de revelar as microestruturas presentes nas amostras, tamanho de grãos e determinação da presença de precipitados e

inclusões. As micrografias foram realizadas nas amostras antes e depois do ataque com solução ácida. A Figura 7 apresenta a metalografia, com aumento de 500x, da amostra de NiTi submetida a tratamento térmico de 400 °C durante 30 minutos.




Figura 71: Metalografia com 500x da amostra TT de 400ºC durante 30 minutos.

A Figura 7 exibe uma matriz com precipitados dispersos, apresentam formatos poligonais e arredondados, conforme a literatura, indicam a presença de partículas de $Ni_4Ti_3$ e óxidos. Esta evidencia que o tratamento térmico promoveu alterações microestruturais no material, ataque químico utilizado não tenha revelado contornos de grão de forma eficaz, limitando uma análise mais detalhada da microestrutura. Ainda, a presença desses precipitados é relevante, pois pode influenciar as temperaturas de transformação de fase e as propriedades mecânicas da liga NiTi. A Figura 8 exibe a metalografia da amostra TT de 500ºC durante 30 minutos.

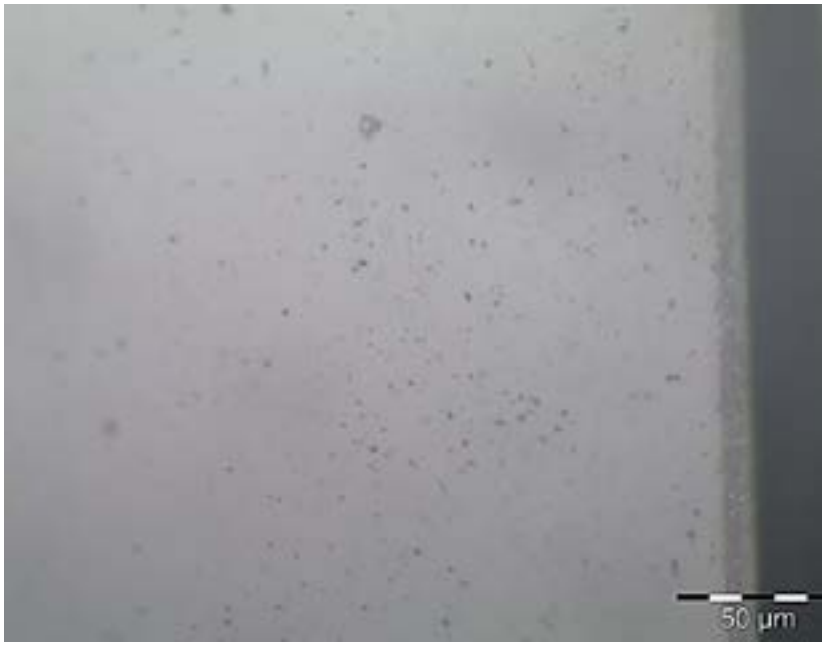



Figura 82: Metalografia com 500x da amostra TT de 500ºC durante 30 minutos.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

A Figura 8 apresenta a micrografia (500x) da amostra tratada a 500 °C por 30 minutos, evidenciando precipitados poligonais e arredondados, provavelmente $Ni_4Ti_3$ e óxidos, distribuídos de forma heterogênea na matriz. O ataque químico não revelou os contornos de grão, mas a presença desses precipitados é relevante por influenciar as transformações de fase e as propriedades mecânicas, corroborando os resultados de DSC e microdureza. A Figura 9, por sua vez, refere-se à metalografia (500x) da amostra tratada a 600 °C por 30 minutos.

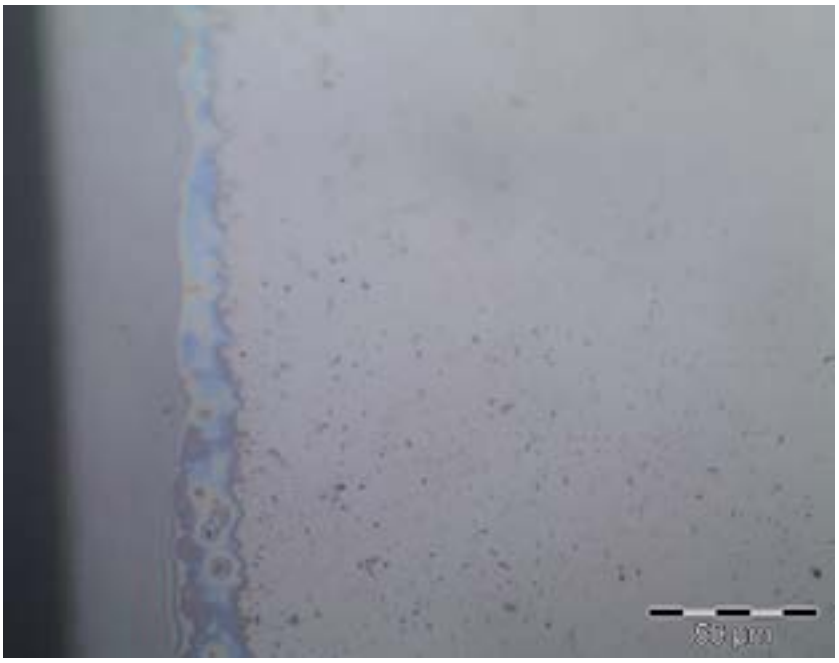


Figura 93: Metalografia com 500x da amostra TT de 600ºC durante 30 minutos.

A Figura 9 apresenta a metalografia e observa-se uma matriz com precipitados dispersos, que apresentam formatos poligonais e arredondados, os quais, segundo a literatura, indicam a presença de partículas de $Ni_4Ti_3$ e $NiTi_2$. A Figura 10 apresenta a metalografia com o aumento de 1000X da amostra de 600ºC durante 30 minutos.

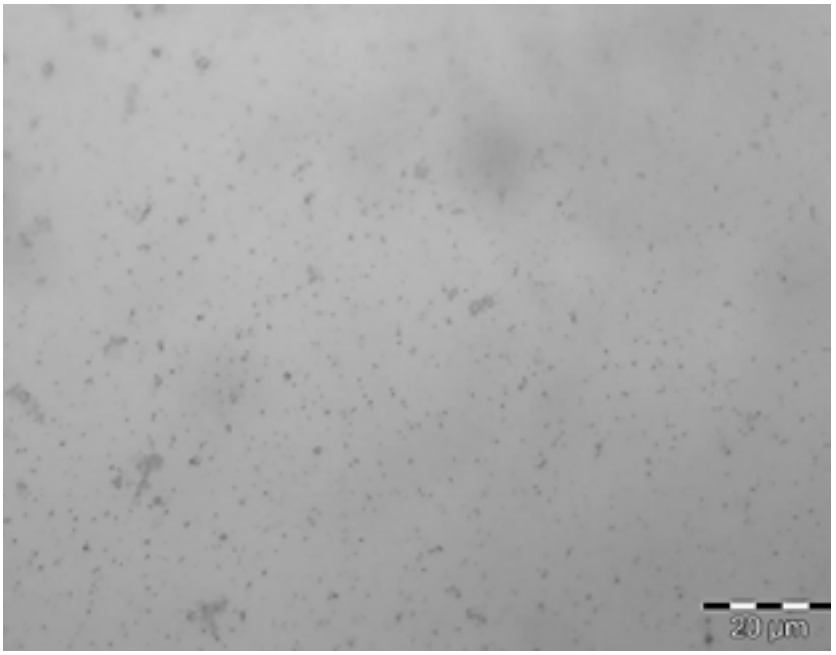



Figura 104: Metalografia com 1000x da amostra TT de 600ºC durante 30 minutos.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

Na Figura 10 observa-se melhor a microestrutura no Nitinol tratado. A literatura reporta que o envelhecimento a 600 °C estimula a precipitação de $Ni_4Ti_3$, promovendo endurecimento da matriz e melhoria do efeito de memória de forma. Adicionalmente, tratamentos a 600 °C podem gerar precipitados de $NiTi_2$ e austenita B2 com alta densidade de discordâncias. A presença desses precipitados é relevante, pois influencia as temperaturas de transformação de fase e as propriedades mecânicas da liga, o que corrobora os resultados de DSC obtidos para as amostras tratadas a 600 °C, que apresentaram Af entre 34 °C e 37 °C, faixa adequada para aplicações biomédicas. Apesar da limitação do ataque químico em revelar contornos de grão, a micrografia evidencia que o tratamento térmico promoveu alterações microestruturais significativas no material.

Na realização do ataque químico que revelaria a microestrutura das amostras utilizou-se primeiramente a solução ácida composta pelos ácidos fluorídrico, nítrico e acético, comumente encontrados em outros trabalhos para a realização das micrografias. Mas a solução não obteve eficiência no ataque, não conseguindo revelar a estrutura de nenhuma das amostras. Uma série de outros ataques com soluções ácidas diferentes foram realizados para novas tentativas da análise microestrutural nas amostras, mas nenhuma das soluções obteve êxito.

Na literatura não foi possível identificar se foi algum fenômeno no material ocasionado a partir dos tratamentos térmicos que pode ter originado essa resistência aos ataques químicos. O mais provável é que os ácidos utilizados nas soluções estivessem com suas composições químicas alteradas pela presença de outros componentes, tornando-os ineficazes para a realização de um ataque mais eficiente nas amostras (GODOI, 2015).

## 4. CONCLUSÕES

As variações do tempo aplicado durante cada patamar de temperatura utilizado nos tratamentos térmicos não tiveram tanto impacto quanto as alterações das temperaturas em si dos tratamentos térmicos apresentaram nas temperaturas de transformações de fase das amostras de NiTi. E devido a ineficiência do ataque químico na metalografia, não foi possível verificar as diferenças nas microestruturas das amostras entre os tratamentos de têmpera e envelhecimento. Evidenciou-se que as temperaturas de transformações de fase são condicionadas a uma significativa alteração quando aplicadas algum tipo de tratamento térmico nas ligas NiTi. Pois, os tratamentos térmicos de 400°C submetidos as amostras de NiTi elevaram a temperatura de transformação final austenítica das mesmas para a faixa dos 70°C, valor bem superior ao encontrado na amostra sem tratamento, que segundo fabricante é de 0ºC.

A formação da fase R na fase austenítica aconteceu nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos de 500°C, que também evidenciaram uma elevação nas temperaturas para uma austenitização completa, 39°C, 42°C e 45°C para os tempos respectivos de 10, 30 e 60 minutos. Os gráficos resultantes das análises de DSC nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos de 600°C mostraram austenitização completa na mesma faixa de temperatura 34 ºC a 37ºC, mas gráficos completamente diferentes, evidenciando alteração nas suas composições estruturais, necessitando de uma máquina de DSC com maior amplitude de temperaturas para uma análise mais completa. Porém os valores encontrados para Af nos tratamentos realizados com essa temperatura mostraram bons resultados para a aplicação do material com o uso de efeito memória de forma em produtos biomédicos, pois a austenitização foi completa abaixo da temperatura corporal.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

Infelizmente não foi possível analisar as temperaturas de transformação de fase nas curvas exotérmicas, mas as curvas endotérmicas resultaram em dados similares aos encontrados em outros estudos, confirmando a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades da liga. No ensaio de microdureza da liga comercial utilizada neste estudo foram encontrados valores próximos aos encontrados na literatura em ligas de NiTi. E após os tratamentos térmicos houve um decréscimo na dureza do material, acontecimento evidenciado em outros estudos já publicados.

## REFERÊNCIAS

ASM Specialty Handbook. Nickel, Cobalt and Their Alloys. Ed. American Society for Metals, 2000, p.335.

DALLA CORTE, D.A. Comportamento Eletroquímico de Ligas NiTi: Estudos e Aplicações. 2008. 134f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Escola de Engenharia - UFRGS, Porto Alegre, 2008.

DUCOS, P. C. D. Transformações de Fase em Ligas de Níquel – Titânio para Ortodontia. 2006. 74f. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D.; WAYMAN, C. M. Engineering aspects of shape memory alloys. London: Butterworth-Heinemann, 499p, 1990.

FERNANDES, F. M. B., Ligas com memória de forma. Departamento de Ciências dos materiais – CENIMAT. Universidade de Nova Lisboa. 2003.

FIGUEIREDO, A.M.G. Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi. 2006. 235f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - CPGEM/UFMG, Belo Horizonte, 2006.

GEROLDO, A.C.B. Estudo dos efeitos memória de forma de fios ortodônticos da liga NiTi nas condições comerciais e após tratamentos térmicos. 2009. 90f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) PUCRS, Porto Alegre, 2009.

GLOBAL BIOMEDICAL METAL MARKET. Acmite Market Intelligence, 2014. Disponível em: < http://www.acmite.com/brochure/Brochure-Global-Biomedical-Metal-Market.pdf >. Acesso em: 15 de junho de 2026.

GODOI, R. P. Estudo e caracterização da liga Nitinol. 2015. 78f. Trabalho de Conclusão (Engenharia de Materiais) Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Londrina, 2015.

GUO, Yunting *et al*. Effect of Annealing on the Shape Memory Effect and Mechanical Properties of Laser Powder Bed Fusion NiTi Alloy. **Journal of Materials Research and Technology**, [S. l.], v. 34, p. 3010–3024, jan./feb. 2025. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.125. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2950431724000790. Acesso em: 25 ago. 2026.

KAUFFMAN, B. G.; MAYO I. The Story of Nitinol: The Serendipitous Discovery of the Memory Metal and Its Applications. The Chemical Educator, Vol. 2, Ed. N°2, 1996, p 1-20.

KNEWITZ, F.L. Estudo Comparativo De Amostras De NiTi Produzidas Por Metalurgia Do Pó. 2009. 60f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Escola de Engenharia - UFRGS. 2009.

HAINES, P. J. Thermal Methods of Analysis: Principles, Applications and Problems. 1. Ed. London: Chapman and Hall, 1995, 286p.

LOU, Jia *et al*. Effects of high O contents on the microstructure, phase-transformation

behaviour, and shape-recovery properties of porous NiTi-based shape-memory alloys. **INIS: International Nuclear Information System**, [S. l.]: IAEA, [2025?]. Disponível em: https://inis.iaea.org/records/dh47y-0nc56. Acesso em: 25 ago. 2026.

LU, Jiaqi *et al*. Precipitate-induced stress field steering martensite nucleation in NiTi alloys fabricated by laser direct energy deposition. **Journal of Alloys and Compounds**, [S. l.], v. 1043, 184135, 2025. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184135. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092583882505282X. Acesso em: 25 ago. 2026.

MA, Guangyi *et al*. Effect of heat treatment on microstructure, phase transformation behavior and shape memory effect of NiTi shape memory alloy manufactured by additive manufacturing. **Journal of Alloys and Compounds**, [S. l.], v. 1035, 180290, 2025. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180290. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838825029019. Acesso em: 25 ago. 2026.

MAGELA, J.O. Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas Ni-Ti com efeito memória de forma. 2010. 104f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) Rede Temática em Engenharia de Materiais - UEMG, 2010.

PERKIN ELMER. DSC 8000. São Paulo, 2021. Disponível em: <http: http://www.perkinelmer.com.br>. Acesso em: 05/01/2021.

PEZARINI, R.R. Aplicação de técnicas fototérmicas para o estudo da transição de fase de primeira ordem na liga NiTi. 2011. 76f. Dissertação (Mestrado em Física) UEM, Maringá, 2011.

RABELLO, I. P.; CATÃO, C. D. S.; RABELLO, G. P.; FOOK, A. C. B. M.; FOOK, M. V. L. Estado Da Arte Das Ligas De Nitinol – Estudo Das Propriedades Físico-Químicas Para Aplicação Como Biomateriais. In: Congresso Latino-Americano de Órgãos Artificiais e Biomateriais, 2012, Natal.

REIS, W.P. Caracterização De Ligas De Níquel – Titânio Para Ortodontia. 2004. 144f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2001.

SANTOS, C. M. L. Ligas Ni-Ti Ricas Em Ni Tratamento Térmico, Termomecânico E Efeito De Micromemória De Forma. 2006. 156f. Tese (Doutorado em Ciências) Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

VECHIETTI, F. A. Estudo Das Temperaturas De Transformação De Fases E Da Caracterização Da Superfície Da Liga NiTi Submetida A Diferentes Tratamentos Térmicos Para Aplicação Em Órtese Metálica. 2012. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Escola de Engenharia - UFRGS, Porto Alegre, 2012.

WIGGERS, W. S. Estudo Sobre A Influência Do Tratamento Térmico Na Superelasticidade De Fios De Nitinol. 2007. 78f. Trabalho de Conclusão (Graduação em Engenharia de Materiais) UFSC, Florianópolis, 2007.

WIGGERS, W. S. Efeito Do Tempo De Tratamento Térmico De Fios De Niti Conformados A Frio Na Temperatura Final De Transformação Austenítica. 2011. 109f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais) UFSC, Florianópolis, 2011.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

**45º SENAFOR**

***29th International Forging Conference***
***15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas - CICC / 12º Congresso do BrDDRG***
***15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis - RENOMAT***
***4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura - INOVMAT*Hotel**
**Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 1-3, 2025**

# Análise Comparativa entre os Processos WLAM e WAAM na Manufatura Aditiva com Arame Utilizando ER 310

Carlos Antônio Ferreira[1]
Lirio Schaeffer[2]
Anderson Daleffe[3]
Henrique Cechinel Casagrande [4]
Gilson De March[5]
Jamile Thõn Langdehn [6]
Jovani Castelan [7]

**Resumo:** A Manufatura Aditiva (MA) por alimentação de arame tem se destacado como uma alternativa eficiente para a fabricação e recuperação de componentes metálicos de grande porte, oferecendo elevadas taxas de deposição e reduzido desperdício de material. Dentre as tecnologias disponíveis, os processos Wire Laser Additive Manufacturing (WLAM) e Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) apresentam características distintas em relação à fonte de energia, aporte térmico e microestrutura resultante. Neste trabalho, realizou-se uma análise comparativa entre depósitos produzidos pelos processos WLAM e WAAM utilizando o ER 310 como material de adição. As amostras foram caracterizadas por espectrometria de emissão óptica (OES), microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura acoplada à espectroscopia por dispersão de energia (MEV/EDS) e ensaios de dureza

[1]Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: carlos.ferreira@satc.edu.br
[2] Professor da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. E-mail: schaefer@ufrgs.br
[3] Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Criciúma, Santa Catarina, Brasil. E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Doutorando em Engenharia Metalúrgica. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, Santa Catarina, Brasil. E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com
[5] Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: gilson.march@satc.edu.br
[6] Doutoranda em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: jamile.thon@satc.edu.br
[7] Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: jovani.castelan@satc.edu.br

Vickers (HV). Os resultados da análise química demonstraram composição compatível com o consumível utilizado, enquanto as avaliações microestruturais evidenciaram diferenças significativas decorrentes das distintas condições térmicas de processamento. Os depósitos produzidos por WLAM apresentaram microestrutura mais refinada e homogênea em razão das maiores taxas de resfriamento associadas ao processo a laser, enquanto os produzidos por WAAM exibiram microestrutura mais grosseira e maior influência dos ciclos térmicos sucessivos. As medições de dureza revelaram valores superiores para os depósitos obtidos por WLAM, refletindo o refinamento microestrutural observado. Os resultados obtidos demonstram que a escolha do processo de MA exerce influência direta sobre a composição final, microestrutura e dureza dos depósitos produzidos. Dessa forma, o estudo contribui para a compreensão dos efeitos dos parâmetros de processamento na qualidade e desempenho de revestimentos e componentes fabricados por tecnologias aditivas baseadas em alimentação de arame, fornecendo subsídios para a seleção do processo mais adequado em aplicações sujeitas ao desgaste abrasivo.

**Palavras Chaves:** Manufatura aditiva, WLAM, WAAM, Microestrutura.

## 1. Introdução

A rápida evolução das tecnologias de fabricação transformou significativamente o projeto e a produção de componentes de engenharia nas últimas décadas [1, 5]. Nesse cenário, a Manufatura Aditiva (MA) consolidou-se como uma das abordagens mais inovadoras, permitindo a fabricação de componentes metálicos com forma próxima à final (near-net-shape) diretamente a partir de modelos digitais tridimensionais, por meio da deposição sucessiva de camadas de material [6, 10]. Ao contrário dos processos convencionais de manufatura subtrativa, nos quais o material é removido de um bloco sólido, a MA reduz substancialmente o desperdício de matéria-prima, ao mesmo tempo em que oferece maior liberdade geométrica, tempos de produção mais curtos, menores requisitos de ferramental e alta flexibilidade para fabricar componentes personalizados [11, 13].

A MA tem o potencial de revolucionar o cenário global de manufatura e logística [5], posicionando-se como tecnologia estratégica para a Indústria 4.0 e impulsionando a manufatura digital, a produção descentralizada e a fabricação de geometrias complexas que seriam extremamente difíceis, ou mesmo impossíveis, de produzir por processos tradicionais como fundição, forjamento e usinagem [6,14, 17]. O uso de materiais metálicos na MA contribui ainda para a redução de custos e a mitigação do impacto ambiental, ao economizar significativamente material e energia durante a produção [19].

A manufatura aditiva de metais experimentou crescimento notável tanto no âmbito industrial quanto científico, principalmente devido à sua capacidade de produzir componentes estruturais com propriedades mecânicas sob medida e alta eficiência de utilização de material. Atualmente, essas tecnologias são empregadas em inúmeros setores, incluindo aeroespacial, automotivo, geração de energia, mineração, biomédico, óleo e gás, naval e ferramentaria [18, 30]. Dependendo da fonte de energia empregada e do método de alimentação da matéria-prima, diversos processos foram desenvolvidos, entre os quais se

destacam a Fusão em Leito de Pó (PBF), a Deposição de Energia Direcionada (DED), o Jateamento com Aglutinante (BJ), a Extrusão de Material (ME) e a Laminação de Folhas [29, 36].

Dentro da categoria DED, os processos alimentados por arame têm atraído atenção crescente devido às suas altas taxas de deposição, à capacidade de fabricar componentes de grande escala, restaurar superfícies desgastadas, aplicar revestimentos funcionais e produzir peças *near-net-shape* com alta produtividade [7, 9, 37, 41]. Entre essas tecnologias, a Manufatura Aditiva por Arco e Arame (WAAM —*Wire and Arc Additive Manufacturing*), também designada Deposição de Energia Direcionada por Arco e Arame (WA-DED), tornou-se uma das técnicas mais amplamente investigadas, em razão de suas altas taxas de deposição, do custo relativamente baixo dos equipamentos e de sua adequação à fabricação de componentes de grande escala e geometricamente complexos [10, 14, 42, 44].

Seu funcionamento assemelha-se ao da soldagem multipasse [15], particularmente no que se refere ao comportamento de solidificação e aos ciclos térmicos [16], conforme a definição da ASTM, que descreve a MA como um processo de consolidação de material para criar objetos a partir de modelos tridimensionais, tipicamente por construção camada por camada [17,18].

Outro aspecto que reforça o potencial industrial da MA é a ampla gama de materiais processáveis por essa rota. Estudos recentes demonstraram a aplicação bem-sucedida da WAAM na fabricação de componentes com aços de baixo carbono [45, 48], aços de alta resistência e baixa liga [49, 51], aços para revestimento duro (hardfacing) [52, 54], aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos [55, 61], ligas à base de níquel [62, 63], ligas de titânio [64, 65] e ligas de alumínio [66, 67].

Além da produção de componentes monolíticos, a MA tem sido explorada na fabricação de estruturas bimetálicas e multimateriais, permitindo combinar diferentes ligas em regiões específicas de um componente para otimizar propriedades como resistência ao desgaste, resistência à corrosão, tenacidade e desempenho em altas temperaturas [31, 38, 68, 70]. A integração da MA com processos subsequentes de conformação mecânica, como o forjamento a quente, também demonstrou potencial para reduzir defeitos internos, promover o refino microestrutural e melhorar significativamente as propriedades mecânicas finais dos componentes [13,14, 52, 54, 71, 73]. Paralelamente, abordagens híbridas que combinam a manufatura aditiva com processos avançados de soldagem, notadamente os sistemas de deposição de arco duplo em configuração tandem, nos quais duas fontes de arco operam de forma sincronizada, ampliaram ainda mais as possibilidades tecnológicas da deposição alimentada por arame, elevando as taxas de deposição, melhorando a estabilidade da transferência de metal e aumentando a produtividade na fabricação de componentes de grande escala [74, 77].

A fabricação de aços inoxidáveis permanece, contudo, um desafio industrial relevante, particularmente devido à dificuldade de usinagem dessas ligas austeníticas de alto valor, causada pelo seu pronunciado endurecimento por deformação e baixa condutividade térmica [20, 21]. Os aços inoxidáveis austeníticos destacam-se por sua combinação única de propriedades, como alta resistência tanto a temperaturas elevadas quanto criogênicas [22, 24], rápido endurecimento por deformação, excelente ductilidade, boa absorção de energia e forte resistência à corrosão e à degradação ambiental [25, 26], o que

os torna amplamente empregados nos setores petroquímico [27], de turbinas a gás, automotivo, médico, construção civil [28], marítimo, offshore [29] e aeroespacial [30].

Em particular, o aço inoxidável austenítico 310 distingue-se por seus elevados teores de cromo e níquel, que proporcionam alta resistência à tração, excelente resistência à oxidação e à corrosão em altas temperaturas e à fluência, permitindo uso eficiente em aplicações de até aproximadamente 1050 °C, [31]. Essas características tornam o material amplamente empregado em componentes de fornos industriais, queimadores, trocadores de calor, sistemas de exaustão, equipamentos petroquímicos, instalações de geração de energia e aplicações metalúrgicas sujeitas a temperaturas elevadas e ambientes agressivos.

Apesar disso, a maioria das investigações sobre aços inoxidáveis austeníticos processados por MA concentrou-se nas séries 304, 308 e 316 [32, 47], enquanto o aço 310, especialmente no que se refere às suas características microestruturais específicas e à anisotropia mecânica, permanece pouco explorado.

No que tange às propriedades mecânicas dos componentes austeníticos produzidos por WAAM, sua compreensão é crítica para garantir desempenho confiável em aplicações sensíveis à segurança. Estudos anteriores destacaram diversos fatores que afetam essas propriedades, incluindo a estrutura de grãos [48, 51], as geometrias de dendritas [52], a presença da fase δ - ferrita [53], a densidade de discordâncias [54, 55], as inclusões [56] e as trincas [57, 59]. Segundo Siddiqui et al. [60], outros aspectos relevantes incluem a delaminação causada por segregação entre trilhas adjacentes [61] e a precisão geométrica [62].

Embora alguns estudos já tenham abordado a microestrutura e defeitos como microtrincas e segregações [63], permanecem lacunas significativas na compreensão detalhada da correlação entre condições específicas de deposição, taxas de resfriamento e o comportamento mecânico anisotrópico do aço inoxidável 310 fabricado por WAAM. As investigações existentes relatam, de forma consistente, uma microestrutura de solidificação predominantemente colunar e direcional, com grãos colunares, descontinuidades entre camadas e porosidade da ordem de 0,89%, além de crescimento epitaxial com subestrutura dendrítica austenítica contendo ferrita eutética alongada em regiões interdendríticas e contornos de grão, associadas à redução das propriedades mecânicas, sobretudo na direção paralela aos cordões [56, 60]. Tais achados, embora relevantes, reforçam a necessidade de investigações que integrem caracterização microestrutural, por microscopia óptica e eletrônica, e análise quantitativa da anisotropia mecânica em múltiplas orientações de deposição, áreas ainda pouco exploradas na literatura para essa liga.

Paralelamente, o elevado aporte térmico característico dos processos baseados em arco elétrico frequentemente resulta em extensas zonas afetadas pelo calor, maior diluição com o substrato, tensões residuais elevadas, distorções dimensionais significativas e microestruturas relativamente grosseiras, fatores que podem comprometer tanto a precisão dimensional quanto o desempenho mecânico dos componentes fabricados [83, 86].

Consequentemente, esforços científicos e tecnológicos consideráveis têm sido direcionados ao desenvolvimento de processos capazes de combinar a

alta produtividade da deposição alimentada por arame com o controle térmico preciso proporcionado por fontes de energia a laser [87, 90]. Nesse contexto, a Manufatura Aditiva a Laser com Arame (WLAM — Wire Laser Additive Manufacturing), também denominada Deposição de Energia Direcionada com Arame a Laser, emergiu como alternativa altamente promissora, ao integrar as vantagens da tecnologia a laser com os benefícios operacionais dos processos alimentados por arame.

Nesse processo, um feixe de laser altamente concentrado gera uma poça de fusão localizada, enquanto um arame metálico é continuamente alimentado na zona de interação, formando camadas depositadas sucessivas que constituem o componente final [87, 89, 92]. Comparada aos processos baseados em arco elétrico, a WLAM proporciona maior densidade de energia, maior estabilidade do processo, menor aporte térmico, níveis reduzidos de diluição, zonas afetadas pelo calor mais estreitas e precisão dimensional superior.

Além disso, as características altamente localizadas da fonte de calor promovem solidificação mais fina, melhor qualidade metalúrgica e menor distorção do componente, tornando a WLAM particularmente atrativa para a fabricação de peças que exigem alta precisão dimensional e excelentes propriedades mecânicas [87, 91, 93, 95]. Avanços recentes em fontes de laser, sistemas robóticos multi-eixos, monitoramento em tempo real e estratégias de controle de processo, incluindo melhorias no controle da potência, na sincronização da alimentação do arame, no fornecimento do gás de proteção e no gerenciamento térmico, contribuíram para reduzir as instabilidades do processo e minimizar defeitos típicos da MA, tais como falta de fusão, porosidade, formação de gotas (balling), irregularidades geométricas e acúmulo de tensões residuais [87, 96, 98].

Investigações envolvendo ligas de titânio, aços inoxidáveis, superligas à base de níquel e ligas de alumínio demonstraram que a WLAM é capaz de produzir componentes com alta densidade, microestruturas refinadas e propriedades mecânicas comparáveis ou superiores às obtidas por processos convencionais. Revisões sistemáticas publicadas entre 2023 e 2026 indicam, no entanto, que os principais desafios atuais concentram-se no controle da transferência de metal do arame, na estabilização da interação laser-arame-substrato, na redução do acúmulo de tensões residuais em geometrias de grande escala e na compreensão da relação entre ciclos térmicos, textura cristalográfica e desempenho mecânico final. Investigam-se, ainda, estratégias híbridas envolvendo pré-aquecimento localizado, oscilação do feixe de laser, deposição com múltiplos arames, controle adaptativo de energia e tratamentos térmicos entre camadas, a fim de aumentar a produtividade sem comprometer a integridade metalúrgica dos componentes [87, 88, 92, 99].

Diante desse panorama, é evidente que, embora a WLAM tenha alcançado avanços significativos para diversas classes de materiais metálicos, a maioria dos estudos recentes concentrou-se em ligas de titânio, superligas à base de níquel e ligas de alumínio, enquanto relativamente poucas investigações abordaram aços inoxidáveis austeníticos refratários processados por deposição a laser alimentada por arame. Em particular, o aço inoxidável ER310 permanece amplamente inexplorado no contexto da WLAM, especialmente quando combinado com configurações tandem de arame duplo de alta produtividade, revelando uma importante lacuna científica e tecnológica

na literatura atual.

Adicionalmente, a comparação direta entre processos baseados em arco e a laser para essa liga específica permanece limitada, uma vez que os estudos disponíveis empregam predominantemente fontes de arco e alimentação de arame único, com parâmetros de construção, substratos, geometrias de tocha e estratégias de deposição bastante distintos entre si [56, 58, 60]. Essa heterogeneidade de configurações dificulta a identificação das reais contribuições da fonte de energia, arco ou laser, sobre a transferência de calor, a taxa de deposição, a geometria do cordão e os ciclos térmicos impostos ao material, e, por consequência, sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas resultantes [87, 88].

Nesse contexto, o presente estudo propõe uma investigação integrada da manufatura aditiva do aço inoxidável austenítico 310 por duas rotas distintas: a Manufatura Aditiva a Laser com Arame (WLAM), empregando configuração tandem com dois arames ER310 alimentados simultaneamente, e a Manufatura Aditiva por Arco e Arame (WAAM), com alimentação de arame único. O objetivo principal da adoção da configuração tandem na rota a laser é aumentar a taxa de deposição metálica e a produtividade do processo, mantendo estabilidade operacional e controle térmico adequados, aspectos essenciais para aplicações industriais de grande escala e para melhorar a viabilidade econômica da WLAM em componentes de maior volume.

Espera-se que a comparação sistemática entre as duas rotas permita avaliar como a densidade de energia da fonte, o aporte térmico, as taxas de resfriamento e a estratégia de alimentação de material condicionam a evolução microestrutural, a segregação química e a resposta mecânica anisotrópica da liga 310, contribuindo para o avanço do conhecimento sobre a fabricação aditiva de ligas de aço inoxidável de alto desempenho [1, 2].

Para caracterizar os depósitos produzidos por ambas as rotas, serão realizadas análises de espectrometria de emissão óptica (OES) para determinação da composição química, ensaios de microdureza Vickers para avaliação do comportamento mecânico local e análise metalográfica por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada à espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS) para investigar a morfologia, a evolução microestrutural e a distribuição elementar.

Adicionalmente, no caso da rota a laser, uma câmera termográfica será empregada para monitorar o comportamento térmico durante a deposição da parede, permitindo correlacionar os ciclos térmicos com a evolução microestrutural. A integração dessas técnicas de caracterização possibilitará correlacionar os parâmetros de processo, potência da fonte, velocidade de alimentação do arame, velocidade de deslocamento, aporte térmico e estratégia de deposição, com a composição química, a microestrutura, a estrutura cristalina e as propriedades mecânicas do aço inoxidável 310, contribuindo assim para avançar a compreensão da aplicação desse material em processos de deposição de alta produtividade e para subsidiar futuras melhorias de processo e aplicações industriais.

## 2. Materiais e Métodos

Este estudo investigou a manufatura aditiva do aço inoxidável austenítico ER310 por duas rotas complementares: a Manufatura Aditiva por Arco e Arame

(WAAM) com alimentação de arame único e a Manufatura Aditiva a Laser com Arame (WLAM) em configuração tandem de arame duplo. A deposição por WAAM foi realizada em uma plataforma robótica industrial, enquanto a deposição por WLAM empregou uma plataforma cartesiana de três eixos integrada a uma fonte de laser de alta potência. As subseções a seguir descrevem os materiais, os equipamentos, os parâmetros de processo e os procedimentos de caracterização adotados em cada rota.

### 2.1. Fabricação por WAAM

A deposição por WAAM foi realizada em um sistema composto por um robô industrial YASKAWA, acoplado a uma fonte de soldagem Lincoln Electric, conforme ilustrado na Figura 1. O arame de alimentação, fornecido pela Superfine, possuía diâmetro de 1,2 mm.

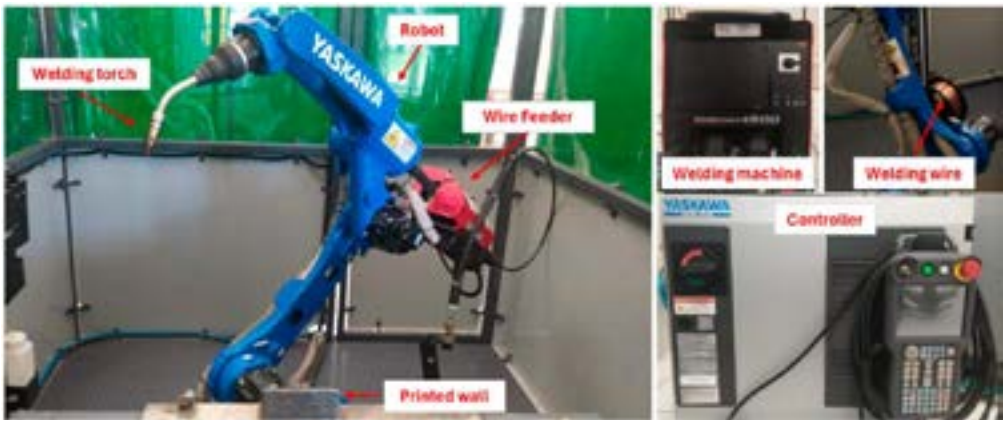



**Figura 1:** Robô industrial para manufatura aditiva.

Como substrato, utilizou-se uma placa de aço inoxidável AISI 310 com espessura de 6,14 mm, 75 mm de largura e 150 mm de comprimento. Durante a deposição, a tocha foi posicionada a 90° em relação à direção de deposição da trilha (eixo Y). Cada cordão foi depositado sequencialmente para formar trilhas contínuas, garantindo sobreposição adequada e altura de camada consistente ao longo de toda a estrutura.

### 2.2. Fabricação por WLAM-TANDEM

A deposição por WLAM foi realizada em uma plataforma robótica cartesiana de três eixos, na qual os eixos X, Y e Z correspondiam aos movimentos transversal, longitudinal e vertical, respectivamente. O sistema foi integrado a uma fonte de laser de alta potência acoplada à unidade de deposição, permitindo o controle preciso do processo de deposição de material. A programação de Controle Numérico Computacional (CNC) e o gerenciamento do processo foram realizados utilizando o software Mach3. O equipamento de manufatura aditiva foi fabricado na China e fornecido no Brasil pela Rohmes. Uma ilustração esquemática da configuração experimental adotada para o processo WLAM é apresentada na Figura 2.



Figura 2: Sistema de Manufatura Aditiva a Laser com Arame (WLAM).

Como substrato, utilizou-se uma placa de aço inoxidável 304 medindo 10 × 40 × 200 mm. Durante a manufatura aditiva, o cabeçote de deposição foi posicionado a um ângulo de inclinação de 30° em relação à direção de deposição (eixo Y), a fim de promover estabilidade geométrica e garantir a formação uniforme das camadas ao longo de toda a construção. A deposição de material foi realizada por meio da sobreposição sequencial de cordões adjacentes, produzindo trilhas contínuas ao longo do corpo de prova, ao mesmo tempo em que se assegurava fusão inter camadas adequadas e uniformidade dimensional. Uma estratégia de deposição em trilhas paralelas foi adotada para melhorar a distribuição de calor durante o processo de fabricação. Utilizaram-se dois arames ER310 de 1,2 mm alimentados simultaneamente na configuração TANDEM.

### 2.3. Preparação de Amostras

Os corpos de prova utilizados para as análises de caracterização foram extraídos da seção transversal perpendicular à direção de deposição dos cordões e submetidos a preparação metalográfica convencional, em ambas as rotas. O seccionamento das amostras foi realizado utilizando uma máquina de corte metalográfico equipada com sistema de resfriamento contínuo a água para evitar alterações microestruturais resultantes da geração de calor durante o processo de corte. Após o seccionamento, as amostras foram embutidas em resina polimérica para facilitar o manuseio e garantir maior estabilidade durante as etapas subsequentes de preparação da superfície.

A preparação metalográfica consistiu em lixamento sequencial com lixas abrasivas de carbeto de silício (SiC) de granulometrias 80, 120, 200, 320, 400, 600 e 1200 mesh. O acabamento superficial final foi obtido utilizando uma politriz Fortel PFL, com suspensão aquosa de alumina com tamanho médio de partícula de 1 μm. Para revelar os constituintes microestruturais e as fases presentes no depósito, as superfícies polidas foram quimicamente atacadas com o reagente de Vilella por 180 s, tanto para as análises por microscopia óptica (MO) quanto por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

### 2.4. Espectrometria de Emissão Óptica (OES)

A composição química do material depositado foi determinada por espectrometria de emissão óptica (OES) utilizando um espectrômetro BRUKER Q2 ION, configurado com potência de operação de 400 W e tempo de aquisição de 30 s. Para garantir condições analíticas adequadas, os corpos de prova foram previamente seccionados na máquina de corte metalográfico,

usinados em uma fresadora Romi U30 e, por fim, submetidos à preparação de superfície por lixamento usando uma retificadora Mello P36. Esses procedimentos foram realizados para obter uma região de análise uniforme, com acabamento superficial adequado, e minimizar a influência da rugosidade superficial nos resultados das medições. Antes das medições, o equipamento foi calibrado utilizando materiais de referência certificados com composições químicas conhecidas, garantindo a rastreabilidade, exatidão e confiabilidade dos valores obtidos. As análises químicas foram realizadas em conformidade com as recomendações das normas ASTM E415 [94], ASTM A751 [95], ASTM E1086 [96], ASTM E1251 [97] e ASTM E2994 [98]. Este ensaio foi conduzido em ambas as rotas.

### 2.5. Ensaio de Microdureza Vickers

A distribuição de dureza ao longo da seção transversal da parede fabricada foi determinada por ensaio de microdureza Vickers utilizando um microdurômetro SHIMADZU HMV-2TADW. Os ensaios foram conduzidos de acordo com as normas ASTM E384-22 [99] e ASTM E92-23 [100], utilizando uma carga de 4,903 N (HV0,5) e tempo de indentação de 10 s. As indentações foram realizadas em posições predefinidas ao longo da seção transversal da parede, cobrindo diferentes regiões e camadas da estrutura fabricada, com o objetivo de avaliar variações locais na resposta mecânica ao longo da altura de construção. Um espaçamento de 0,5 mm foi mantido entre indentações adjacentes para evitar interferência das zonas plasticamente deformadas geradas por indentações anteriores. Os valores resultantes foram utilizados para construir os perfis de microdureza e analisar a heterogeneidade microestrutural de cada processo.

### 2.6. Metalografia e Análise MEV/EDS

A caracterização microestrutural do material depositado foi realizada utilizando microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), em ambas as rotas. As análises de MEV/EDS foram conduzidas utilizando um sistema Zeiss EVO MA 10, equipado com filamento de tungstênio e operado a uma tensão de aceleração de 10 kV. As observações por microscopia óptica foram realizadas utilizando um microscópio Olympus SC30. Além das análises de microestrutura, o EDS foi empregado tanto em modo de mapeamento elementar quanto em análises pontuais, permitindo avaliar a distribuição espacial de Ni, Cr, Fe, Mn e Si e identificar fenômenos de segregação química nos contornos de grão e regiões interdendríticas.

### 2.7. Difração de Raios X (DRX)

Para a análise de difração de raios X (DRX), os corpos de prova da liga 310 foram inicialmente submetidos a limpeza sequencial em banho ultrassônico, permanecendo por 10 min em acetona, etanol e água deionizada, respectivamente. Após a preparação da superfície, os padrões de difração foram adquiridos utilizando um difratômetro Aeris, com radiação Cu Kα, em uma faixa angular de 15° a 135° (2θ), usando um passo de 0,02° e tempo de

aquisição de 50 s por passo. A identificação e comparação das fases cristalinas foram realizadas utilizando a Crystallography Open Database (COD), com a estrutura austenítica correspondente à COD 7204807 utilizada como referência.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção apresenta e discute os resultados obtidos para o aço inoxidável austenítico 310 fabricado pelas duas rotas investigadas. A abordagem segue a ordem de caracterização adotada no estudo: composição química, microdureza Vickers, metalografia (MO/MEV/EDS), difração de raios X e ensaios mecânicos de tração. Em cada tópico, os resultados são discutidos à luz da literatura e comparados entre as rotas WAAM e WLAM-TANDEM.

### 3.1. Análise Química por Espectrometria de Emissão Óptica (OES)

A análise da composição química do material ER310 produzido pelo processo WLAM (Tabela 1) revelou predominância de ferro (Fe), cromo (Cr) e níquel (Ni), com teores médios de 50,79%, 26,08% e 20,71%, respectivamente. As altas concentrações de Cr e Ni são características fundamentais do ER310, contribuindo para sua alta resistência à oxidação e corrosão em temperaturas elevadas, bem como promovendo a estabilidade da matriz austenítica. O teor de Cr de 26,08% está associado à formação e manutenção do caráter inoxidável do material, enquanto o teor de Ni de 20,71% contribui para a estabilização da austenita. A presença de 1,31% de Mn e 0,50% de Si está principalmente relacionada às características metalúrgicas e de processamento do metal de adição e também pode influenciar o comportamento da poça de fusão durante a deposição a laser. O carbono exibiu teor relativamente baixo (0,078%), reduzindo a probabilidade de formação excessiva de carbonetos de cromo e, consequentemente, de depleção localizada de cromo na matriz. Os teores de fósforo (0,021%) e enxofre (0,014%) também foram baixos, o que é favorável para a qualidade metalúrgica do material depositado.

| Element | wt.% |
|---|---|
| Carbon (C) | 0.078 |
| Silicon (Si) | 0.503 |
| Manganese (Mn) | 1.310 |
| Phosphorus (P) | 0.021 |
| Sulfur (S) | 0.014 |
| Chromium (Cr) | 26.08 |
| Molybdenum (Mo) | 0.107 |
| Nickel (Ni) | 20.71 |
| Iron (Fe) | 50.79 |

**Tabela 1.** Composição química da amostra de ER310 produzida por WLAM.

Os resultados demonstram que o processo WLAM preservou a composição química característica do ER310, sem alterações composicionais significativas resultantes do processamento. Na rota WAAM, a OES (Tabela 2) também confirmou teores típicos da liga, com aproximadamente 26,70% de Cr, 20,10% de Ni, 1,32% de Mn, 0,476% de Si, 0,14% de Mo e 0,12% de C, com o restante composto por Fe (51,14%). Essa análise foi realizada para validar de forma quantitativa e confiável os dados obtidos por EDS, que, devido às suas

limitações intrínsecas, pode carecer de precisão quantitativa, particularmente para elementos leves ou de baixa concentração.

| Elements | Values |
|---|---|
| Carbon (C) | 0.120 |
| Silicon (Si) | 0.476 |
| Manganese (Mn) | 1.320 |
| Chromium (Cr) | 26.70 |
| Nickel (Ni) | 20.10 |
| Molybdenum (Mo) | 0.140 |
| Iron (Fe) | 51.144 |

**Tabela 2.** Composição química da peça de aço inoxidável AISI 310 produzida por WAAM.

A análise química de depósitos homogêneos de ER310 reportados na literatura mostrou teores de Cr entre 26,58 e 27,00% e teores de Ni entre 19,30 e 20,10% [93,94,95,63], indicando que a composição característica da liga foi preservada após a deposição em ambas as rotas. As variações observadas ao longo da altura dos depósitos são atribuídas principalmente à diluição com o substrato, AISI 310 na WAAM e AISI 304 na WLAM-TANDEM, mais significativa nas camadas inferiores, enquanto as regiões superiores apresentaram composição mais representativa do ER310.

### 3.3. Ensaio de Microdureza Vickers

A Figura 3 apresenta o perfil de microdureza Vickers (HV) obtido ao longo da seção transversal da parede de aço inoxidável ER310 produzida por WLAM. Os valores permaneceram relativamente homogêneos ao longo da distância analisada, variando aproximadamente de 172 a 192 HV, com valor médio de 182 ± 5,7 HV. A baixa dispersão observada indica uma distribuição uniforme das propriedades mecânicas dentro da região avaliada, sugerindo estabilidade térmica durante a deposição e ausência de variações microestruturais significativas entre as diferentes camadas depositadas. A manutenção de valores de dureza abaixo de 200 HV é consistente com o comportamento típico de aços inoxidáveis austeníticos ricos em cromo e níquel, como o ER310, que exibem alta tenacidade e resistência à corrosão associadas a níveis moderados de dureza.

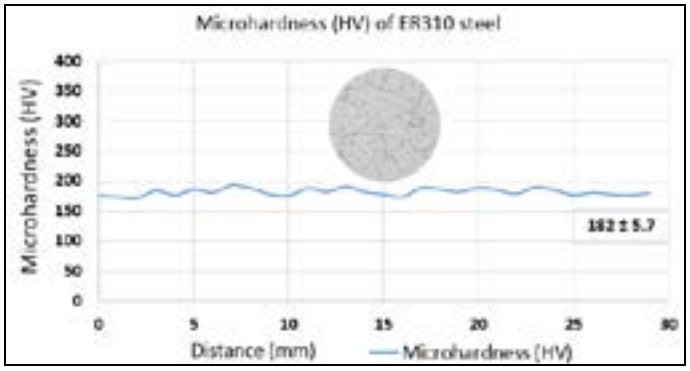



**Figura 3.** Perfil de microdureza Vickers da amostra de ER310 produzida por WLAM.

Os resultados obtidos no presente estudo podem ser comparados com os reportados na literatura. De March et al. [101] produziram amostras de ER310 por WAAM e relataram dureza média de 191 ± 8 HV; Casagrande et al. [102]

obtiveram 194 ± 5 HV por WAAM/GMAW; e Ferreira et al. [103], empregando TANDEM dissimilar ER310 + ER70S-6, registraram 233 ± 20 HV. Em comparação, a dureza média de 182 ± 5,7 HV obtida por WLAM foi ligeiramente inferior às rotas WAAM homogêneas (diferença de aproximadamente 9 a 12 HV, correspondendo a uma redução de 4,7 a 6,2%), porém permanece dentro da faixa esperada para o ER310 austenítico, indicando que tanto processos baseados em arco quanto a laser são capazes de preservar as características metalúrgicas típicas dessa liga.

### 3.4. Metalografia e Análise MEV/EDS - Rota WLAM-TANDEM

A Figura 4 apresenta a microestrutura do aço inoxidável ER310 produzido por manufatura aditiva a laser de arame duplo, revelando a formação de grãos poligonais com diferentes tamanhos e orientações. A solidificação rápida característica do processo resulta em uma distribuição heterogênea de tamanho de grão, com regiões contendo grãos relativamente finos intercaladas com áreas de grãos mais grosseiros. Essa variação está diretamente relacionada às condições térmicas locais durante a deposição, como gradientes de temperatura e taxas de resfriamento, que influenciam a nucleação e o crescimento dos cristais. A presença de contornos de grão bem definidos indica uma estrutura policristalina típica, cuja morfologia afeta diretamente propriedades mecânicas como resistência, dureza e ductilidade.

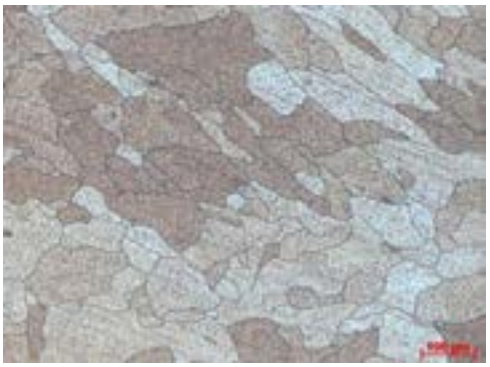


**Figura 4.** Microestrutura do aço inoxidável ER310 produzido por WLAM de arame duplo com ampliação de 100×.

A Figura 5 apresenta a micrografia obtida por MEV, com pontos específicos selecionados para análise por EDS (EDS 1 a EDS 4), correspondendo a regiões distintas na superfície do aço inoxidável ER310. A

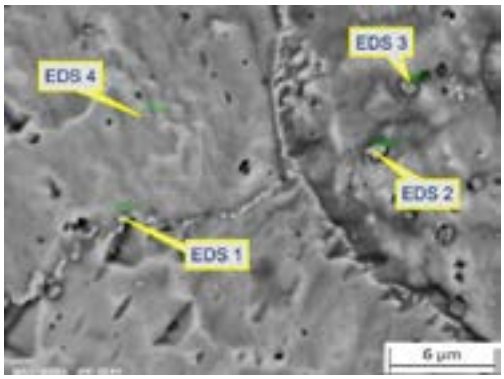



**Figura 5.** Análises pontuais de EDS em diferentes regiões da microestrutura do aço inoxidável ER310 produzido por manufatura aditiva.

No ponto EDS 1, observa-se uma composição típica da matriz austenítica, com teores equilibrados de cromo (27,07%), níquel (20,01%) e ferro (50,58%). A ausência de oxigênio indica uma região livre de óxidos. No ponto EDS 2, observa-se um aumento significativo de cromo (31,78%) e manganês (7,18%), acompanhado pela presença de oxigênio (12,88%), sugerindo a formação de óxidos ou precipitados enriquecidos nesses elementos nos contornos de grão. O ponto EDS 3 reforça essa tendência, exibindo concentrações ainda maiores de cromo (33,80%) e manganês (11,83%), juntamente com alto teor de oxigênio (23,48%), indicando segregação pronunciada e a possível formação de fases secundárias ou óxidos complexos. Por fim, o EDS 4 apresenta uma composição semelhante à do EDS 1, com distribuição relativamente homogênea de cromo (25,92%), níquel (19,67%) e ferro (52,54%), novamente sem oxigênio detectável, caracterizando uma região estável da matriz metálica. Assim, enquanto parte da microestrutura mantém a composição típica da liga, outras regiões exibem enriquecimento localizado em cromo, manganês e oxigênio, indicando segregação química e formação de óxidos nos contornos de grão.

A caracterização microestrutural é fundamental para compreender a relação entre os ciclos térmicos inerentes à WLAM e as propriedades finais do ER310. Durante a deposição camada por camada, o material passa por ciclos sucessivos de fusão e ressolidificação, gerando altos gradientes térmicos e taxas de resfriamento que governam a nucleação, o crescimento de grãos e a redistribuição de elementos de liga. Consequentemente, a microestrutura resultante tende a exibir heterogeneidade local, variações no tamanho de grão e fenômenos de segregação química, particularmente nos contornos de grão, os quais influenciam diretamente a resistência mecânica, a dureza e o comportamento frente à corrosão [30]. No caso do ER310, cujos altos teores de cromo (24–26%) e níquel (19–22%) promovem a estabilidade da fase austenítica mesmo sob resfriamento rápido, a solidificação geralmente resulta em uma matriz predominantemente austenítica acompanhada de redistribuição elementar localizada. A partição de elementos como Cr, Mn e Si entre a matriz e regiões interdendríticas ou contornos de grão é consequência direta da solidificação fora do equilíbrio e pode resultar na formação de precipitados e óxidos localizados, sem necessariamente comprometer a estabilidade global da fase austenítica. Embora altas concentrações de Cr sejam desejáveis, a segregação localizada pode produzir regiões adjacentes empobrecidas em Cr, aumentando a suscetibilidade à corrosão intergranular quando associada à precipitação de fases secundárias ou carbonetos ricos em Cr.

### 3.4.2. Rota WAAM

Comparativamente, o crescimento de grãos colunares observado nas Figuras 6 e 7 (rota WAAM) é típico de processos de deposição a arco, devido ao forte gradiente térmico e à direção de solidificação preferencial [9]. Essa microestrutura pode induzir anisotropia nas propriedades mecânicas, conforme corroborado pelos resultados de tração (Seção 3.6). A presença de segregações nos contornos de grão, sugerida por variações de contraste e análises de EDS, pode afetar negativamente a resistência à corrosão e a ductilidade do material [66, 67]. Comparado a outros estudos envolvendo aço

inoxidável austenítico fabricado por WAAM [68, 70], os resultados confirmam que as condições térmicas e de resfriamento durante a deposição são decisivas para a microestrutura resultante. Em particular, estima-se que as taxas de resfriamento durante a WAAM do AISI 310 podem variar de aproximadamente 200 a 1130 K/s, dependendo dos parâmetros de processo e da geometria, o que é consistente com as estruturas dendríticas refinadas e colunares observadas [9].



**Figura 6.** Análise metalográfica do aço inoxidável austenítico 310 produzido por WAAM com ampliação de 200×.



**Figura 7.** Análise metalográfica do aço inoxidável austenítico 310 produzido por WAAM com ampliação de 1000×.

A Figura 8 apresenta o mapeamento elementar por EDS da superfície do AISI 310 produzido por WAAM, destacando a distribuição de Cr, Fe e Ni. A análise revela uma distribuição homogênea dos elementos na escala micrométrica. O cromo, elemento-chave na formação do filme passivo e, consequentemente, na resistência à corrosão, estava uniformemente disperso por toda a área analisada, sugerindo a ausência de zonas depletadas de cromo. O ferro, elemento principal da matriz, também exibiu distribuição uniforme, corroborando a estabilidade estrutural da liga. Embora o mapeamento de níquel tenha mostrado leves variações de intensidade, não se observou segregação significativa ou acúmulo localizado do elemento. Essa observação está alinhada com os resultados de EDS por ponto, nos quais a quantificação de níquel produziu valores ligeiramente subestimados em algumas regiões; contudo, quando analisados em conjunto com os dados de mapeamento, esses desvios parecem resultar de limitações analíticas locais, e não de micro segregação real.

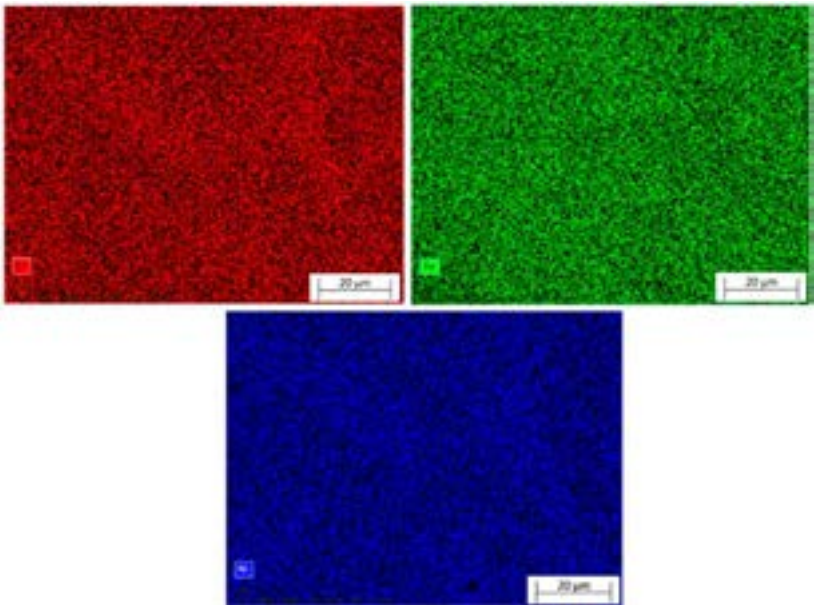


**Figura 8.** Análise de microscopia eletrônica de varredura (mapeamento EDS) do aço inoxidável austenítico 310 fabricado por WAAM.

A homogeneidade composicional observada indica que, apesar das anisotropias intrínsecas do processo WAAM, como texturas colunares ou gradientes térmicos entre camadas, o processo de deposição garantiu fusão e mistura eficazes entre cordões adjacentes. Resultados semelhantes foram relatados por Rahimi et al. [63, 76], que demonstraram que, apesar das complexidades térmicas inerentes à WAAM, a distribuição de Cr e Ni permanece estável quando os parâmetros de processo são adequadamente otimizados. Portanto, os resultados do mapeamento de EDS confirmam a preservação da matriz austenítica e a uniformidade química global do material, ambos críticos para o desempenho mecânico e a resistência à corrosão do aço inoxidável 310 depositado por WAAM.

## 4. CONCLUSÕES

Este estudo investigou de forma integrada a manufatura aditiva do aço inoxidável austenítico ER310 por duas rotas complementares, a Manufatura Aditiva por Arco e Arame (WAAM, arame único) e a Manufatura Aditiva a Laser com Arame (WLAM) em configuração TANDEM de arame duplo, permitindo comparar diretamente o efeito da fonte de energia e da estratégia de alimentação sobre a composição química, a microestrutura e o comportamento mecânico da liga. Os principais resultados podem ser sintetizados como segue.

Composição química e estabilidade metalúrgica. Ambas as rotas preservaram as características químicas da liga. A OES - Espectrometria de Emissão Óptica, confirmou, na WLAM-TANDEM, teores de 26,08% de Cr, 20,71% de Ni e 50,79% de Fe, e, na WAAM, 26,70% de Cr, 20,10% de Ni e 51,14% de Fe, valores consistentes com a especificação nominal do ER310 e dentro da faixa reportada na literatura (Cr entre 26,58% e 27,00%; Ni entre 19,30% e 20,10%). A matriz austenítica foi preservada em ambos os processos, com a diluição com o substrato (AISI 310 na WAAM e AISI 304 na WLAM) restrita às camadas inferiores.

Microestrutura e comportamento térmico. A termografia da rota WLAM revelou alta densidade de energia, com temperatura de pico de aproximadamente 1733 °C e gradiente térmico longitudinal de ~1730 °C a ~720 °C ao longo de 100 mm, condição que favorece a solidificação direcional. A caracterização por MO, MEV e EDS evidenciou, na WLAM, grãos poligonais com distribuição heterogênea de tamanho e segregação localizada de Cr, Mn e O nos contornos de grão, associada à formação de óxidos e precipitados.

Dureza, a rota WLAM-TANDEM apresentou microdureza média de 182 ± 5,7 HV, ligeiramente inferior à da WAAM (191–194 HV), mas com menor dispersão, indicando maior uniformidade microestrutural. Todos os valores permaneceram abaixo de 200 HV, coerentes com o comportamento típico de aços austeníticos ricos em Cr e Ni.

Propriedades mecânicas e anisotropia, ambas as rotas exibiram comportamento mecânico anisotrópico, porém com respostas distintas. A WLAM-TANDEM apresentou maior limite de escoamento em todas as orientações (323 a 345 MPa) e resistência à tração máxima de 372 a 434 MPa, com o melhor desempenho a 0° (345 MPa e 434 MPa), enquanto a ductilidade foi substancialmente reduzida (3,1 a 4,82%). A WAAM, por sua vez, apresentou valores inferiores de limite de escoamento (198 a 280 MPa, com o menor valor a 0°, abaixo do mínimo normativo de 205 MPa) e de resistência máxima (320–430 MPa), mas ductilidade consideravelmente superior (11,5 a 15%) e melhor desempenho a 90°. De modo geral, o material produzido por WLAM mostrou maior resistência, porém menor capacidade de deformação plástica, ao passo que o material produzido por WAAM apresentou maior ductilidade em detrimento da resistência. Em ambos os casos, as propriedades ficaram abaixo dos valores de referência do AISI 310 convencional (chapa e forjado), o que se atribui à porosidade, às interfaces entre camadas, às heterogeneidades microestruturais e à segregação elementar.

Considerações finais, os resultados demonstram que tanto a WAAM quanto a WLAM-TANDEM são capazes de produzir depósitos de ER310 com composição preservada e microestrutura austenítica, mas que o desempenho final é fortemente condicionado pelas características do aporte térmico e da dinâmica de solidificação inerentes a cada fonte de energia. O material depositado por laser apresentou vantagens em resistência mecânica e uniformidade de dureza, enquanto o processo a arco destacou-se pela maior ductilidade. Esses achados reforçam a necessidade de estratégias de controle de processo, como ajuste de potência, otimização da velocidade de deposição, gerenciamento térmico entre camadas e monitoramento em tempo real, para mitigar defeitos e a anisotropia, ampliando a confiabilidade e a aplicabilidade industrial dessa tecnologia em componentes estruturais submetidos a carregamento multidirecional.

## 5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Centro Universitário – UNISATC pelo apoio a pesquisa através do uso de sua estrutura de laboratórios, a Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS pelo apoio através do acesso a rede de pesquisadores, e a Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação do Estado de Santa Catarina – FAPESC pelo apoio financeiro na compra de equipamentos e insumos para pesquisa.

## 6. REFERÊNCIAS


1. Frazier, W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review. *J. Mater. Eng. Perform.* 2014, *23*, 1917–1928.
2. Moreira, É.A.; Bomfim, M.H.S.; Liberato, F.M. A evolução da fabricação: Comparação e sinergia entre manufatura aditiva e subtrativa. *Res. Soc. Dev.* 2025, *14*, e9114548869.
3. Cunningham, C.R.; Flynn, J.M.; Shokrani, A.; Dhokia, V.; Newman, S.T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. Addit. Manuf. 2018, 22, 672–686.
4. Zhang, T.; Li, H.; Gong, H.; Wu, H.; Ahmad, A.S.; Chen, X. Effect of rolling force on tensile properties of additively manufactured Inconel 718 at ambient and elevated temperatures. J. Alloys Compd. 2021, 884, 161050.
5. Rahimi, A.; Yazdizadeh, M.; Ara, M.V.; Pouranvari, M. CMT wire-arc additive manufacturing of 310 austenitic stainless steel: Microstructure–properties relationships. J. Mater. Res. Technol. 2025, 35, 881–891.
6. Lee, J.; Lee, C.; Kim, D. Repair of damaged parts using wire arc additive manufacturing in machine tools. J. Mater. Res. Technol. 2022, 16, 13–24.
7. Jeffus, L.F. Welding and Applications; Cengage Learning: Boston, MA, USA, 1997.
8. Zhang, C.; Li, Y.; Gao, M.; Zeng, X. Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source. Mater. Sci. Eng. A 2018, 711, 415–423.
9. Rodrigues, T.A.; Duarte, V.; Miranda, R.M.; Santos, T.G.; Oliveira, J. Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). Materials 2019, 12, 1121.
10. Campatelli, G.; Montevecchi, F.; Venturini, G.; Ingarao, G.; Priarone, P.C. Integrated WAAM-subtractive versus pure subtractive manufacturing approaches: An energy efficiency comparison. Int. J. Precis. Eng. Manuf. Technol. 2020, 7, 1–11.
11. Tabernero, I.; Paskuala, A.; Álvarezb, P.; Suárezcb, A. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturing. In Proceedings of the CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machining, Bilbao, Spain, 20 April 2018; Volume 68, pp. 358–362.
12. Yan, L.; Chen, Y.; Liou, F. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition. Addit. Manuf. 2020, 31, 100901.
13. Ferreira, C.; Schaeffer, L.; Daleffe, A.; Castelan, J.; Casagrande, H.; March, G.M.A. Hybrid Manufacturing Process and Hot Forging: Preform Manufacturing Through Localized Melting Material Deposition Using UTP AF DUR 600 Wire. RGSA J. Soc. Environ. Manag. 2025, 19, e012427.
14. Casagrande, H.C.; Daleffe, A.; Ferreira, C.A.; Milanez, A.; March, G.; Schaeffer, L. Additive Manufacturing in the Forging Process: Preform Manufacturing Through Localized Melting Material Deposition Using Low Carbon Wire. RGSA J. Soc. Environ. Manag. 2025, 19, e012422.
15. Casagrande, H.C.; Daleffe, A.; Ferreira, C.; Fritzen, D.; March, G.; Castelan, J. Processo de fabricação de peças metálicas por manufatura aditiva com fusão localizada de aços baixa liga. Open Sci. Res. 2023, 11, 997–1008.

16. Li, K.; Chen, W.; Gong, N.; Pu, H.; Luo, J.; Zhang, D.Z.; Murr, L.E. A critical review on wire-arc directed energy deposition of high-performance steels. J. Mater. Res. Technol. 2023, 24, 9369–9412.
17. Kumar, S.A.; Prasad, R.V.S. Chapter 2—Basic Principles of Additive Manufacturing: Different Additive Manufacturing Technologies. In Additive Manufacturing. A Tool for Industrial Revolution 4.0; Woodhead Publishing Reviews: Mechanical Engineering Series; Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2021; pp. 17–35.
18. ASTM International F2792-12A; Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2012; pp. 918–928.
19. Uralde, V.; Veiga, F.; Aldalur, E.; Suarez, A.; Ballesteros, T. Symmetry and Its Application in Metal Additive Manufacturing (MAM). Symmetry 2022, 14, 1810.
20. Korkut, I.; Kasap, M.; Ciftci, I.; Seker, U. Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. Mater. Des. 2004, 25, 303–305.
21. Pixer, F.; Arnoldt, A.; Unger, M.; Scneider-Broskamp, C.; Bharadwaj, K.; Mayrhofer, F.; Gradinger, R.; Klein, T. On the viability of in-situ alloying via process gas mixtures in wire arc directed energy deposition of austenitic stainless steel. J. Mech. Work. Technol. 2025, 337, 118738.
22. Kou, S. Welding Metallurgy, 2nd ed.; John Wiley & Sons Incorporated: Hoboken, NJ, USA, 2003.
23. Lippold, J.C. Welding Metallurgy and Weldability; Ohio State University: Columbus, OH, USA, 2015.
24. Li, J.; Yi, M.; Wu, H.; Fang, Q.; Liu, Y.; Liu, B.; Zhou, K.; Liaw, P.K. Fine-grain-embedded dislocation-cell structures for high strength and ductility in additively manufactured steels. Mater. Sci. Eng. A 2020, 790, 139736.
25. Gardner, L.; Talja, A.; Baddoo, N.R. Structural design of high-strength austenitic stainless steel. Thin-Walled Struct. 2006, 44, 517–528.
26. ASM Specialty Handbook: Stainless Steels; ASM International: Materials Park, OH, USA, 1994.
27. Sousa, J.M.B.A. Influência dos elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex e superduplex utilizados na indústria do petróleo: Uma revisão. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Brasil, 2021. Disponível online: https://repositorio.ufc.br/bitstream/riufc/60634/3/2021_tcc_jmbasousa.pdf (acessado em 27 de junho de 2025).
28. Souza, V.P.; Labiapari, W.S.; Lins, V.F.C. Stainless steels as a solution for corrosion and erosion problems involving grains in agribusiness sector applications. J. Mater. Res. Technol. 2024, 30, 5605–5621.
29. Yadav, A.; Srivastava, M.; Jain, K. Design and fabrication of wire arc additive manufacturing setup and enhanced tailored properties of dissimilar steel additively deposited by WAAM process. Structures 2025, 72, 108228.
30. Blakey-Milner, B.; Gradl, P.; Snedden, G.; Brooks, M.; Pitot, J.; Lopez, E.; Leary, M.; Berto, F.; Plessis, A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. Mater. Des. 2021, 209, 110008.
31. Kanni, R.A. On High-Temperature Materials: A Case on Creep and Oxidation of a Fully Austenitic Heat-Resistant Super-alloy Stainless Steel Sheet. J. Mater. 2013, 1, 124649.

32. Liao, H.; Wang, Z.; Chi, P.; Zhang, B.; Ding, T.; Zhangc, Q. Evolutions of microstructure and mechanical property of 308L stainless steel repaired by the local dry underwater wire arc additive manufacturing. Mater. Sci. Eng. A 2024, 898, 146365.
33. Chamim, M.; Darmadi, D.B.; Purnowidodo, A.; Widodo, T.D.; Ismail, Z. Influence of the welding thermal cycle on δ-ferrite evolution in the first layer of austenitic stainless steel (ASS) 308L produced by WAAM-GTAW. Case Stud. Therm. Eng. 2024, 64, 105489.
34. Niu, F.; Bi, W.; Zhang, K.; Sun, X.; Ma, G.; Wu, D. Additive manufacturing of 304 stainless steel integrated component by hybrid WAAM and LDED. Mater. Today Commun. 2023, 35, 106227.
35. Andrade, D.G.; Tankova, T.; Zhu, C.; Silva, L.S.; Rodrigues, D.M. Mechanical properties of 3D printed CMT-WAAM 316LSi stainless steel walls. J. Constr. Steel Res. 2024, 215, 108527.
36. Vinoth, V.; Sathiyamurthy, S.; Natarajan, U.; Venkatkumar, D.; Prabhakaran, J.; Prakash, S.K. Examination of microstructure properties of AISI 316L stainless steel fabricated by wire arc additive manufacturing. Mater. Proc. 2022, 66, 702–706.
37. Chen, W.; Guo, S.; Xuan, Y.; Xu, J.; Li, S.; Fang, W.; Zhou, Q.; Wang, K. Influence of different deposition strategies on the microstructure and mechanical properties of the laminated heterostructured material with ER130S-G HSS and 316 L SS fabricated by WAAM. Mater. Charact. 2024, 210, 113838.
38. Rezende, R.F.; Árias, A.R.; Lima, E.J.; Coelho, F.G.F. Pulsed GMAW-based WAAM–Influence of droplet detachment mode on the geometry and mechanical properties of 308 L stainless steel. J. Adv. Join. Process. 2025, 11, 100286.
39. Yadav, A.; Srivastava, M.; Jain, P.K.; Rathee, S. Microstructure transformations and improving wear resistance of austenitic stainless steel additively fabricated by arc-based DED process. Def. Technol. 2024, 38, 194–204.
40. Chen, Y.; Zhao, X.; Yang, B.; Liu, Y.; Liang, Y.; Li, Z.; Chen, C. Study on properties of 304 wire arc additive manufacturing stainless steel TIG welded joints. Mater. Lett. 2024, 361, 136107.
41. Sandeep, O.S.; Kuriachen, B.; Anantharam, G.S.; Eldose, K.K. Influence of microstructure on the anisotropic tribocorrosion behaviour of WAAM-fabricated SS304L in marine environments. Tribol. Int. 2025, 209, 110668.
42. Wang, L.; Xue, J.; Wang, Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. Mater. Sci. Eng. A 2019, 751, 183–190.
43. Ayan, Y.; Kahraman, N. Investigation of tensile and fatigue properties of an austenitic stainless steel part fabricated by WAAM. Mater. Chem. Phys. 2024, 315, 128937.
44. Yao, P.; Lin, H.; Wu, W.; Tang, H. Influence of Duty Ratio and Current Mode on Robot 316L Stainless Steel Arc Additive Manufacturing. Metals 2021, 11, 508.
45. Xiao, X.; Yin, Y.; Li, C.; Li, C.; Zhang, K. Influence of thermal behavior on microstructure evolution of TIG arc additive manufacture for 316L stainless steel. Trans. Mater. Heat. Treat. 2020, 41, 97–105.

46. Zhang, H.; Huang, J.; Liu, C.; Ma, Y.; Han, Y.; Xu, T.; Lu, J.; Fang, H. Fabricating Pyramidal Lattice Structures of 304 L Stainless Steel by Wire Arc Additive Manufacturing. Materials 2020, 13, 3482.
47. Guan, K.; Wang, Z.; Gao, M.; Li, X.; Zeng, X. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel. Mater. Des. 2013, 50, 581–586.
48. Zhang, D.; Prasad, A.; Bermingham, M.J.; Todaro, C.J.; Benoit, M.J.; Patel, M.N.; Qiu, D.; StJohn, D.; Qian, M.; Easton, M.A. Grain Refinement of Alloys in Fusion-Based Additive Manufacturing Processes. Metall. Mater. Trans. A 2020, 51, 4341–4359.
49. Liao, H.; Kuang, Y.; Zhou, D.; Zhang, Q.; Wu, X.; Xu, L.; Wang, X.; Wang, Z. Achieving fine-grained structure with larger ferrite fraction via local dry underwater WAAM to enhance corrosion behavior of 308 L stainless steel. Constr. Build. Mater. 2024, 457, 139510.
50. Spinasa, A.; Weber, B.; Meng, X.; Zhang, R.; Nitawaki, M.; Gardner, L. Influence of process parameters on the physical and material properties of WAAM steels. Constr. Build. Mater. 2025, 479, 141078.
51. Belhadj, M.; Werda, S.; Kromer, R.; Darnis, P. Influence of operating parameters on the mechanical and geometric properties of 316L Stainless Steel structures fabricated by WAAM-CMT. Procedia CIRP 2025, 133, 585–590.
52. Wang, F.; Chen, W.; Wang, D.; Hou, H.; Zhao, Y. Phase-field modeling and Experimental investigation for rapid solidification in wire and arc additive manufacturing. J. Mater. Res. Technol. 2024, 28, 4585–4599.
53. Gurol, U.; Kocaman, E.; Dilibal, S.; Koçak, M. A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies. CIRP J. Manuf. Sci. Technol. 2023, 47, 215–227.
54. Bertsch, K.M.; Bellefon, G.M.; Kuehl, B.; Thoma, D.J. Origin of dislocation structures in an additively manufactured austenitic stainless steel 316L. Acta Mater. 2020, 199, 19–33. [CrossRef]
55. Wang, G.; Ouyang, H.; Fan, C.; Guo, Q.; Li, Z.; Yan, W.; Li, Z. The origin of high-density dislocations in additively manufactured metals. Mater. Res. Lett. 2020, 8, 283–290.
56. Derekar, K.S. A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium. Mater. Sci. Technol. 2018, 34, 895–916.
57. Mendez-Morales, M.; Jesus, J.S.; Branco, R.; Tankova, T.; Rebelo, C. Fatigue crack growth of untreated and heat-treated WAAM ER70S-6 carbon steel. Int. J. Fatigue 2025, 198, 109008.
58. Kun, L.; Ping, Y.; Sindo, K. Solidification Cracking Susceptibility of Stainless Steels: New Test and Explanation. Weld. Res. 2020, 99, 225–270.
59. Zhang, C.; Gao, M.; Zeng, X. Workpiece vibration augmented wire arc additive manufacturing of high strength aluminum alloy. J. Mater. Process. Technol. 2019, 217, 85–92.
60. Siddiqui, N.A.; Muzamil, M.; Jamil, T.; Hussain, G. Heat sources in wire arc additive manufacturing and their impact on macro-microstructural characteristics and mechanical properties—An overview. Smart Mater. Manuf. 2025, 3, 100059.

61. Vimal, K.E.K.; Srinivas, M.N.; Rajak, S. Wire arc additive manufacturing of aluminium alloys: A review. Mater. Today Proc. 2021, 41, 100059.
62. Strano, G.; Hao, L.; Everson, R.M.; Evans, K.E. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. J. Mater. Process. Technol. 2013, 213, 589–597. [CrossRef]
63. Rahimi, A.; Yazdizadeh, M.; Ara, M.V.; Pouranvari, M. Strength and ductility of additively manufactured 310 austenitic stainless steel via wire-arc directed energy deposition: The role of columnar grain growth and ductility-dip cracking. Mater. Sci. Eng. A 2025, 920, 147554.
64. ASTM E8; Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2024.
65. Xiong, J.; Tzempelikos, A.; Bilionis, I.; Awalgaonkar, N.; Lee, S.; Konstantzos, I.; Sadeghi, S.; Karava, P. Inferring personalized visual satisfaction profiles in daylit offices from comparative preferences using a Bayesian approach. Build. Environ. 2018, 138, 74–88.
66. Felice, I.; Shen, J.; Barragan, A.F.; Moura, I.A.; Li, B.; Wang, B.; Khodaverdi, H.; Mohri, M.; Schell, N.; Ghafoori, E.; et al. Wire and arc additive manufacturing of Fe-based shape memory alloys: Microstructure, mechanical and functional behavior. Mater. Des. 2023, 231, 112004.
67. Alagha, A.; Hussain, S.; Zaki, W. Additive manufacturing of shape memory alloys: A review with emphasis on powder bed systems. Mater. Des. 2021, 204, 109654.
68. Ji, L.; Lu, J.; Liua, C.; Jing, C.; Fan, H.; Ma, S. Microstructure and mechanical properties of 304L steel fabricated by arc additive manufacturing. In Proceedings of the 2017 International Conference on Electronic Information Technology and Computer Engineering (EITCE 2017), Sibiu, Romania, 7–9 June 2017.
69. Sasikumar, C.; Oyyaravelu, R. Mechanical properties and microstructure of SS 316 L created by WAAM based on GMAW. Mater. Commun. 2024, 38, 107807.
70. Long, P.; Wen, D.; Min, J.; Zheng, Z.; Li, J.; Liu, Y. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of a Wire-Arc Additive Manufactured Austenitic Stainless Steel: Effect of Processing Parameter. Materials 2021, 14, 1681.
71. Omiyale, B.; Ogedengbe, I.; Olugbade, T.; Farayibi, P. Corrosion Performance of Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steel: A Brief Critical Assessment. 3D Print. Addit. Manuf. 2024, 11, e572–e585.
72. de Brito Neto, F.M.; Ferreira, M.O.A.; dos Santos, S.A.C.; Pereira, J.N.; Meza, D.L.C.; Ahmed, W.; Nossa, T.d.S.; Moreto, J.A.; Pinto, H.C.; Arantes, V.L. Mechanical and corrosion behaviour of 316L stainless steel processed by wire arc additive manufacturing (WAAM). Prog. Addit. Manuf. 2025, 10, 6453–6469.
73. Chen, M.; Gong, Z.; Zhang, T.; Zuo, W.; Zhao, Y.; Zhao, O.; Zhang, G.; Wang, Z. Mechanical behavior of austenitic stainless steels produced by wire arc additive manufacturing. Thin-Walled Struct. 2024, 196, 111455.
74. Nagasai, B.; Malarvizhi, S.; Balasubramanian, V. Mechanical Properties and microstructural characteristics of wire arc additive manufactured 308L stainless steel cylindrical components made by gas metal arc and cold metal transfer arc welding processes. J. Mater. Process. Technol. 2022, 307, 117655.

75. Karlina, A.I.; Kondratyev, V.V.; Balanovskiy, A.E.; Astafyeva, N.A.; Yamshchikova, E.A. Porosity reduction in metal with hybrid wire and arc additive manufacturing technology (WAAM). CIS Iron Steel Rev. 2024, 27, 91–95.
76. Jin, W.; Zhang, C.; Jin, S.; Tian, Y.; Wellmann, D.; Liu, W. Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steels: A Review. Materials 2020, 10, 1563.
77. Keller, T.; Lindwall, G.; Ghosh, S.; Ma, L.; Lane, B.M.; Zhang, F.; Kattner, U.R.; Lass, E.A.; Heigel, J.C.; Idell, Y.; et al. Application of Finite Element, Phase-field, and CALPHAD-based Methods to Additive Manufacturing of Ni-based Superalloys. Mater. Sci. Eng. A 2017, 139, 244–253.
78. Nedjad, S.; Yildiz, M.; Saboori, A. Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition. Sci. Technol. Weld. Join. 2023, 28, 1–17. [CrossRef]
79. Kotecki, D.J.; Lippold, J.C. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels; Wiley: Hoboken, NJ, USA, 2005.
80. Ettefagh, A.H.; Guo, S.; Raush, J. Corrosion performance of additively manufactured stainless steel parts: A review. Addit. Manuf. 2021, 37, 101689.
81. Charmi, A.; Falkenberg, R.; Ávila, L.; Mohr, G.; Sommer, K.; Ulbricht, A.; Sprengel, M.; Neumann, R.S.; Skrotzki, B.; Evans, A. Mechanical anisotropy of additively manufactured stainless steel 316L: An experimental and numerical study. Mater. Sci. Eng. A 2021, 799, 140154. [CrossRef]
82. Wang, H.; Jiang, P.; Yang, G.; Yan, Y. An Investigation of the Anisotropic Mechanical Properties of Additive-Manufactured 316L SS with SLM. Materials 2024, 17, 2017.
83. Wang, C.; Liu, T.G.; Zhu, P.; Lu, Y.H.; Shoji, T. Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing. Mater. Sci. Eng. A 2020, 796, 140006.
84. Ajay, V.; Nakrani, J.; Mishra, N.K.; Shrivastava, A. Anisotropic fatigue crack propagation in wire arc additively manufactured 316L stainless steel. Int. J. Fatigue 2023, 177, 107976. [CrossRef]
85. Becker, T.H.; Kumar, P.; Ramamurty, U. Fracture and fatigue in additively manufactured metals. Acta Mater. 2021, 219, 117240.
86. Rodriguez, N.; Vázquez, L.; Huarte, I.; Arruti, E.; Tabernero, I.; Alvarez, P. Wire and arc additive manufacturing: A comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. Weld. World 2018, 62, 1083–1096.
87. Laghi, V.; Palermo, M.; Tonelli, L.; Gasparini, G.; Ceschini, L.; Trombetti, T. Tensile properties and microstructural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2020, 106, 3693–3705.
88. ASTM A276-13a; Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2013.
89. Gowthaman, P.S.; Jeyakumar, S.; Sarathchandra, D.T. Experimental characteristics of 316L stainless steel thin wall processed in wire-based arc additive manufacturing process. Proc. Inst. Mech. Eng. 2023, 239, 1712–1721.
90. Anand, S.; Haldar, N.; Datta, S.; Das, A. Experimental investigation on microstructure and mechanical property of wire arc additively manufactured SS308L built part. Sadhana 2023, 48, 1–20.

91. Rani, K.U.; Kumar, R.; Mahapatra, M.M.; Mulik, R.S.; Swierczynska, A.; Fydrych, D.; Pandey, C. Wire Arc Additive Manufactured Mild Steel and Austenitic Stainless Steel Components: Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses. Materials 2022, 15, 7094.
92. ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys; ASM International: Materials Park, OH, USA, 1990.
93. Cipriano, A.; Malfatti, C.d.F.; Casagrande, H.C.; Daleffe, A.; Castelan, J.; Possamai, P.H.M. Análise da Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Austenítico 310 Fabricado via WAAM. Materials 2025, 18, 3855.
94. ASTM E415; Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
95. ASTM A751; Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
96. ASTM E1086; Standard Test Method for Analysis of Austenitic Stainless Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
97. ASTM E1251; Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark Atomic Emission Spectrometry; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
98. ASTM E2994; Standard Test Method for Analysis of Titanium and Titanium Alloys by Spark Atomic Emission Spectrometry and Glow Discharge Atomic Emission Spectrometry; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA.
99. ASTM E384-22; Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2022.
100. ASTM E92-23; Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2023.
101. De March, G.M.A.; Daleffe, A.; Casagrande, H.C.; Schaeffer, L.; Castelan, J. Caracterização térmica e microestrutural do aço inoxidável ER310 depositado por WAAM. 2025.
102. Casagrande, H.C.; Daleffe, A.; Ferreira, C.A.; March, G.; Schaeffer, L.; Castelan, J. Microestrutura e dureza do ER310 produzido por WAAM-GMAW. 2025.
103. Ferreira, C.; Schaeffer, L.; Daleffe, A.; Castelan, J.; Casagrande, H.; March, G.M.A. Deposição TANDEM dissimilar ER310 + ER70S-6 por WAAM-GTAW. 2025.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# DESENVOLVIMENTO E AVALIAÇÃO DE UMA FERRAMENTA DE VOXELIZAÇÃO PARA REPRESENTAÇÃO DO PROCESSO LPBF

João Pedro Girardi [1] [2]
Ellen Pietschmann [2]
Eric Lucas Sousa Della Torre [3]
Emanoel Henmerson Cavalcante Soares [3]
Douglas Wildgrube Bertol [1]

**RESUMO**

A manufatura aditiva por LPBF consolidou-se como uma tecnologia relevante para a fabricação de peças metálicas complexas. Entretanto, simulações desse processo de manufatura demonstram a escolha de uma discretização adequada como desafio, especialmente diante do elevado volume de dados gerado em maiores resoluções. O desenvolvimento de ferramentas acessíveis mostrou-se importante tanto para o ensino quanto para a preparação de futuras simulações físicas e representações digitais do processo. Assim, este trabalho teve como objetivo desenvolver e avaliar uma ferramenta computacional para voxelização e visualização da fabricação de modelos por LPBF. O modelo Benchy foi importado em formato STL, orientado em relação à plataforma, fatiado em camadas e convertido em voxels por lançamento de raios com supersampling. Foram avaliadas configurações com grades entre 50 e 400 posições por eixo e valores de k entre 1 e 64, correspondentes a até 4.096 raios por célula. A partir dos voxels, foi gerada a sequência de fabricação e simulação de impressão da peça. Os resultados mostraram que as menores resoluções apresentaram baixo custo computacional, porém dificultaram a diferenciação entre pequenos overhangs e superfícies homogêneas inclinadas do perímetro externo, o que poderia levar à identificação inadequada de regiões críticas. O aumento da resolução melhorou a representação desses detalhes, porém elevou significativamente o número de voxels processados e produziu gargalos progressivos, sobretudo nas etapas finais da construção. A validação quantitativa e a investigação de defeitos, como a formação de escória, permaneceram como etapas futuras.

(1) Departamento de Engenharia Elétrica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica (PPGEEL), Universidade Estadual de Santa Catarina (UDESC), Joinville, SC.
(2) Instituto de Ciência, Tecnologia, Pesquisa e Inovação Walbert (Inowalbert), Joinville, SC
(3) Departamento de Engenharias da Mobilidade, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Joinville, SC.

Concluiu-se que a ferramenta fornece uma representação geométrica que poderá ser utilizada como etapa preliminar para futuras simulações físicas, mediante desenvolvimento e validação de um modelo específico.
Palavras-chave - manufatura aditiva, fusão a laser em leito de pó (LPBF), voxelização.

## DEVELOPMENT AND EVALUATION OF A VOXELIZATION TOOL FOR LPBF PROCESS REPRESENTATION

**ABSTRACT**

*Additive manufacturing by LPBF has become established as a relevant technology for the fabrication of complex metallic parts. However, in simulations of the manufacturing process, selecting an appropriate discretization remains a challenge, particularly due to the large amount of data generated at higher resolutions. The development of accessible tools has proven important both for teaching and for preparing future physical simulations and digital representations of the process. Therefore, this study aimed to develop and evaluate a computational tool for voxelization and visualization of the fabrication of models by LPBF. The Benchy model was imported in STL format, oriented relative to the build platform, sliced into layers, and converted into voxels through ray casting with supersampling. Grids ranging from 50 to 400 positions per axis and k values ranging from 1 to 64 were analyzed, corresponding up to 4,096 rays per cell. Based on the voxels, the fabrication sequence and a simulation of the part printing process were generated. The results showed that lower resolutions required little computational effort but made it difficult to distinguish small overhangs from homogeneous inclined surfaces along the outer perimeter, which could lead to the inadequate identification of critical regions. Increasing the resolution improved the representation of these details but significantly increased the number of processed voxels and produced progressive bottlenecks, particularly during the final stages of the build. Quantitative validation and the investigation of defects, such as slag formation, remained as future work. It was concluded that the tool provides a geometric representation that may be used as a preliminary step for future physical simulations, provided that a specific model is developed and validated.*

*Keywords - additive manufacturing, laser powder bed fusion (LPBF), voxelization.*

## 1. INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva por fusão a laser em leito de pó (Laser Powder Bed Fusion, LPBF) permite produzir componentes metálicos com geometrias complexas, canais internos e estruturas celulares de difícil obtenção por processos convencionais. A fim de escalar tal tecnologia ao nível industrial, a complexidade presente no processo ainda exige evolução nos campos de simulação, planejamento, qualificação e interpretação da técnica (De Leon et al., 2025). Desses pontos, a simulação do processo LPBF destaca-se pelo desafio ao abranger múltiplos fenômenos físicos e térmicos, além de exigir correta explicitação do modelo de representação adotado em cada cenário simulado (Soundararajan et al., 2021).

No processo de simulação, há uma etapa inicial denominada pré-processamento, essencial para o sucesso do teste. Essa se inicia com uma malha de superfície, usualmente em formato STL, que pode ser amostrada por diversos modelos de representação. O nível de representação de um modelo é importante para corretamente demonstrar regiões de contorno, superfícies inclinadas e estruturas de suporte devido ao processo de fatiamento

inerente ao processo de manufatura aditiva (Dolenc; Mäkelä, 1994). Ademais, a orientação em relação à plataforma interfere na área de contato, na necessidade de suportes e na manifestação do efeito de escada em superfícies inclinadas (Dolenc; Mäkelä, 1994; Byun; Lee, 2006; Qin et al., 2021).

No LPBF, os suportes ancoram regiões em overhang e participam da transferência de calor para a plataforma, principalmente devido ao pó que envolve a peça possuir transferência de calor significativamente inferior do que o metal já fundido (Pan; Karnati; Liou, 2018; Li et al., 2019). A representação geométrica inadequada pode introduzir descontinuidades na malha discretizada, comprometendo análises numéricas posteriores de transferência de calor e comportamento termomecânico (Yavari et al., 2021; Lu et al., 2023).

Como alternativa para representar e inspecionar essas características, o método de voxelização, que consiste na conversão da malha em uma grade volumétrica, permite organizar a geometria por camadas e oferece uma representação compatível com operações de inspeção e com futuros métodos numéricos. Essa conversão, contudo, introduz um compromisso entre fidelidade espacial, tempo de processamento e memória (Bacciaglia; Ceruti; Liverani, 2019).

Em voxelizações, o número potencial de voxels cresce rapidamente com a resolução linear, enquanto detalhes menores que o espaçamento da grade podem ser omitidos ou representados de forma descontínua (Bacciaglia; Ceruti; Liverani, 2019; Aleksandrov; Zlatanova; Heslop, 2021). Técnicas de amostragem múltipla (supersampling) na voxelização conseguem reduzir esses artefatos de discretização, mas também aumentam o custo computacional (Thon; Gesquière; Raffin, 2004). Embora simuladores em escala de peça demonstrem a importância de equilibrar custo e nível de detalhe, permanece útil dispor de uma ferramenta acessível que torne visíveis a formação por camadas, as limitações da discretização e a continuidade geométrica antes da incorporação de modelos físicos (Peter et al., 2020; Proell et al., 2024).

Diante disso, o objetivo deste trabalho é desenvolver e avaliar uma ferramenta para orientação geométrica, voxelização por emissão de raios com supersampling, análise de 6-conectividade e correção local de descontinuidades. A contribuição concentra-se na representação e na inspeção geométrica; não são calculados temperatura, tensões, deformações, dinâmica do poço de fusão ou parâmetros físicos do laser e do recoater. O estudo investigou: (i) como a resolução afeta a representação do 3DBenchy; (ii) como os estados conjuntos de amostragem e correção definidos no protocolo se refletem na conectividade de uma geometria com suportes delgados; e (iii) qual é o custo computacional e de memória observado nessas configurações.

## 2. METODOLOGIA

O desenvolvimento foi organizado em cinco etapas: importação e orientação da malha, escalonamento da caixa de volume total de voxelização, voxelização volumétrica por raios verticais, análise de conectividade e ordenação dos voxels para visualização. Conforme Cohen-Or e Kaufman (1995) e Kaufman (1987), a voxelização foi tratada como a conversão de uma superfície poligonal em uma grade discreta, distinguindo-se a representação de volume das abordagens restritas à superfície. A malha STL constitui a representação geométrica de entrada, enquanto a grade de voxels constitui a representação discreta utilizada pelo algoritmo.

### 2.1 Importação e orientação inicial

O modelo é importado como uma malha STL, representação composta por facetas triangulares, e delimitado por sua caixa envolvente. Para definir uma orientação inicial, as faces são agrupadas segundo suas normais e ponderadas por área; a direção dominante é então alinhada ao eixo vertical da plataforma. O procedimento fornece uma orientação inicial coerente com critérios geométricos de apoio, sem pretender resolver globalmente o problema

usual multicritério de orientação, como discutido por Byun e Lee (2006) e Qin et al. (2021). Também são permitidas rotações manuais e a seleção direta de uma face.

2.2 Escalonamento e estrutura de memória

Antes da voxelização, o modelo é redimensionado para se ajustar à grade de processamento, preservando suas proporções e uma margem de segurança em relação aos limites da grade. Sejam $L_x$, $L_y$ e $L_z$ as dimensões da caixa envolvente do modelo, $L_{max}$ = *max*($L_x$, $L_y$, $L_z$) sua maior dimensão, *N* a resolução nominal da grade e *M* = 4 a margem de segurança utilizada pelo programa. Sejam ainda *Δx* e *Δz* os espaçamentos da grade nos eixos X e Z, respectivamente. Como os voxels utilizados são cúbicos, esses espaçamentos possuem o mesmo valor. O fator *s* determina o redimensionamento aplicado ao modelo, $d_e$ representa o espaçamento efetivo na escala original da geometria e $N_z$ corresponde ao número estimado de camadas após o redimensionamento. Essas relações são descritas pelas Equações (1), (2) e (3), seguindo os princípios de discretização espacial e mapeamento em grade uniforme apresentados por Patil e Ravi (2005) e Thon, Gesquière e Raffin (2004).

$$s = \frac{(N-M)\,\Delta x}{L_{max}} \quad (1)$$

$$d_e = \frac{L_{max}}{(N-M)} \quad (2)$$

$$N_z = \left\lceil \frac{s.L_z}{\Delta z} \right\rceil \quad (3)$$

O aumento de N reduz o espaçamento entre os pontos da grade e permite representar com maior detalhe as características geométricas do modelo. Como consequência, aumenta também a quantidade de células processadas e a memória necessária para a voxelização.

A implementação armazena a contagem de sub-raios em subCount e o mapeamento dos voxels ocupados em gridMap. Nas condições experimentais, cada elemento de subCount ocupa 2 bytes e cada elemento de gridMap ocupa 4 bytes. Sejam Nsub a quantidade de elementos de subCount, Nmap a quantidade de elementos de gridMap e Bbuffers a memória total ocupada pelos dois buffers, expressa em bytes. Assim, o consumo de memória é dado pela Equação (4).

$$B_{buffers} = 2N_{sub} + 4N_{map} \quad (4)$$

Como os buffers representam grades tridimensionais, suas quantidades de elementos aumentam com a resolução N e com o número de camadas. Consequentemente, o aumento do detalhamento geométrico também eleva o consumo de memória. A Equação (4) considera somente a memória ocupada por subCount e gridMap, sem incluir as demais estruturas empregadas pelo simulador.

Na visualização, os voxels ativos são apresentados por instanciamento gráfico, estratégia que reutiliza uma mesma geometria e reduz o custo de desenho repetitivo, em consonância com as técnicas de visualização de dados voxelizados discutidas por Schwarz e Seidel (2010). Cada instância contém uma matriz de transformação de 64 bytes e um vetor de cor RGB de 12 bytes, totalizando 76 bytes. Essa organização permite representar um grande número de voxels sem criar uma geometria independente para cada um. Como o objetivo da visualização é mostrar a sequência de construção, adotou-se uma única cor para todas as instâncias.

2.3 Voxelização e supersampling

A malha é organizada em uma hierarquia de volumes envolventes (BVH), estrutura utilizada para restringir os testes de interseção aos triângulos candidatos e reduzir o custo da consulta geométrica (Lauterbach et al., 2009). Em seguida, são lançados raios paralelos ao eixo Z e suas interseções com a malha são determinadas segundo o problema clássico raio-triângulo e a pertinência espacial em poliedros (Möller; Trumbore, 1997; Kalay, 1982). As

interseções são ordenadas em pares de entrada e saída, preenchendo-se as camadas internas de cada intervalo (Patil; Ravi, 2005). Por utilizar um número finito de raios colunares, o método constitui uma cobertura por amostragem finita, e não uma voxelização conservativa estrita, que reconheceria todo voxel interceptado pelo modelo (Zhang et al., 2007; Schwarz; Seidel, 2010).

Para reduzir artefatos de amostragem (aliasing), a seção transversal de cada célula é subdividida em uma malha de $k \times k$ sub-raios, princípio empregado na preservação de detalhes finos em discretizações volumétricas (Thon; Gesquière; Raffin, 2004). Adotou-se $k$ inteiro entre 1 e 64, correspondente a 1 até 4.096 raios por célula. Para evitar degenerações associadas à coincidência de raios com arestas ou vértices da malha, aplica-se um deslocamento determinístico infinitesimal $\varepsilon = 1{,}3 \times 10^{-4}$, conforme a abordagem de perturbação geométrica discutida por Laine (2013).

2.4 Conectividade e correção local

A continuidade do modelo discretizado é avaliada por vizinhança de face. Na topologia digital, essa escolha corresponde à 6-adjacência, em contraste com vizinhanças que também admitem contatos por arestas ou vértices (Kaufman, 1987; Kong; Rosenfeld, 1989). Para duas células tridimensionais, a condição é expressa pela distância de Manhattan unitária, conforme a Equação (5).

$$abs(x_1 - x_2) + abs(y_1 - y_2) + abs(z_1 - z_2) = 1 \quad (5)$$

A correção local percorre as camadas $z \geq 1$ e identifica voxels ocupados sem apoio direto na camada imediatamente inferior. Quando existe um vizinho diagonal abaixo, ativa-se a posição lateral correspondente na camada atual. Dessa forma, o procedimento pode introduzir voxels adicionais para regularizar a representação discretizada e eliminar determinadas descontinuidades diagonais. O procedimento é aditivo, determinístico e restrito à vizinhança imediata, podendo reparar descontinuidades diagonais simples, porém não garante conectividade topológica global nem preenche lacunas superiores a uma célula (Kong; Rosenfeld, 1989).

Para quantificar a conectividade, cada voxel ocupado é representado como um vértice de grafo e cada relação de 6-adjacência como uma aresta, conforme a formulação clássica da conectividade em imagens digitais (Rosenfeld, 1970; Klette; Rosenfeld, 2004). Uma busca em largura contabiliza os componentes conexos e identifica aqueles ancorados à plataforma de fabricação (base z = 0). A fração da representação voxelizada conectada à base é definida pela Equação (6).

$$f_{base} = \frac{N_{base}}{N_{total}} \, x \, 100\% \quad (6)$$

2.5 Ordenação da sequência e visualização

Após a voxelização, os elementos de cada camada são ordenados pela coordenada $Y$ e, alternadamente, por $X$ em sentidos crescente e decrescente. O arranjo produz uma sequência serpentina, análoga ao padrão bidirecional em zigue-zague empregado no planejamento de varredura em manufatura aditiva (Dar et al., 2025) e ao movimento de cobertura boustrophedon da geometria computacional (Choset, 2000).

A sequência é utilizada exclusivamente para visualizar a progressão por camadas. Diferentemente de um planejador físico de trajetória, ela não define contornos de acabamento, saltos do laser, potência, velocidade de varredura ou transições térmicas (Dar et al., 2025); portanto, não deve ser interpretada como reprodução do percurso real do feixe.

2.6 Protocolo experimental

Os ensaios foram executados em navegador Chromium, em sistema Windows de 64 bits, com processador Intel i7-12700 de 20 núcleos lógicos, 32 GB de RAM e GPU NVIDIA

RTX A2000 de 12 GB. A CPU executou ray casting, supersampling e análise topológica; a GPU foi usada para a visualização tridimensional. O protocolo, a data de coleta e as definições dos indicadores estão documentados nos arquivos de dados do projeto.

Foram utilizados dois modelos. O 3DBenchy é um modelo de teste disponibilizado pela Creative Tools (2015):

- Modelo benchmark 3DBenchy: quatro resoluções nominais, N ∈ {50, 80, 200, 400}, com *k* = 1 e correção local de descontinuidades desligada, mantendo orientação e enquadramento fixos.
- Geometria com suportes finos: modelo bovino disponível no Thingiverse (thing:2619138), com suportes elaborados pelos autores no Anycubic Photon Workshop 4.1.5, perfil Light. Após a orientação automática, foi aplicada rotação de 180° em torno do eixo X para deixar o corpo acima e os suportes voltados à plataforma. Foram avaliadas somente cinco condições conjuntas: N = 400, k = 1, com ambos os recursos desativados; N = 400, k = 8, com ambos ativados; N = 80, k = 1, com ambos desativados; N = 80, k = 2, com ambos ativados; e N = 80, k = 64, com ambos ativados. Como k é aplicado nos dois eixos da seção transversal, essas condições correspondem a 1, 64, 1, 4 e 4.096 raios por célula.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 Resolução espacial e representação geométrica

Nesta etapa, avaliou-se a influência da resolução nominal da grade sobre a discretização e a representação geométrica do modelo 3DBenchy. Para isolar esse efeito, foram mantidos constantes a orientação e o enquadramento do modelo, utilizando-se um raio por célula (k = 1) e a correção local de descontinuidades desligada. A análise combinou indicadores quantitativos: espaçamento efetivo, número de camadas, quantidade de voxels ocupados e tempo de processamento, com a inspeção visual das geometrias voxelizadas. A Tabela 1 reúne os resultados quantitativos obtidos nas quatro resoluções analisadas.

Tabela 1 - Resultados de discretização e tempo de processamento para o modelo 3DBenchy (k = 1; correção desligada).

| Resolução (N) | Espaçamento efetivo ($d_e$) | Camadas efetivas ($N_z$) | Voxels ocupados | Tempo de voxelização [s] |
|---|---|---|---|---|
| 50 | 1,304 | 37 | 7.033 | 0,046 ± 0,016 |
| 80 | 0,790 | 61 | 31.970 | 0,213 ± 0,004 |
| 200 | 0,306 | 157 | 541.493 | 0,352 ± 0,040 |
| 400 | 0,152 | 317 | 4.462.877 | 1,475 ± 0,292 |

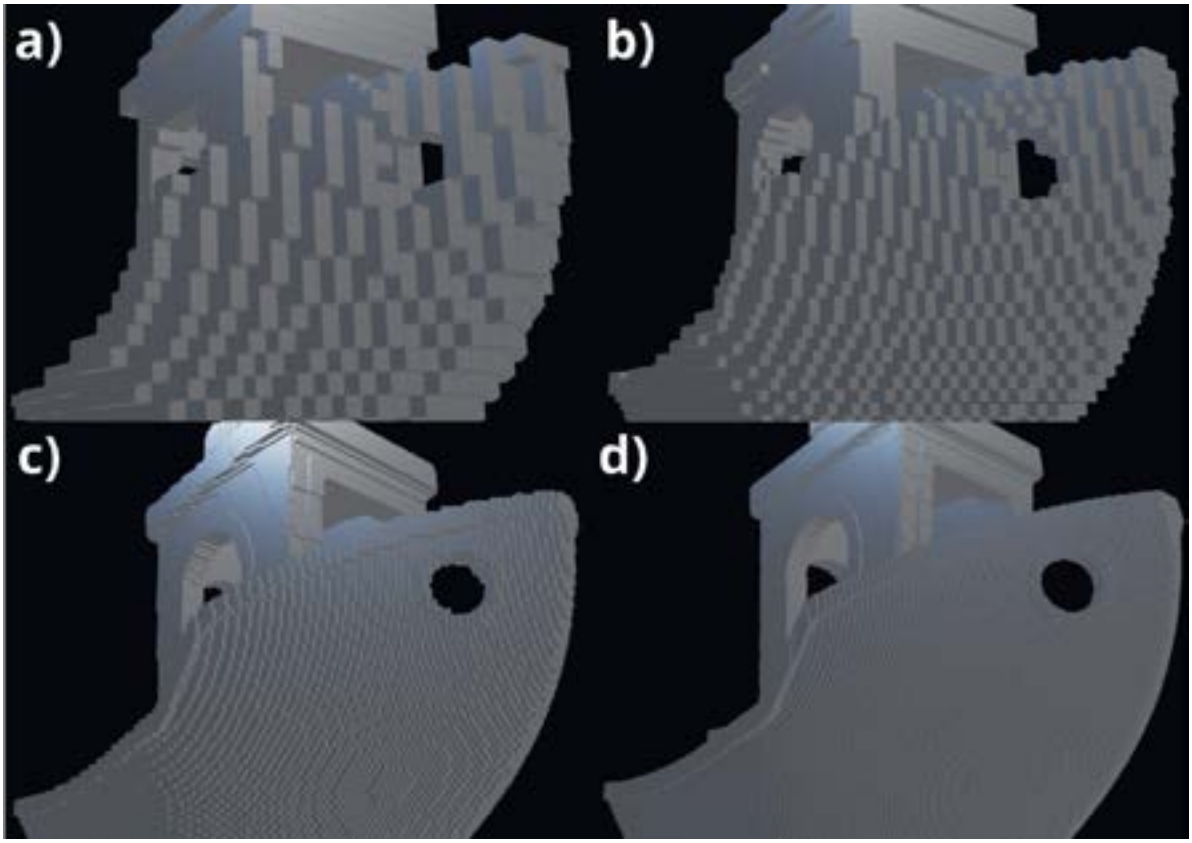
Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

Os resultados na Tabela 1 evidenciam o aumento progressivo do nível de discretização da geometria. Entre (N = 50) e (N = 400), o espaçamento efetivo diminuiu de 1,304 para 0,152 unidades geométricas, o que corresponde a uma redução de aproximadamente 8,6 vezes. No mesmo intervalo, o número de camadas efetivas aumentou de 37 para 317, enquanto a quantidade de voxels ocupados passou de 7.033 para 4.462.877. Esse crescimento representa o compromisso esperado entre o nível de detalhe da representação e o custo computacional, conforme discutido nas revisões sobre voxelização de Bacciaglia, Ceruti e

Liverani (2019) e Aleksandrov, Zlatanova e Heslop (2021).

Além dos indicadores quantitativos, a influência da resolução pode ser observada diretamente na representação da geometria. A Figura 1 apresenta o mesmo modelo nas quatro resoluções avaliadas, mantendo-se constantes a orientação, o enquadramento e as demais condições de processamento. A comparação permite acompanhar como a redução do espaçamento entre os voxels modifica a continuidade das superfícies e a preservação de características geométricas, como o casco, a proa, o arco da cabine e as aberturas laterais.

Figura 1 - Representação voxelizada do 3DBenchy nas quatro resoluções analisadas (k = 1; correção desligada): (a) (N = 50); (b) (N = 80); (c) (N = 200); (d) (N = 400).




Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

As diferenças visuais entre as quatro resoluções observadas na Figura 1 concentram-se principalmente no casco e na proa, no arco da cabine e nas aberturas finas. Na resolução (N = 50) presente na Figura 1(a), o casco e a proa apresentam blocagem acentuada e degraus pronunciados. O arco da cabine é pouco definido e se confunde parcialmente com esses degraus, enquanto alguns detalhes e pequenas aberturas ficam visualmente ocluídos. Na Figura 1(b), em (N = 80), o perfil geral do modelo torna-se mais reconhecível, embora os contornos permaneçam angulares. Nessa resolução, o arco da cabine é parcialmente preservado e já se observa alguma separação entre as aberturas laterais.

Com o aumento da resolução para (N = 200) na Figura 1(c), as superfícies adquirem maior continuidade visual, o arco da cabine torna-se claramente distinguível e as aberturas passam a apresentar contornos mais bem delineados. Em (N = 400), representado na Figura 1(d), verifica-se a maior suavidade geométrica entre as condições analisadas, com contorno nítido do arco e separação mais evidente das paredes finas e das aberturas.

De modo geral, o aumento da resolução distribui a representação das superfícies inclinadas por um número maior de camadas, reduzindo a largura aparente dos degraus. Em (N = 50), esses degraus são mais largos e evidenciam o efeito de escada discutido por Dolenc e Mäkelä (1994). Nas resoluções mais elevadas, a distinção entre as paredes inclinadas e o

arco da cabine torna-se progressivamente mais clara, permitindo identificar com maior precisão o overhang. Apesar do aumento expressivo da quantidade de voxels ocupados, o tempo de voxelização com um único raio permaneceu abaixo de 1,5 s nas quatro resoluções avaliadas.

3.2 Supersampling e conectividade em suportes finos

Após a avaliação do efeito da resolução sobre a representação do 3DBenchy, a análise foi direcionada a uma geometria com maior complexidade topológica, caracterizada pela presença de pilares, ramificações e âncoras em X de pequena espessura. Nessa etapa, investigou-se como o uso conjunto do supersampling e da correção local de descontinuidades influencia a preservação volumétrica e a conectividade dos suportes que ligam o modelo à plataforma. Foram avaliadas cinco condições, distribuídas entre as resoluções (N = 400) e (N = 80). Inicialmente, as diferenças entre essas condições são apresentadas visualmente nas Figuras 2 e 3; em seguida, a Tabela 2 reúne os respectivos resultados quantitativos.

A Figura 2 apresenta a geometria bovina e as duas condições avaliadas em (N = 400). O modelo STL com os suportes voltados para a plataforma é mostrado na Figura 2(a) e serve como referência para a comparação com as representações voxelizadas. A Figura 2(b) corresponde à condição com um raio por célula e ambos os recursos desligados, enquanto a Figura 2(c) apresenta o resultado obtido com (k = 8), equivalente a 64 raios por célula, e com o supersampling e a correção ligados. A disposição lado a lado permite examinar principalmente a preservação das âncoras em X, das ramificações e das junções entre os pilares e o corpo do modelo.

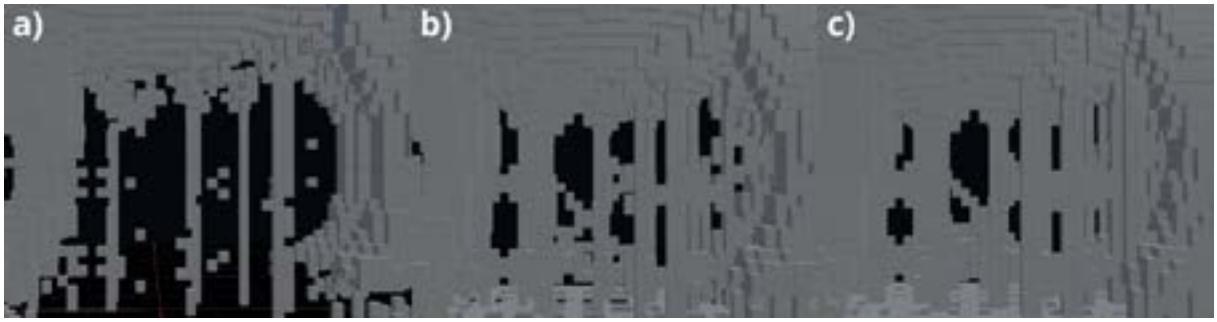
Figura 2 - Geometria bovina e condições (N = 400): (a) STL orientado, com os suportes voltados para a plataforma; (b) ambos os recursos desligados, (k = 1); (c) ambos os recursos ligados, (k = 8).




Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

Para examinar o comportamento dos suportes sob uma discretização mais grosseira, a Figura 3 apresenta as três condições avaliadas em (N = 80), com foco na região inferior situada entre as patas do modelo. Essa ampliação permite observar com maior clareza a preservação dos pilares e das âncoras diagonais. A Figura 3(a) mostra a condição com ambos os recursos desligados e (k = 1); a Figura 3(b), a condição com ambos os recursos ligados e (k = 2), correspondente a quatro raios por célula; e a Figura 3(c), a condição com ambos os recursos ligados e (k = 64), correspondente a 4.096 raios por célula.

Figura 3 - Condições (N = 80) da geometria bovina, com foco nos suportes inferiores entre as patas: (a) ambos os recursos desligados, (k = 1); (b) ambos os recursos ligados, (k = 2); (c) ambos os recursos ligados, (k = 64).




Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

Para quantificar as diferenças observadas nas imagens, foram considerados o número final de voxels, a quantidade de componentes 6-conexos, a fração da geometria ligada à base e o tempo médio de processamento. A Tabela 2 reúne esses resultados para as cinco condições avaliadas.

Tabela 2 - Resultados das cinco condições conjuntas na geometria com suportes finos

| N | k | Raios/célula | Voxels finais | Componentes 6-conexos | Base ligada [%] | Tempo médio [s] |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 400 | 1 | 1 | 3.075.663 | 922 | 99,41 | 8,23 ± 0,43 |
| 400 | 8 | 64 | 3.319.525 | 1 | 100,00 | 11,59 ± 6,67 |
| 80 | 1 | 1 | 21.502 | 228 | 1,42 | 1,31 ± 0,02 |
| 80 | 2 | 4 | 27.656 | 1 | 100,00 | 1,37 ± 0,09 |
| 80 | 64 | 4.096 | 31.766 | 1 | 100,00 | 10,61 ± 0,27 |

Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

Na resolução (N = 400), a condição com ambos os recursos desligados, apresentada na Figura 2(b), resultou em 3.075.663 voxels, 922 componentes 6-conexos e 99,41% dos voxels ocupados conectados à base. Com o aumento para (k = 8) e a ativação dos dois recursos, condição mostrada na Figura 2(c), o número final de voxels aumentou para 3.319.525, enquanto a geometria passou a constituir um único componente 6-conexo, com 100% de ligação à base. As principais diferenças visuais concentram-se nas âncoras em X e nas junções entre os pilares e suas ramificações, regiões particularmente sensíveis à discretização.

O efeito dos recursos avaliados torna-se mais evidente na resolução (N = 80). Com ambos desligados, conforme mostrado na Figura 3(a), foram obtidos 21.502 voxels, distribuídos em 228 componentes 6-conexos, dos quais apenas 1,42% estavam ligados à base. Esse resultado indica perda acentuada de continuidade nos suportes sob a combinação de baixa resolução e amostragem por um único raio. Com (k = 2) e ambos os recursos ligados, condição apresentada na Figura 3(b), o número final aumentou para 27.656 voxels, formando um único componente com 100,00% de ligação à base. Nessa condição, 65 voxels foram acrescentados pelo procedimento local de correção. Para (k = 64), mostrado na Figura 3(c), foram observados 31.766 voxels, novamente organizados em um único componente e com 100% de ligação à base, sem necessidade de acréscimo de voxels pela correção.

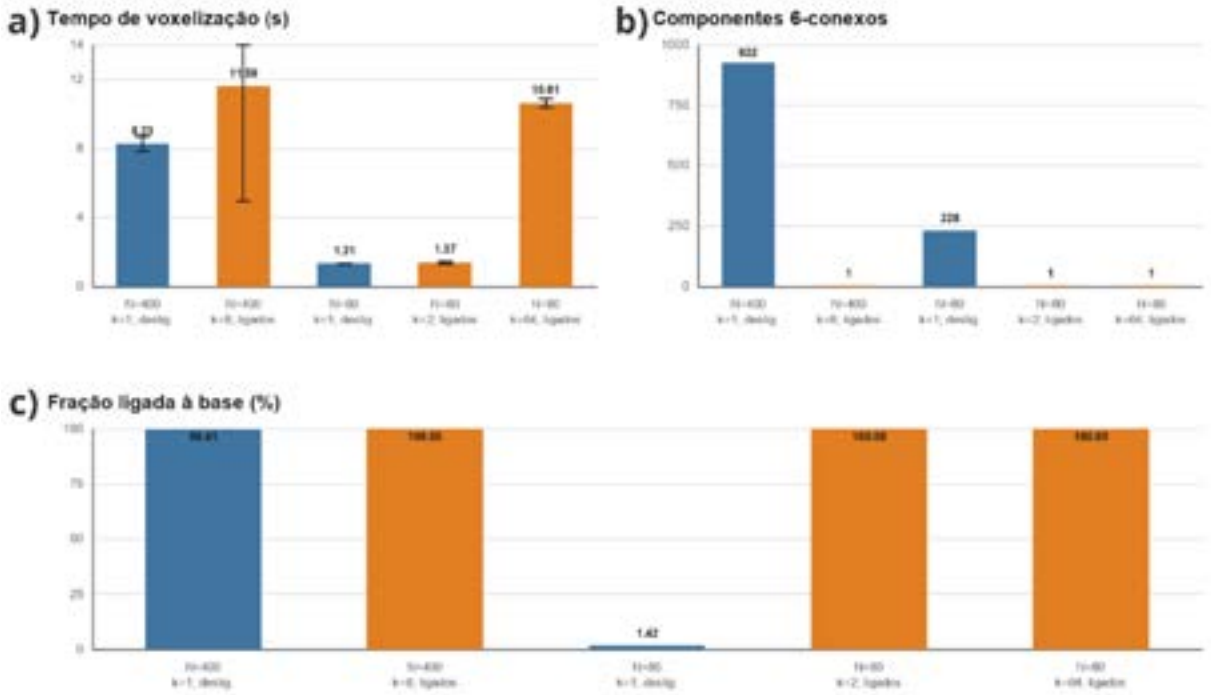
Embora as duas condições com os recursos ligados em (N = 80) tenham produzido um único componente 6-conexo, a inspeção local evidencia diferenças na representação das hastes. Em (k = 2), determinadas âncoras em X ainda apresentam trechos cuja continuidade visual ocorre predominantemente de forma diagonal no eixo (Z). Na topologia digital e em solucionadores térmicos baseados em grades regulares, contatos restritos a arestas ou vértices não fornecem uma área de interface de face positiva (A>0), sendo insuficientes para a condução numérica estrita por 6-vizinhança (Kong; Rosenfeld, 1989; Laine, 2013).

A elevação do supersampling para (k = 64) reduz o aliasing geométrico e favorece a formação de adjacências de face mais completas ao longo das hastes, reforçando a contribuição da sobreamostragem para a preservação da continuidade volumétrica (Thon; Gesquière; Raffin, 2004; Aleksandrov; Zlatanova; Heslop, 2021). Essa melhoria, entretanto, apresenta custo computacional: em (N = 80), o tempo médio aumentou de 1,37 s com (k = 2) para 10,61 s com (k = 64). Em (N = 400), a condição com (k = 8) apresentou tempo médio de 11,59 s e maior dispersão entre as três medições. Os resultados mostram um compromisso entre preservação geométrica, conectividade e custo computacional.

3.3 Custo computacional e alocação de memória

A Figura 4 apresenta os tempos médios de voxelização e os indicadores de conectividade obtidos nas cinco condições avaliadas, permitindo comparar o custo de processamento com a integridade geométrica obtida. Os tempos correspondem ao processamento em CPU no ambiente experimental descrito no protocolo.

Figura 4 – Indicadores de resultados e execução das cinco condições conjuntas da geometria bovina: (a) tempo de voxelização (s); (b) componentes 6-conexos; (c) fração ligada à base (%).




Fonte: Elaborado pelo autor (2026).

Na Figura 4(a), a passagem da condição N = 80, k = 1, com os recursos desligados, para N = 80, k = 2, com os recursos ligados, elevou o tempo médio de 1,31 para 1,37 s e produziu um componente com 100% de ligação à base, mostrado na Figura 4(c), reduzindo o número de componentes 6-conexos de 228 para 1, como indicado na Figura 4(b). Isso indicaria completa conexão do modelo, porém algumas âncoras em X permaneceram conectadas apenas diagonalmente no eixo Z, conforme visto na Figura 3. Essa continuidade

satisfaz o indicador global, porém não fornece interface por face para uma formulação estrita em 6-vizinhança. Em k = 64, apesar do tempo de 10,61 s e de 14,9% mais voxels que k = 2, a inspeção revelou adjacências de face completas nas hastes. Logo, o custo adicional se justifica para feições delgadas ou domínios orientados à vizinhança de face. Na geometria analisada, k = 64 apresentou melhor preservação das adjacências de face.

Em N = 400 e k = 1, a condição apresentou 99,41% dos voxels ocupados conectados à base (Figura 4(c)), mas manteve 922 componentes (Figura 4(b)) e falhas locais nas âncoras em X e nas junções dos suportes. k = 8 eliminou-as, elevando o tempo de 8,23 para 11,59 s (Figura 4(a)) (desvio-padrão de 6,67 s). A fração ligada à base pode, portanto, ocultar defeitos locais. Quando a adjacência por faces é requisito, k = 64 ou N = 400, k = 8 são escolhas coerentes, condicionadas à inspeção qualitativa. O protocolo conjunto não separa os efeitos de supersampling e correção. Entre N = 80 e N = 400, a alocação dos buffers densos cresceu aproximadamente 127 vezes; o armazenamento contíguo simplifica a indexação, mas reserva todo o domínio, enquanto estruturas esparsas podem reduzir a memória alocada, embora introduzam maior complexidade de acesso (Aleksandrov et al., 2021).

## 4. CONCLUSÕES

Foi desenvolvida e avaliada uma ferramenta computacional para orientação de modelos tridimensionais, conversão da geometria em voxels por emissão de raios com supersampling, análise de 6-conectividade e correção local de descontinuidades para simulação em LPBF. A ferramenta permite orientação automática ou manual do modelo e a representação progressiva da construção, possibilitando acompanhar a formação da peça camada a camada.

No 3DBenchy, o aumento de N de 50 para 400 reduziu o espaçamento efetivo e tornou mais nítidos os detalhes inclinados ao custo de maior número de voxels e maior uso de memória. Na geometria bovina, o protocolo conjunto mostrou 922 e 228 componentes nas condições N = 400, k = 1, e N = 80, k = 1, respectivamente, com ambos os recursos desligados. Nas três condições com ambos os recursos ligados, foi observado um único componente e 100% de ligação à base. A correção, entretanto, é local e não oferece garantia de conectividade global. Os resultados não devem ser extrapolados para outras geometrias sem novos ensaios.

Os tempos médios de processamento da geometria bovina variaram de 1,31 a 11,59 s nas condições avaliadas, com maior dispersão em N = 400 e k = 8. A ferramenta é adequada à inspeção geométrica, à visualização educacional e ao preparo de dados para estudos posteriores, mas não substitui modelos térmicos ou termomecânicos. Trabalhos futuros poderão conectar a representação 6-conexa a um solver físico, desde que sejam realizados novos testes de validação, desempenho e sensibilidade geométrica.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Ágora Tech Park pela infraestrutura disponibilizada para a realização deste trabalho no Laboratório de Manufatura Avançada (MLab) e pelo suporte à execução das atividades de pesquisa; à Inowalbert e Walbert, pelo apoio institucional e pela expertise técnica disponibilizada ao longo do desenvolvimento do projeto; e à Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), pela concessão da bolsa de pesquisa por meio do Programa de Bolsas de Monitoria de Pós-Graduação (PROMOP).

## REFERÊNCIAS

[1] ALEKSANDROV, Mitko; ZLATANOVA, Sisi; HESLOP, David J. Voxelisation algorithms and data structures: a review. Sensors, v. 21, n. 24, art. 8241, 2021. DOI: https://doi.org/10.3390/s21248241.

[2] BACCIAGLIA, Antonio; CERUTI, Alessandro; LIVERANI, Alfredo. A systematic review of voxelization method in additive manufacturing. Mechanics & Industry, v. 20, n. 6, art. 630, 2019. DOI: https://doi.org/10.1051/meca/2019058.

[3] BYUN, H. S.; LEE, K. H. Determination of the optimal build direction for different rapid prototyping processes using multi-criterion decision making. Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, v. 22, n. 1, p. 69–80, 2006. DOI: https://doi.org/10.1016/j.rcim.2005.03.001.

[4] CHOSET, Howie. Coverage of known spaces: the Boustrophedon cellular decomposition. Autonomous Robots, v. 9, n. 3, p. 247–253, 2000. DOI: https://doi.org/10.1023/A:1008958800904.

[5] COHEN-OR, Daniel; KAUFMAN, Arie. Fundamentals of surface voxelization. Graphical Models and Image Processing, v. 57, n. 6, p. 453–461, 1995. DOI: https://doi.org/10.1006/gmip.1995.1039.

[6] CREATIVE TOOLS. 3DBenchy: the jolly 3D printing torture-test. Halmstad: Creative Tools AB, 2015. Disponível em: https://www.3dbenchy.com. Acesso em: 26 ago. 2026.

[7] DAR, Junaid; PONSOT, Andre Georges; JOLMA, Caden Jacob; LIN, Dong. A review on scan strategies in laser-based metal additive manufacturing. Journal of Materials Research and Technology, v. 36, p. 5425–5467, 2025. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.04.068.

[8] DE LEON, Emmanuel; RIENSCHE, Alex; BEVANS, Benjamin D.; BILLINGS, Christopher; SIDDIQUE, Zahed; LIU, Yingtao. A review of modeling, simulation, and process qualification of additively manufactured metal components via the laser powder bed fusion method. Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 9, n. 1, art. 22, 2025. DOI: https://doi.org/10.3390/jmmp9010022.

[9] DOLENC, A.; MÄKELÄ, I. S. Slicing procedures for layered manufacturing techniques. Computer-Aided Design, v. 26, n. 2, p. 119–126, 1994. DOI: https://doi.org/10.1016/0010-4485(94)90032-9.

[10] KALAY, Yehuda E. Determining the spatial containment of a point in general polyhedra. Computer Graphics and Image Processing, v. 19, n. 4, p. 303–334, 1982. DOI: https://doi.org/10.1016/0146-664X(82)90042-3.

[11] KAUFMAN, Arie. Efficient algorithms for 3D scan-conversion of parametric curves, surfaces, and volumes. Computer Graphics, v. 21, n. 4, p. 171–180, 1987. DOI: https://doi.org/10.1145/37402.37423.

[12] KLETTE, Reinhard; ROSENFELD, Azriel. Digital geometry: geometric methods for digital picture analysis. San Francisco: Morgan Kaufmann, 2004.

[13] KONG, T. Y.; ROSENFELD, A. Digital topology: introduction and survey. Computer Vision, Graphics, and Image Processing, v. 48, n. 3, p. 357–393, 1989. DOI: https://doi.org/10.1016/0734-189X(89)90147-3.

[14] LAINE, Samuli. A topological approach to voxelization. Computer Graphics Forum, v. 32, n. 4, p. 77–86, 2013. DOI: https://doi.org/10.1111/cgf.12153.

[15] LAUTERBACH, C.; GARLAND, M.; SENGUPTA, S.; LUEBKE, D.; MANOCHA, D. Fast BVH construction on GPUs. Computer Graphics Forum, v. 28, n. 2, p. 375–384, 2009. DOI: https://doi.org/10.1111/j.1467-8659.2009.01377.x.

[16] LI, Chao; GOUGE, Michael F.; DENLINGER, Erik R.; IRWIN, Jeff E.; MICHALERIS, Pan. Estimation of part-to-powder heat losses as surface convection in laser powder bed fusion. Additive Manufacturing, v. 26, p. 258–269, 2019. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.02.006.

[17] LU, Xufei; CHIUMENTI, Michele; CERVERA, Miguel; SLIMANI, Mehdi; GONZALEZ, Iban. Recoater-induced distortions and build failures in selective laser melting of thin-walled Ti6Al4V parts. Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 7, n. 2, art. 64, 2023. DOI: https://doi.org/10.3390/jmmp7020064.

[18] MÖLLER, Tomas; TRUMBORE, Ben. Fast, minimum storage ray-triangle intersection. Journal of Graphics Tools, v. 2, n. 1, p. 21–28, 1997. DOI: https://doi.org/10.1080/10867651.1997.10487468.

[19] PAN, Tan; KARNATI, Sreekar; LIOU, Frank W. General rules for pre-process planning in powder bed fusion system: a review. In: SOLID FREEFORM FABRICATION SYMPOSIUM, 29., 2018, Austin. Proceedings [...]. Austin: University of Texas at Austin, 2018. p. 1161–1173.

[20] PATIL, Sandeep; RAVI, B. Voxel-based representation, display and thickness analysis of intricate shapes. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPUTER AIDED DESIGN AND COMPUTER GRAPHICS, 9., 2005, Hong Kong. Proceedings [...]. [S. l.]: IEEE, 2005. p. 415–422. DOI: https://doi.org/10.1109/CAD-CG.2005.86.

[21] PETER, Noha; PITTS, Zachary; THOMPSON, Spencer; SAHARAN, Ankit. Benchmarking build simulation software for laser powder bed fusion of metals. Additive Manufacturing, v. 36, art. 101531, 2020. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101531.

[22] PROELL, Sebastian D.; MUNCH, Peter; KRONBICHLER, Martin; WALL, Wolfgang A.; MEIER, Christoph. A highly efficient computational approach for fast scan-resolved simulations of metal additive manufacturing processes on the scale of real parts. Additive Manufacturing, v. 79, art. 103921, 2024. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.103921.

[23] QIN, Yuchu; QI, Qunfen; SHI, Peizhi; SCOTT, Paul J.; JIANG, Xiangqian. Status, issues, and future of computer-aided part orientation for additive manufacturing. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 115, p. 1295–1328, 2021. DOI: https://doi.org/10.1007/s00170-021-06996-6.

[24] ROSENFELD, Azriel. Connectivity in digital pictures. Journal of the ACM, v. 17, n. 1, p. 146–160, 1970. DOI: https://doi.org/10.1145/321556.321570.

[25] SCHWARZ, Michael; SEIDEL, Hans-Peter. Fast parallel surface and solid voxelization on GPUs. ACM Transactions on Graphics, v. 29, n. 6, art. 179, p. 1–10, 2010. DOI: https://doi.org/10.1145/1866158.1866201.

[26] SOUNDARARAJAN, Balaji; SOFIA, Daniele; BARLETTA, Diego; POLETTO, Massimo. Review on modeling techniques for powder bed fusion processes based on physical principles. Additive Manufacturing, v. 47, art. 102336, 2021. DOI: https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102336.

[27] THINGIVERSE. Thing 2619138. Disponível em: https://www.thingiverse.com/thing:2619138. Acesso em: 26 ago. 2026.

[28] THON, Sébastien; GESQUIÈRE, Gilles; RAFFIN, Romain. A low cost antialiased space filled voxelization of polygonal objects. In: GRAPHICON, 14., 2004, Moscow. Proceedings [...]. Moscow: Moscow State University, 2004. p. 71–78.

[29] YAVARI, Reza; SMOQI, Ziyad; RIENSCHE, Alex; BEVANS, Ben; KOBIR, Humaun; MENDOZA, Heimdall; SONG, Hyeyun; COLE, Kevin; RAO, Prahalada. Part-scale thermal simulation of laser powder bed fusion using graph theory: effect of thermal history on porosity, microstructure evolution, and recoater crash. Materials & Design, v. 204, art. 109685, 2021. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109685.

[30] ZHANG, Long; CHEN, Wei; EBERT, David S.; PENG, Qunsheng. Conservative voxelization. The Visual Computer, v. 23, n. 9–11, p. 783–792, 2007. DOI: https://doi.org/10.1007/s00371-007-0149-0.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# AVALIAÇÃO DE ESTRATÉGIAS DE DEPOSIÇÃO NA FABRICAÇÃO ADITIVA DE ARCO DE ARAME DE INCONEL 625: MICROESTRUTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO

Joélson Vieira da Silva[1]
Lírio Shaeffer[2]
Anderson Daleffe[3]
Henrique Cechinel Casagrande[4]
Gilson de March[5]
Jamile Thön Langbehn[6]

**RESUMO**

A Manufatura Aditiva por Arco Elétrico (*Wire Arc Additive Manufacturing* – WAAM) tem se destacado como uma tecnologia promissora para a produção de componentes metálicos de grandes dimensões, especialmente devido às suas elevadas taxas de deposição e ao potencial de redução do desperdício de material e dos custos de fabricação. Entretanto, os ciclos térmicos repetitivos inerentes ao processo podem influenciar o comportamento de solidificação, a evolução microestrutural e a resposta mecânica do material depositado. Entre as variáveis do

[1] Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: joelson.silva@satc.edu.br
[2] Professor da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. E-mail: schaefer@ufrgs.br
[3] Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Criciúma, Santa Catarina, Brasil. E-mail: Anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Mestrando em Engenharia Metalúrgica. Associação Beneficente da Indústria Carbonífera de Santa Catarina (UniSATC). Criciúma, Santa Catarina, Brasil. E-mail: henrique_cechinel1@hotmail.com
[5] Mestrando em Engenharia Metalúrgica. Associação Beneficente da Indústria Carbonífera de Santa Catarina (UniSATC). Criciúma, Santa Catarina, Brasil. E-mail: gilson.march@satc.edu.br.
[6] Mestrando em Engenharia Metalúrgica. Associação Beneficente da Indústria Carbonífera de Santa Catarina (UniSATC). Criciúma, Santa Catarina, Brasil. E-mail: gilson.march@satc.edu.br.

processo, a estratégia de deposição pode modificar o histórico térmico e as condições de construção do material, influenciando potencialmente a homogeneidade e as propriedades do componente fabricado. Nesse contexto, o presente estudo avalia três estratégias de deposição, linear, zig-zag e circular, aplicadas ao processamento do Inconel 625 por WAAM. O material depositado é caracterizado por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura acoplada à espectroscopia por dispersão de energia (MEV/EDS), ensaios de microdureza e ensaios de tração. A análise microestrutural concentra-se na avaliação da morfologia das estruturas formadas durante a solidificação e na distribuição dos principais elementos de liga, enquanto a avaliação mecânica considera a resposta em tração e o comportamento da dureza do material depositado. Os resultados são analisados com o objetivo de estabelecer possíveis relações entre a estratégia de deposição, as características microestruturais, a heterogeneidade química e o comportamento mecânico. O estudo contribui para a compreensão do papel do planejamento da trajetória de deposição no processamento do Inconel 625 por WAAM e fornece subsídios experimentais para a seleção e a otimização de estratégias de deposição aplicadas a ligas à base de níquel.
Key words – Manufatura Aditiva por Arco Elétrico, Inconel 625, Estratégia de deposição, Microestrutura, Comportamento mecânico, Segregação química.

## EVALUATION OF DEPOSITION STRATEGIES IN WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING OF INCONEL 625: MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL BEHAVIOR

### ABSTRACT

*Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) has emerged as a promising technology for the production of large-scale metallic components, particularly due to its high deposition rates and potential for material and cost savings. However, the repeated thermal cycles inherent to the process may influence the solidification behavior, microstructural evolution, and mechanical response of the deposited material. Among the process variables, the deposition strategy can modify the thermal history and material buildup conditions, potentially affecting the homogeneity and properties of the manufactured component. In this context, the present study evaluates three deposition strategies, linear, zig-zag, and circular, in the WAAM processing of Inconel 625. The deposited material is characterized through optical microscopy, scanning electron microscopy coupled with energy-dispersive spectroscopy (SEM/EDS), microhardness measurements, and tensile testing. The microstructural analysis focuses on the morphology of the solidification structure and the distribution of the main alloying elements, while the mechanical evaluation considers the tensile response and hardness behavior of the deposited material. The results are analyzed to establish possible relationships between deposition strategy, microstructural characteristics, chemical heterogeneity, and mechanical behavior. The study contributes to the understanding of the role of deposition path planning in the WAAM processing of Inconel 625 and provides experimental support for the selection and optimization of deposition strategies for nickel-based alloys.*
*Key words — Wire Arc Additive Manufacturing, Inconel 625, Deposition strategy, Microstructure, Mechanical behavior, Chemical segregation.*

## 1. INTRODUÇÃO

A crescente competitividade industrial tem impulsionado o desenvolvimento e a aplicação de tecnologias capazes de aumentar a produtividade, reduzir custos e melhorar a qualidade dos componentes fabricados [1-2]. Nesse contexto, a busca por processos mais flexíveis e eficientes tem estimulado a incorporação de novas tecnologias de fabricação e o desenvolvimento de materiais capazes de atender condições cada vez mais severas de operação [2-4]. A necessidade de produzir componentes com geometrias complexas, elevada confiabilidade e propriedades adequadas às condições de serviço tem contribuído para a expansão de processos avançados de fabricação no ambiente industrial.

Entre essas tecnologias, a Manufatura Aditiva (MA) tem se destacado pela possibilidade de fabricar componentes por meio da adição sucessiva de material, permitindo maior liberdade geométrica, redução de desperdícios e flexibilidade no desenvolvimento de peças [5-6]. Diferentemente dos processos convencionais de fabricação, a MA possibilita a construção de componentes diretamente a partir de modelos digitais, favorecendo a redução de etapas produtivas e a otimização do uso de matéria-prima [5]. Além disso, a capacidade de produzir geometrias complexas e realizar deposições localizadas amplia o potencial de aplicação dessa tecnologia na fabricação, recuperação e modificação de componentes metálicos [6].

Entre os processos de manufatura aditiva de metais, destaca-se a Manufatura Aditiva por Arco e Arame, conhecida como Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM). Esse processo utiliza uma fonte de energia baseada em arco elétrico para fundir continuamente um consumível metálico na forma de arame, promovendo a deposição sucessiva de camadas até a obtenção da geometria desejada. A utilização de processos tradicionalmente empregados em soldagem, associada à alimentação contínua de arame, proporciona elevada taxa de deposição e potencial para a fabricação de componentes metálicos de médio e grande porte [6-7]. Nesse sentido, a integração entre processos de soldagem e sistemas automatizados tem se consolidado como uma alternativa tecnológica para aumentar a repetibilidade, o controle e a consistência das operações de deposição [8-9].

A automação e a robotização dos processos de deposição assumem papel relevante no contexto da WAAM, uma vez que permitem a execução de trajetórias programadas com maior precisão e repetibilidade [8-9]. Sistemas automatizados podem executar operações repetitivas de forma consistente, reduzindo a influência da intervenção manual e permitindo maior controle sobre as variáveis envolvidas no processo [9]. Essas características são particularmente importantes na manufatura aditiva, na qual pequenas variações nos parâmetros de deposição ou na trajetória adotada podem resultar em diferenças na geometria dos cordões, na estabilidade do processo e nas condições térmicas experimentadas pelo material.

A estratégia de deposição constitui, portanto, uma variável importante na fabricação aditiva por arco e arame. Diferentes trajetórias podem modificar a sequência de deposição, a distribuição do calor e os ciclos de reaquecimento impostos às camadas anteriormente depositadas. Consequentemente, alterações na estratégia de deposição podem influenciar a geometria do componente, a taxa de resfriamento, a solidificação e a evolução microestrutural do material. A necessidade de maior controle do aporte térmico e da qualidade do processo também tem impulsionado o desenvolvimento e a combinação de tecnologias de soldagem, buscando conciliar produtividade, eficiência e desempenho do material produzido [10].

Entre os materiais de interesse para aplicações submetidas a condições severas de serviço, as ligas à base de níquel apresentam relevância devido à combinação de propriedades mecânicas e resistência a ambientes agressivos. Nesse grupo, o Inconel 625 destaca-se pelo seu potencial de aplicação em setores que demandam elevada confiabilidade e desempenho dos materiais. Considerando que componentes industriais frequentemente são submetidos a condições que podem resultar em degradação, desgaste e elevados custos de manutenção [4-11-12] torna-se relevante investigar tecnologias

capazes de produzir materiais com propriedades controladas e adequadas às condições de operação.

Na fabricação aditiva do Inconel 625, entretanto, as propriedades finais do material não dependem exclusivamente da composição química do consumível. Os ciclos térmicos associados à deposição sucessiva das camadas podem modificar os mecanismos de solidificação, o crescimento dos grãos, a distribuição dos elementos de liga e a formação das fases presentes na microestrutura. Dessa forma, a estratégia de deposição pode exercer influência direta sobre a evolução microestrutural e, consequentemente, sobre o comportamento mecânico do material produzido [8-10].

Nesse contexto, a avaliação de diferentes estratégias de deposição, como trajetórias lineares, circulares ou em zig-zag, pode contribuir para compreender a relação entre o percurso adotado durante a fabricação, o histórico térmico imposto ao material e as propriedades resultantes. A comparação dessas estratégias permite investigar como a organização dos cordões e das camadas influencia a microestrutura e o comportamento mecânico do Inconel 625, fornecendo subsídios para a definição de trajetórias mais adequadas de fabricação.

Dessa forma, este trabalho tem como objetivo avaliar diferentes estratégias de deposição aplicadas à fabricação aditiva por arco e arame de Inconel 625, investigando sua influência sobre a microestrutura e o comportamento mecânico do material produzido. A análise busca correlacionar as estratégias de deposição com as características microestruturais e as propriedades mecânicas obtidas, contribuindo para o aprimoramento do controle do processo e para a seleção de condições mais adequadas à fabricação de componentes metálicos por WAAM.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1. Impressão das amostras

Para a produção das peças destinadas aos testes, foram inicialmente fabricadas paredes com dimensões de 280 x 150 x 8 mm. A deposição foi realizada utilizando o braço robótico YRC1000 AR1440 Power Wave E600, fabricado pela Yaskawa (Fukuoka, Japão), instalado no Laboratório de Manufatura Aditiva do UniSATC.

A estratégia de deposição foi estabelecida considerando três estratégias de deposição, linear, zig-zag e circular. O sistema robótico utilizado durante a fabricação pode ser observado na Fig. 1.



**Figure 1**: Braço robótico de soldagem automática.

Os parâmetros de soldagem foram estabelecidos a partir de ensaios preliminares e de informações disponíveis na literatura especializada, buscando assegurar a estabilidade do arco elétrico, a adequada formação da poça de fusão e a qualidade geométrica das camadas depositadas. Os parâmetros utilizados são apresentados na Tab. 1.

| **Parâmetros:** | **Valores:** |
|---|---|
| Corrente (A) | 110 |
| Tensão (V) | 15 |
| Vazão do gás (L/min.) | 12,5 |
| Velocidade do arame (m/min.) | 5,5 |
| Argônio (%) | 75 |
| Dióxido de carbono (%) | 25 |
| Deslocamento tocha (mm/min.) | 300 |

**Tabela 1**: Parâmetros de deposição.

2.2. Metalografia

As análises metalográficas foram conduzidas no Laboratório de Manufatura Aditiva do UniSATC, com o objetivo de avaliar a microestrutura resultante das deposições. A preparação das amostras foi realizada de acordo com os procedimentos estabelecidos pela norma [13-14], sendo posteriormente submetidas ao ataque químico, reagente Água Régia. O seccionamento foi realizado em uma máquina de corte a úmido Secotom-10, fabricada pela Struers (Ballerup, Dinamarca). Posteriormente, as amostras foram embutidas e polidas utilizando o equipamento VibroMet 2, do fabricante Buehler (Chicago, EUA).

A caracterização microestrutural foi realizada por meio de um microscópio Microscópio Óptico ZEISS - MOD. AXIO Imager.M2m (Oberkochen, Alemanha). Essa análise permitiu investigar a presença de possíveis descontinuidades, regiões de difusão e alterações microestruturais decorrentes dos ciclos térmicos e das deformações mecânicas impostas durante o processo.

2.3. Ensaio de MIcrodureza

A microdureza das regiões de interesse foi determinada utilizando um microdurômetro Mitutoyo (Utsunomiya, Japão), modelo HM-440MR. Os ensaios foram realizados com carga de 19,614 N e tempo de aplicação de 10 s, conforme os requisitos estabelecidos pela norma ASTM E384-11 [13]. As endentações foram realizadas ao longo de perfis previamente definidos, com espaçamento de 1,0 mm entre as medições.

2.4. Ensaio de Tração

Os corpos de prova destinados aos ensaios de tração foram obtidos a partir de três parede produzida por manufatura aditiva, cada uma produzida por uma estratégia de deposição, com dimensões de 280 x 150 x 8 mm. A retirada dos corpos de prova foi realizada em três diferentes orientações em relação ao sentido de deposição: longitudinal (0°), oblíqua (45°) e transversal (90°).

Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente em uma máquina universal de ensaios EMIC (São José dos Pinhais, Brasil), modelo DL10000, com capacidade máxima de 100 kN. Foi empregada uma velocidade de deslocamento de 0,5 mm/min durante a realização dos ensaios.

Os corpos de prova foram confeccionados com espessura de 5 mm, seguindo os requisitos da norma ABNT NBR ISO 6892 (2019) [16]. As dimensões e a geometria padronizadas dos corpos de prova são apresentadas na Fig. 2.

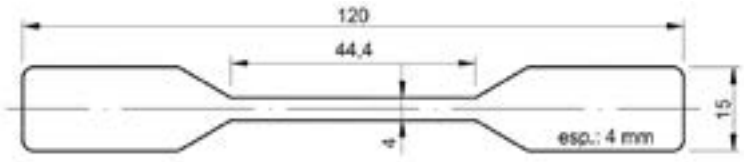



**Figure 2**: Dimensões padronizadas do corpo de prova para ensaio de tração.

A disposição de retirada dos corpos de prova é apresentada na Fig. 3 (no exemplo, a parede foi construída por deposição circular).



**Figure 3**: Disposição de corte dos corpos de prova do aço depositado para ensaio de tração.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Caracterização Microestrutural

A caracterização metalográfica do Inconel 625 produzido por manufatura aditiva por arco de arame (WAAM) revelou uma microestrutura característica de solidificação, com regiões de morfologia dendrítica e celular. As imagens obtidas por microscopia óptica evidenciam a estrutura dendrítica em diferentes níveis de ampliação, enquanto as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura revelam, em maior detalhe, a morfologia celular associada à solidificação do material. A Fig. 4 evidencia a presença de uma estrutura de solidificação predominantemente dendrítica/celular no material depositado.

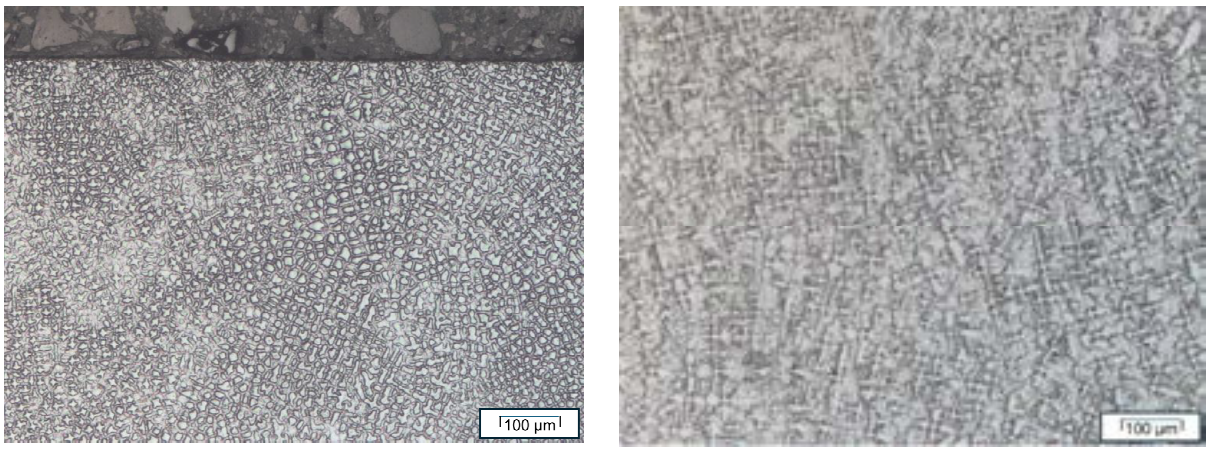



**Figure 4**: Micrografia evidenciando em detalhe a estrutura dendrítica.

A presença dessa morfologia é compatível com o comportamento metalúrgico esperado para o Inconel 625 processado por WAAM. Durante a deposição, o material sofre solidificação sob condições de elevado gradiente térmico e resfriamento relativamente rápido, seguida por sucessivos ciclos de reaquecimento provocados pela deposição das camadas subsequentes. Esse histórico térmico favorece o desenvolvimento de estruturas de solidificação direcionais e heterogêneas.

Åkerfeldt *et al*. [17] observaram, em Inconel 625 produzido por WAAM, estruturas dendríticas colunares e espaçamentos de dendrita primária entre aproximadamente 9 e 18 µm na região solidificada. Os autores também demonstraram que o reaquecimento das camadas previamente depositadas pode promover aumento do espaçamento dendrítico, evidenciando a influência dos ciclos térmicos sobre a evolução microestrutural.

Resultados mais recentes reforçam essa interpretação. Kishor *et al.* [18] observaram que o Inconel 625 produzido por WAAM apresenta variações da morfologia de grãos ao longo da altura do componente, incluindo estruturas colunares em regiões intermediárias e estruturas celulares/equiaxiais em regiões superiores. Os autores relacionaram essas alterações à evolução do histórico térmico e aos fenômenos de recristalização e crescimento de grão.

A presença simultânea de estruturas dendríticas e celulares indica que o material depositado apresenta uma microestrutura diretamente associada às condições de solidificação e aos ciclos térmicos característicos do processo WAAM.

### 3.2. Distribuição dos Elementos de Liga Observada por MEV/EDS

Os mapas composicionais obtidos por MEV/EDS indicaram maior intensidade de molibdênio (Mo) e nióbio (Nb) nas regiões correspondentes aos contornos da estrutura dendrítica, enquanto Ni, Cr, Fe e Ti apresentaram distribuição comparativamente mais homogênea na matriz. Na Fig. 5 pode ser vito o mapeamento químico por EDS do Inconel 625 produzido por WAAM.

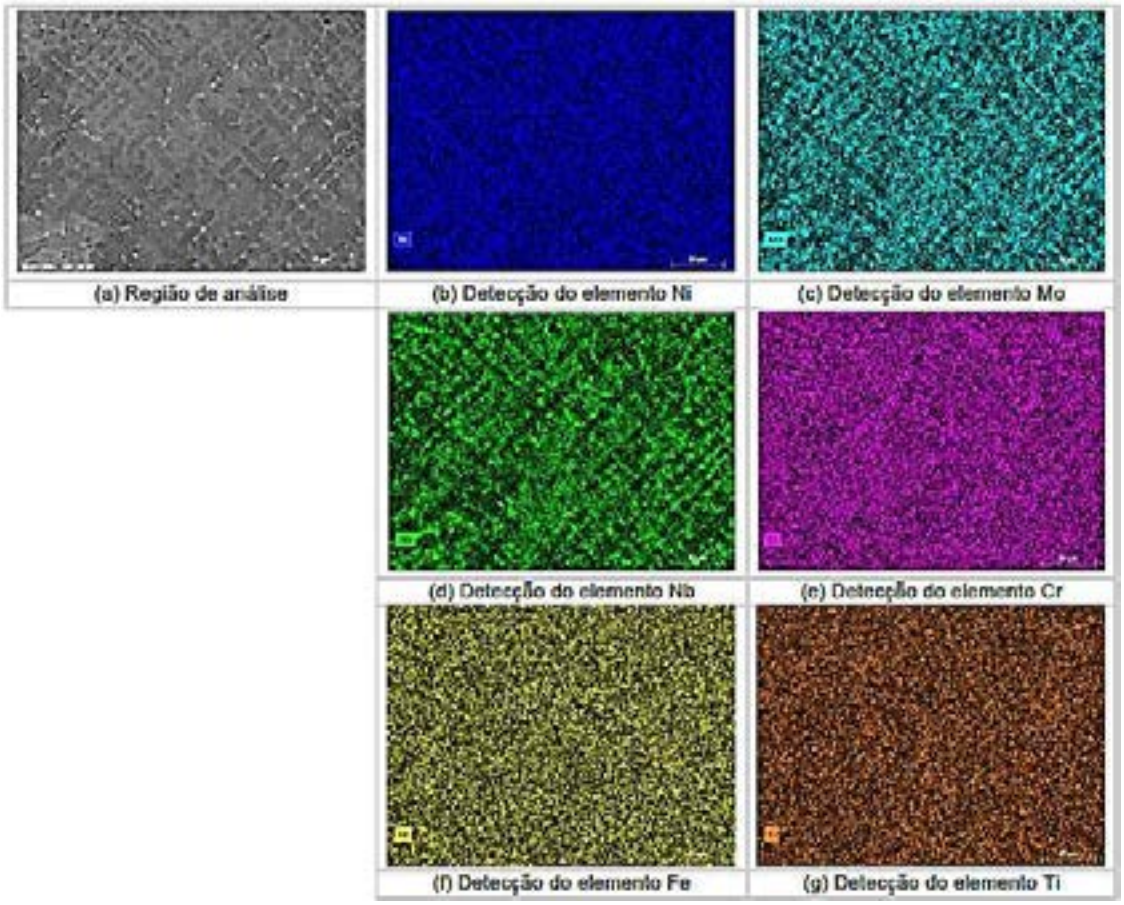



**Figure 5**: Mapa composicional evidenciando a distribuição dos elementos químicos.

Esse comportamento é consistente com a solidificação do Inconel 625, no qual Nb e Mo tendem a apresentar coeficientes de partição inferiores à unidade e, consequentemente, são preferencialmente rejeitados para o líquido interdendrítico durante o crescimento da fase γ-Ni. Ao final da solidificação, essas regiões podem apresentar concentrações desses elementos superiores às observadas no interior das dendritas.

Åkerfeldt *et al.* [17] identificaram comportamento semelhante em Inconel 625 produzido por WAAM, observando enriquecimento de Nb e Mo nas regiões interdendríticas. De acordo com os autores, esse enriquecimento decorre do processo de segregação durante a solidificação, enquanto elementos como Ni e Cr apresentam comportamento distinto na distribuição entre as regiões dendríticas e interdendríticas.

Estudos recentes demonstram que a intensidade dessa segregação pode ser modificada pelas condições térmicas do processo. Nandi *et al.* [19] verificaram que a temperatura entre passes influencia diretamente a taxa de resfriamento e a segregação no Inconel 625 produzido por WAAM. Os autores observaram que temperaturas interpasses mais elevadas reduziram o grau de segregação, atribuindo esse comportamento ao maior tempo de exposição a temperaturas elevadas e à consequente intensificação dos mecanismos de difusão.

### 3.3. Microconstituintes Observados por MEV/EDS

As imagens de MEV em maior ampliação evidenciaram a presença de regiões localizadas que se destacam da matriz e estão associadas aos contornos da estrutura de solidificação. As análises semiquantitativas por EDS indicaram concentração de Ti, Nb e Mo em determinadas regiões, enquanto Ni e Cr estão associados predominantemente à composição da matriz. A micrografia do microconstituinte pode ser vista na Fig. 6.

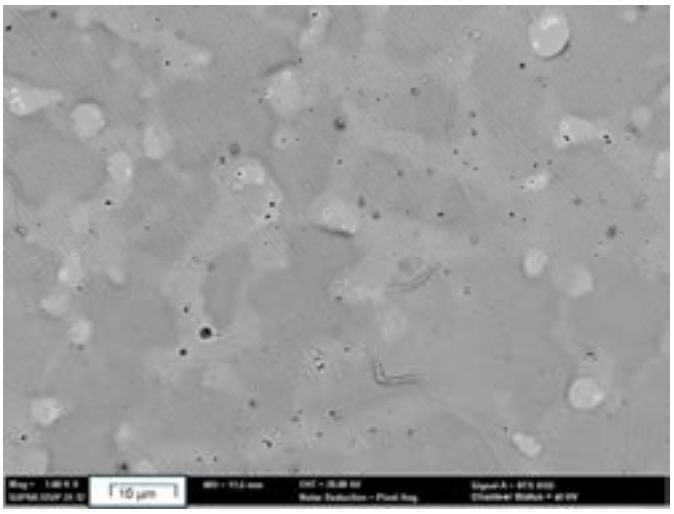


**Figure 6**: Micrografia evidenciando a formação de microconstituinte que se sobressai em contorno de grão.

A ocorrência de regiões enriquecidas em Nb, Mo e Ti é compatível com a evolução microestrutural esperada para o Inconel 625 durante a solidificação. A literatura relata a possibilidade de formação de carbonetos ricos em Nb/Ti e fases Laves em regiões interdendríticas do Inconel 625 produzido por processos de manufatura aditiva.

Safarzadeh *et al*. [20], por exemplo, identificaram no Inconel 625 produzido por WAAM uma matriz dendrítica à base de Ni acompanhada de constituintes ricos em Nb e Ti, além de fases secundárias associadas à solidificação. Mais recentemente, Gürkan [21] demonstrou que a distribuição de fases secundárias em Inconel 625 produzido por WAAM pode apresentar comportamento direcional, com concentração preferencial de determinadas fases ao longo da direção de construção.

Apesar dessa correspondência com a literatura, os resultados obtidos neste estudo não permitem identificar de maneira evidente a natureza cristalográfica dos microconstituintes exclusivamente por MEV/EDS. Assim, as regiões observadas são tratadas neste artigo como microconstituintes ou regiões quimicamente enriquecidas, evitando a atribuição direta à fase Laves sem caracterização complementar por técnicas como difração de raios X ou EBSD.

### 3.4. Comportamento em Tração das Diferentes Estratégias de Deposição

Os ensaios de tração foram realizados para as três estratégias de deposição avaliadas: linear, zig-zag e circular. A comparação das curvas tensão–deformação indica comportamento mecânico globalmente semelhante entre as condições analisadas, sem uma separação visual suficientemente pronunciada que permita estabelecer, exclusivamente a partir das curvas, uma superioridade inequívoca de uma estratégia em relação às demais.

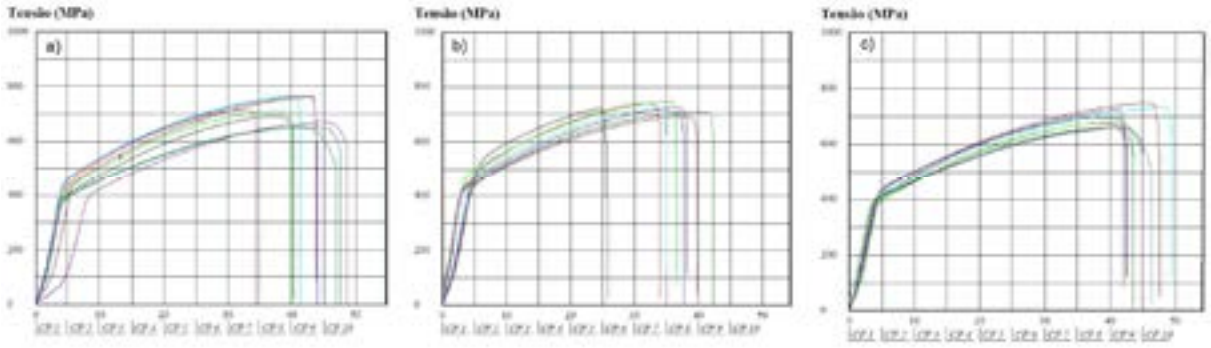



**Figure 7**: Curvas tensão–deformação representativas do Inconel 625 produzido por WAAM utilizando as estratégias de deposição linear (a), zig-zag (b) e circular (c).

Esse resultado é relevante porque demonstra que a alteração da trajetória de deposição não necessariamente produz uma modificação proporcional na resistência mecânica global do Inconel 625. Embora a trajetória da fonte de calor possa alterar a sequência de deposição e o histórico térmico local, o comportamento mecânico macroscópico resulta da combinação de diversos fatores, incluindo microestrutura, orientação dos grãos, segregação, precipitação e defeitos produzidos durante o processo.

O trabalho de R. Mohanraj *et al.* (2024) [22] sobre Inconel 625 produzido por WAAM destacou justamente a forte dependência das propriedades mecânicas em relação às condições de processamento e à microestrutura, além da influência de fases secundárias sobre a resistência e a ductilidade.

Estudos experimentais de Tiwari *et al.* (2024) [23] também demonstram que alterações microestruturais nem sempre resultam em variações equivalentes na resistência à tração. Ozaner *et al.* (2026) [24], investigaram as propriedades de tração e fadiga do Inconel 625 produzido por WAAM, observando-se que parâmetros associados à escala da microestrutura podem apresentar influência mais pronunciada sobre a ductilidade do que sobre a resistência máxima.

### 3.5. Microdureza e Homogeneidade das Propriedades

A Figura 8 apresenta a distribuição dos valores de microdureza Vickers obtidos para o Inconel 625 produzido por WAAM utilizando as estratégias de deposição linear, zig-zag e circular. Os resultados evidenciam diferenças principalmente na homogeneidade espacial da propriedade. A estratégia linear apresentou valores de dureza mais elevados em parte da região analisada, porém com variação entre os pontos de medição. A estratégia zig-zag, por sua vez, apresentou uma distribuição mais uniforme, enquanto a estratégia circular mostrou maior variação espacial dos valores de microdureza.

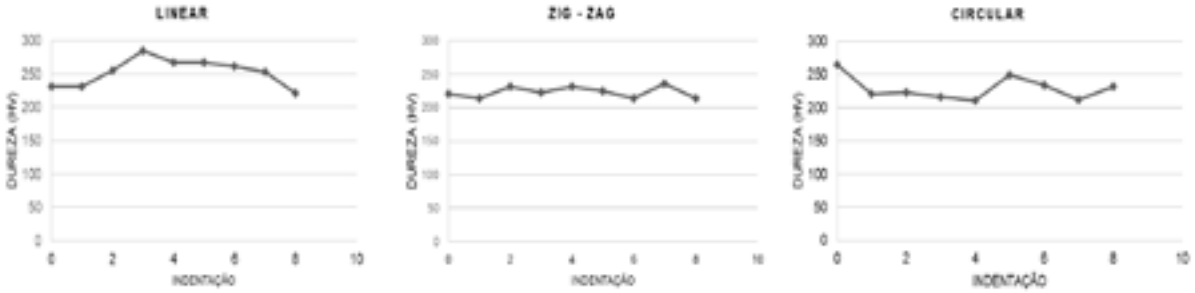



**Figure 8**: Perfil de microdureza Vickers ao longo da região depositada para as estratégias linear, zig-zag e circular

Essas diferenças podem estar associadas às distintas condições locais impostas pelas trajetórias de deposição e à consequente evolução microestrutural durante os sucessivos ciclos térmicos característicos do processo WAAM. Entretanto, como o histórico térmico das diferentes estratégias não foi monitorado diretamente, não é possível atribuir as variações observadas a mecanismos específicos, como diferenças na taxa de resfriamento, devendo essa relação ser interpretada com cautela.

A comparação com os resultados de tração é particularmente relevante, pois, enquanto o comportamento mecânico global apresentou diferenças relativamente limitadas entre as estratégias, a microdureza revelou diferenças locais na homogeneidade das propriedades. Esses resultados indicam que a estratégia de deposição pode exercer influência mais pronunciada sobre a distribuição local das propriedades mecânicas do que sobre a resposta global em tração, ressaltando a importância de considerar não apenas os valores médios de resistência e dureza, mas também a uniformidade das propriedades ao longo do material produzido.

Åkerfeldt *et al.* [17] observaram valores de dureza da ordem de 240–250 HV no metal depositado de Inconel 625, superiores aos valores encontrados na região do material de base. Os autores também observaram que a dureza apresentou pouca sensibilidade às variações de aporte térmico dentro da faixa investigada.

Resultados mais recentes mostram que a microdureza pode apresentar variações ao longo da direção de construção. Gürkan [21], por exemplo, identificou diferenças direcionais na distribuição de fases e na microdureza do Inconel 625 produzido por WAAM, demonstrando que a resposta local pode apresentar caráter anisotrópico.

### 3.6. Relação Entre Estratégia de Deposição e Comportamento Mecânico

A estratégia de deposição constitui uma variável importante do processo WAAM porque determina a trajetória percorrida pela fonte de calor e a sequência pela qual diferentes regiões do componente são depositadas e posteriormente reaquecidas.

Diferentes estratégias de deposição podem alterar o estado térmico e mecânico do componente. Em uma investigação numérica realizada por Tiwari *et al. (2022)* [23] especificamente para Inconel 625, diferentes estratégias de deposição produziram diferenças nos níveis de tensão residual e na distorção do componente. Os autores verificaram, por exemplo, que estratégias paralelas apresentaram menor tensão horizontal e menor distorção quando comparadas a estratégias espirais e de contorno.

No presente estudo, entretanto, os resultados de tração não demonstram, uma diferença suficientemente pronunciada para afirmar que uma das três trajetórias seja superior em termos de resistência mecânica. Assim, as estratégias linear, circular e zig-zag produziram respostas mecânicas globalmente próximas dentro das condições experimentais empregadas.

## 4. CONCLUSÕES

A análise conjunta dos resultados demonstra que o Inconel 625 produzido por WAAM apresenta uma estrutura de solidificação dendrítica/celular, acompanhada por heterogeneidade química associada principalmente ao enriquecimento de Nb e Mo nas regiões de contorno. Também foram identificadas regiões localizadas com enriquecimento de Ti, Nb e Mo, caracterizadas por MEV/EDS como microconstituintes quimicamente diferenciados da matriz.

Do ponto de vista mecânico, a comparação das estratégias linear, zig-zag e circula indica comportamento globalmente semelhante nas curvas de tração, sem evidência visual suficiente para estabelecer uma estratégia como claramente superior em termos de resistência máxima. Entretanto, a variação observada na deformação até a ruptura sugere que a ductilidade e a dispersão dos resultados podem constituir parâmetros mais sensíveis à influência da trajetória de deposição.

A literatura recente indica que o comportamento mecânico do Inconel 625 produzido por WAAM resulta da interação entre histórico térmico, solidificação, segregação, fases secundárias e condições de deposição [18, 19, 21, 23]. Portanto, a seleção da estratégia de deposição deve ser realizada considerando o conjunto das propriedades obtidas e não apenas o valor máximo de resistência.

Para as condições investigadas neste trabalho, os resultados indicam que as três estratégias são capazes de produzir Inconel 625 com comportamento mecânico comparável, devendo a eventual preferência por uma delas ser estabelecida a partir da análise estatística das propriedades, da homogeneidade da microdureza e dos requisitos específicos da aplicação

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Centro Universitário – UNISATC pelo apoio a pesquisa através do uso de sua estrutura de laboratórios, a Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS pelo apoio através do acesso a rede de pesquisadores, e a Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação do Estado de Santa Catarina – FAPESC pelo apoio financeiro na compra de equipamentos e insumos para pesquisa.

## REFERÊNCIAS

[1] DAROS, Daniella Vidal; MILANEZ, Alexandre; DALEFFE, Anderson; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; SILVA, Joelson Vieira da; MARCH, Gilson de. Estudo Da Implantação Do Método Troca Rápida De Ferramentas No Setor De Usinagem Em Uma Indústria Metalmecânica Do Sul De Santa Catarina. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 9, n. 2, p. 509–533, 21 ago. 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.418.

[2] BACKES, Guilherme Cunha; DALEFFE, Anderson; FRITZEN, Daniel; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARCH, Gilson de; SILVA, Joelson Vieira da. Implementação Do Pilar De Manutenção Autônoma Da Manutenção Produtiva Total Em Uma Guilhotina GHN-3013 Newton. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 9, n. 1, p. 384–400, 20 ago. 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.373.

[3] MARCH, Gilson de; SCHAEFFER, Lírio; DALEFFE, Anderson; FRITZEN, Daniel; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; STEINER, Max Gabriel; SILVA, Joelson Vieira da Silva; POSSAMAI, Pedro Henrique Menegaro. Estudo da Viabilidade Técnica de Coletores Solares Conformados por Estampagem Incremental de Chapas de Alumínio. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 11, n. 1, p. 103–119, 2026. DOI: 10.70185/2525-6025.2025.v10.506.

[4] SILVA, J. V. **Estudo Da Influência Do Tratamento Térmico De Austenitização Seguida De Resfriamento Ao Ar Forçado Na Resistência Ao Desgaste Abrasivo Do Ferro Fundido Branco ASTM A532 II D**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, p. 96. 2017.

[5] SILVA, Joelson Vieira da; SCHAEFFER, Lirio; DALEFFE Anderson; MILANEZ, Alexandre; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARCH, Gilson de. Analysis of the Bimetallic Joint of a Hot-Forged Crosshead Composed of ASTM B221 6060 Aluminum and AWS A5.36 E110C-G M Low Alloy Steel Obtained by Localized Fusion Additive Manufacturing. **Materials Research**, 2025.

[6] FERREIRA, Carlos Antônio; SCHAEFFER, Lirio; DALEFFE, Anderson; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARCH, Gilson de. SILVA, Joelson Vieira da. Hot Forging of DIN 8555 E6-UM-60 Alloy Produced by Directed Energy Deposition: Understanding the Metallurgical Effects. **Materials**, v. 19, n. 2, p. 373, 16 jan. 2026.

[7] DAGOSTIM, Denis Kohler; DALEFFE, Anderson; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARCH, Gilson de. de; FERREIRA, Carlos Antônio; SCHAEFFER, Lirio; CASTELAN, Jovani; SILVA, Joelson Vieira da. Desenvolvimento Do Processo De Manufatura Aditiva Com Deposição Localizada Através Da Tecnologia GMAW Duplo Arame. **OBSERVATÓRIO DE LA ECONOMÍA LATINOAMERICANA**, v. 22, n. 10, p. e7351, 21 out. 2024. https://doi.org/10.55905/oelv22n10-185

[8] CASAGRANDE, Henrique Cechinel; SILVA, Joelson Vieira da; DE MARCH, Gilson; DALEFFE, Anderson; POSSAMAI, Pedro Henrique Menegaro; CASTELAN, Jovani; ZARUR, Guilherme Dias; MALAGRINO, Thiago Ramos Stellin. Avaliação Metalúrgica e Mecânica de Juntas de Topo Soldadas por GMAW Robotizado com Arame ER70S-6. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 10, n. 2, p. 289–311, 22 maio 2026.. DOI: 10.70185/2525-6025.2025.v10.508.

[9] CUNHA, Gustavo Wippel; CARARA, Lucas Antunes; SILVA, Luiz Henrique Moraes; DALEFFE, Anderson; CROZETA, Natan Damian; SILVA, Joelson Vieira da; MARTINS, Hadrian; CASAGRANDE, Henrique Cechinel. Comparativo Entre Solda Manual e Automática em Aços Dissimilares. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 9, n. 2, p. 486–508, 21 ago. 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.417.

[10] GUIMARÃES, José Carlos; DALEFFE, Anderson; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARCH, Gilson de; SILVA, Joelson Vieira da. Soldagem Híbrida Aplicada Em Implementos Rodoviários Com Laser + MAG. Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC, v. 9, n. 2, p. 550–579, 21 ago. 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.419

[11] SILVA, Tiago Teixeira da; DALEFFE, Anderson; DE MARCH, Gilson; SILVA, Joelson Vieira da; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; LANGBEHN, Jamile Thon; RIBEIRO, Vânia Medeiros; CASTELAN, Jovani. Estudo De Viabilidade Para Substituição De Chapas De Desgaste Hardox Por Placa Cerâmica Remalox HD35 Em Chutes De Mineração. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 10, n. 2, p. 222–243, 22 maio 2026.. DOI: 10.70185/2525-6025.2025.v10.522.

[12] GUIDARINI, Carlos Roberto Salvaro; DALEFFE, Anderson; MARCH, Gilson de; SILVA, Joelson Vieira da; CASAGRANDE, Henrique Cechinel; MARTINS, Rauan. Estudo E Desenvolvimento De Um Plano De Manutenção De Equipamentos De Impressão Em Contrato De Locação. **Revista Vincci - Periódico Científico do UniSATC**, v. 9, n. 2, p. 305–333, 21 ago. 2025. DOI: 10.70185/2525-6025.2024.v9.411.

[13] ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E3-11**: *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. West Conshohocken: ASTM International, 2017.

[14] ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E7-17**: *Standard Terminology Relating to Metallography*. West Conshohocken, PA, 2017.

[15] ASTM INTERNATIONAL. ASTM E384-11: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. West Conshohocken, 2011.

[16] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT NBR ISO 6892-1: Materiais metálicos - Ensaio de tração – Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro: ABNT, 2013.

[17] ÅKERFELDT, O. M.; BROCKS, T.; HENRIKSEN, K.; et al. *Microstructure and Properties of Wire Arc Additive Manufacturing of Inconel 625*. **Metals**, v. 12, n. 11, 1867, 2022.

[18] KISHOR, G.; MUGADA, K. K.; MAHTO, R. P.; et al. *Microstructural evolution, crystallographic texture, grain morphology, and mechanical integrity of wire arc additively manufactured Inconel 625 alloy*. **Materials Characterization**, 2024, 114525. DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114525.

[19] NANDI, S.; MANIVANNAN, R.; DUBEY, P.; BHAGYARAJ, J.; GHOSH CHOWDHURY, S.; RAJINIKANTH, V. *Role of inter-pass temperature on cooling rate, segregation and mechanical properties of wire arc additively manufactured Inconel 625*. **Materials Characterization**, 2025, 115869. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.115869.

[20] SAFARZADEH, A.; SHARIFITABAR, M.; SHAFIEE AFARANI, M. *Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process*. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 30, n. 11, p. 3016–3030, 2020.

[21] GÜRKAN, D. *Directional microstructure and microhardness evolution in wire arc additive manufacturing of Inconel 625*. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, 2025. DOI: 10.1177/14644207251376228.

[22] R., Mohanraj *et al.* A review on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated using wire arc additive manufacturing process. **Rapid Prototyping Journal**, v. 30, n. 7, p. 1337–1347, 28 jun. 2024.

[23] TIWARI, Yoshit *et al.* Numerical analysis of stress and distortion in bulk deposited structures of Inconel 625 alloy: Influence of deposition strategies. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 51, p. 293–312, 19 maio 2024.

[24] OZANER, Ozan Can *et al.* Tensile and fatigue properties of wire arc additively manufactured Inconel 625: influence of microstructure and secondary dendrite arm spacing. **International Journal of Fatigue**, v. 209, p. 109600, 5 mar. 2026.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**

**www.senafor.com**

# Gêmeos Digitais Térmicos e Edge AI em WAAM: Uma Revisão do Estado de Arte e Oportunidades Tecnológicas

Max Gabriel Steiner [1]
Lírio Schaeffer [2]
Anderson Daleffe [3]
Roderval Marcelino [4]
Érica Bonfanti Corrêa [5]
Marcelo Marcos Amoroso [6]
Gilson de March [7]
Rodrigo César Nunes Maciel [8]

**RESUMO**

A manufatura aditiva a arco e arame (*WAAM*) destaca-se na produção de grandes componentes metálicos por suas altas taxas de deposição, mas os intensos gradientes térmicos do processo geram tensões residuais, distorções geométricas e heterogeneidades microestruturais que comprometem a integridade das peças. Este trabalho realiza uma revisão integrativa e crítica do estado da arte sobre a integração de Gêmeos Digitais térmicos e *Edge AI* no ecossistema *WAAM*, identificando lacunas e oportunidades de inovação para a indústria metal-mecânica. A metodologia consistiu no levantamento e análise crítica de produções científicas recentes, com foco em monitoramento térmico em tempo real e modelos preditivos descentralizados. Os resultados apontam a transição de modelos numéricos tradicionais para modelos de ordem reduzida baseados em dados, nos quais a *Edge AI* viabiliza decisões autônomas de baixa latência durante a deposição. Conclui-se que essa integração é um requisito técnico para ampliar a confiabilidade da manufatura de grande escala, alinhada aos paradigmas da Indústria 4.0.

[1] Doutorando, UNISATC. E-mail: max.steiner@satc.edu.br
[2] Doutor, UFRGS. E-mail: schaefer@ufrgs.br
[3] Doutor, UNISATC. E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br
[4] Pós-doutor, UFSC. E-mail: roderval.marcelino@ufsc.br
[5] Graduanda, UNISATC. E-mail: erica.bonfanti@satc.edu.br
[6] Doutorando, UNISATC. E-mail: marcelo.amoroso@satc.edu.br
[7] Doutorando, UNISATC. E-mail: gilson.march@satc.edu.br
[8] Mestre, UNISATC. E-mail: rodrigo.maciel@satc.edu.br

Key words – Manufatura Aditiva, Controle de Processo, Aprendizado de Máquina, Indústria 4.0, Soldagem a Arco

## THERMAL *DIGITAL TWINS* AND *EDGE AI* IN *WAAM*: A STATE-OF-THE-ART REVIEW AND TECHNOLOGICAL OPPORTUNITIES

**ABSTRACT**

Wire arc additive manufacturing (*WAAM*) stands out in producing large metallic components due to its high deposition rates, but the severe thermal gradients inherent to the process induce residual stresses, geometric distortions, and microstructural heterogeneities that compromise part integrity. This work provides an integrative and critical review of the state of the art on the integration of thermal *Digital Twins* and Edge Artificial Intelligence (*Edge AI*) within the *WAAM* ecosystem, identifying technological gaps and innovation opportunities for the metalworking industry. The methodology consisted of surveying and critically analyzing recent scientific publications, focusing on real-time thermal monitoring and decentralized predictive models. The results point to a transition from traditional numerical models to data-based reduced-order models, in which *Edge AI* enables autonomous, low-latency decisions during deposition. It is concluded that this integration is a technical requirement for increasing the reliability of large-scale manufacturing, aligned with Industry 4.0 paradigms.

*Key words — Additive Manufacturing, Process Control, Machine Learning, Industry 4.0, Arc Welding*

## 1. INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva a arco e arame *(Wire Arc Additive Manufacturing—WAAM*) combina uma fonte de calor a arco, alimentação contínua de arame e movimentação robotizada para fabricar componentes metálicos por deposição sucessiva de camadas. Em comparação com rotas aditivas baseadas em pó, sua principal proposição de valor reside nas elevadas taxas de deposição, no menor custo do insumo e na possibilidade de produzir ou reparar estruturas de médio e grande porte. Tais atributos explicam seu interesse para os setores naval, aeroespacial, de energia e de bens de capital [1] [2].

A vantagem produtiva, entretanto, é acompanhada por uma dificuldade física central: cada nova camada altera o estado térmico da peça e, portanto, modifica as condições iniciais da deposição subsequente. À medida que a distância ao substrato aumenta, a dissipação por condução se torna menos eficiente e ocorre acúmulo de calor. A temperatura entre passes, a geometria da poça, a taxa de resfriamento e o tempo de permanência acima de temperaturas críticas passam a depender não apenas dos parâmetros instantâneos, mas de todo o histórico de fabricação. Como consequência, podem surgir alargamento progressivo das camadas, ondulação superficial, colapso da poça, falta de fusão, porosidade, distorção, tensões residuais e anisotropia microestrutural [3] [4].

Esse caráter histórico, multiescala e parcialmente observável torna insuficiente a operação baseada somente em receitas fixas. A literatura recente aponta uma transição de três níveis: de inspeções posteriores para monitoramento *in situ*; de modelos físicos executados fora de linha para representações híbridas atualizadas por dados; e de arquiteturas de decisão centralizadas em nuvem para sistemas de inferência distribuída na borda. Nesse arranjo, o gêmeo digital fornece a representação dinâmica do processo, enquanto a *Edge AI* (Inteligência Artificial de Borda) oferece a capacidade computacional para transformar sinais em decisões dentro das restrições de latência impostas pela

dinâmica física do processo [1] [5] [6].

Apesar da evolução dos dois campos, sua integração permanece fragmentada. Muitos trabalhos denominados “gêmeo digital” concentram-se em visualização, monitoramento ou modelagem sem fechar o ciclo de controle; por outro lado, soluções de inteligência artificial frequentemente demonstram acurácia em bases experimentais, mas não caracterizam latência, consumo computacional, transferência entre materiais ou segurança de atuação. A questão orientadora desta revisão é, portanto: como modelos digitais térmicos e *Edge AI* podem ser combinados para transformar o monitoramento *WAAM* em controle autônomo, rastreável e de baixa latência?

O objetivo deste artigo é analisar criticamente o estado da arte representado pelo corpus documental fornecido, organizar as contribuições em uma cadeia que vai da física térmica à atuação e identificar oportunidades tecnológicas para a indústria metal-mecânica. Como contribuição, propõe-se uma arquitetura de referência para um gêmeo digital térmico executável na borda e uma agenda de pesquisa centrada em fidelidade, generalização, latência e qualificação industrial.

## 2. METODOLOGIA

O estudo foi conduzido como uma revisão integrativa e crítica da literatura. Para a formação do corpus de análise, realizou-se uma busca bibliográfica estruturada nas bases de dados ScienceDirect, Portal de Periódicos CAPES e MDPI. A seleção priorizou periódicos indexados internacionalmente na área de manufatura aditiva metálica, abrangendo trabalhos publicados no período de 2021 a julho de 2026, combinando os termos de busca: wire arc additive manufacturing, process control, machine learning, digital twin, thermal monitoring, Industry 4.0 e arc welding. Foram priorizados artigos revisados por pares com contribuição direta para *WAAM*, controle em malha fechada, estimação térmica, monitoramento inteligente, eficiência computacional ou arquitetura de gêmeos digitais, mantendo-se apenas trabalhos cujo PDF integral foi disponibilizado no corpus ou em acesso aberto. Estudos secundários centrados em produtividade, controle geométrico convencional, modelagem de cordões ou caracterização metalúrgica foram excluídos do núcleo analítico. O corpus final reuniu 11 artigos publicados entre 2021 e 2026. Como não foi executado um protocolo exaustivo de identificação, triagem e elegibilidade em múltiplas bases segundo o PRISMA (*Preferred Reporting Items for Systematic Reviews and Meta-Analyses*), o estudo não é apresentado como revisão sistemática.

A análise ocorreu em quatro etapas. Primeiro, foram registrados objetivo, processo, material, sensores, variáveis, método computacional e resultados de cada documento. Segundo, as contribuições foram classificadas em cinco eixos: (i) fenômenos térmicos e integridade do material; (ii) medição e aquisição de dados; (iii) modelos físicos, reduzidos ou orientados a dados; (iv) sombra/gêmeo digital e fusão sensorial; e (v) *Edge AI*, decisão e controle. Terceiro, foram examinadas as relações de dependência entre esses eixos, distinguindo medição, estimação de estado, predição e atuação. Finalmente, as lacunas foram avaliadas segundo quatro requisitos de implantação: fidelidade física, resposta temporal, robustez de generalização e rastreabilidade.

Dos 11 artigos selecionados, dez investigam diretamente o processo *WAAM*. O trabalho de Zhang et al. [6] constitui a única referência habilitadora externa ao domínio específico do processo. Nesta revisão, ele é tratado como um *framework* computacional habilitador, fornecendo o mecanismo de particionamento dinâmico de *DNN* (*Deep Neural Network* — rede neural profunda) necessário para atender às restrições de latência física do processo aditivo. Essa delimitação preserva a precisão da revisão ao separar evidências diretamente observadas em *WAAM* de tecnologias cuja integração ao ecossistema é proposta como uma oportunidade tecnológica.

**Quadro 1: Organização analítica do corpus documental.**

| Eixo | Questão examinada | Evidências principais no corpus |
|---|---|---|
| Gestão térmica | Como reduzir ou prever o acúmulo de calor? | Predição FEM–RNA e controle integrado da temperatura intercamadas [4] [6] |
| Sensoriamento | Quais variáveis representam o estado do processo? | Pirometria, termografia, visão da poça, sinais elétricos e fusão multimodal [1] [5] [8] |
| IA para qualidade | Como detectar defeitos e anomalias? | Aprendizado profundo, semi-supervisionado e não supervisionado [9] [10] [8] |
| Gêmeo digital | Como ligar a peça física a uma representação atualizável? | ISO 23247, arquitetura modular e sombra digital multissensorial [1] [5] |
| Edge e controle | Como decidir dentro do tempo do processo? | Particionamento dinâmico de DNN e aprendizado por reforço [6] [11] |

**Fonte:** Elaborado pelos autores (2026).

Essa organização evita tratar “IA”, “gêmeo digital” e “controle” como termos equivalentes. Neste artigo, uma sombra digital recebe dados do processo físico, mas não necessariamente comanda a máquina; um gêmeo digital mantém sincronização bidirecional e suporta predição ou decisão; e *Edge AI* designa a execução total ou parcial dos modelos em recursos computacionais próximos aos sensores e atuadores.

Os artigos, portanto, não estudam exatamente o mesmo objeto, mas formam uma cadeia tecnológica complementar, como sintetizado no Quadro 2. Nenhum trabalho do corpus integra sozinho todos os elos dessa cadeia, e essa ausência constitui precisamente a lacuna científica investigada nesta revisão.

**Quadro 2: Contribuição dos autores por elo da cadeia tecnológica.**

| Elo da cadeia tecnológica | Autor(es) | Contribuição específica no corpus |
|---|---|---|
| Predição térmica | Farias et al. [3] | Rede neural artificial calibrada por simulação FEM para estimar a temperatura interpasse antes da deposição da camada seguinte |
| Atuação térmica | Reindl et al. [4] | Sistema robotizado de resfriamento ($N_2$, água, ar) e aquecimento indutivo que converte a estimativa térmica em ação corretiva sobre o processo |
| Observabilidade — medição direta | Jorge, Teixeira e Scotti [7] | Comparação crítica de estratégias de pirometria para medir a temperatura intercamadas, evidenciando limitações de emissividade e acesso ótico |
| Observabilidade — monitoramento visual/térmico | Gourakani et al. [2] | Revisão de técnicas visuais e térmicas de monitoramento no *WAAM*, contrastando abordagens convencionais com as baseadas em aprendizado de máquina |
| Observabilidade — fusão sensorial | Mu et al. [5] | Sombra digital que integra múltiplos sensores para reconstruir o estado do processo, sem ainda comandar a máquina |
| Diagnóstico — anomalias em tempo real | Mattera e Nele [9] | Modelo de aprendizado de máquina que detecta anomalias durante a deposição a partir dos sinais elétricos do arco |
| Diagnóstico — aprendizado semi-supervisionado | Mattera et al. [10] | Extensão do diagnóstico anterior com técnicas semi-supervisionadas, reduzindo a dependência de dados rotulados |
| Diagnóstico — detecção de defeitos | Tapia Cabrera et al. [8] | Sistema de monitoramento baseado em IA para identificar defeitos em tempo real durante a deposição |
| Estruturação do gêmeo digital | Kim, Shao e Jo [1] | Arquitetura de implementação de gêmeo digital alinhada à ISO 23247, definindo domínios de |

| | | |
|---|---|---|
| | | dados e sincronização entre peça física e modelo |
| Decisão autônoma | Love, Behseresht e Park [11] | Aprendizado por reforço para monitoramento e controle inteligente, permitindo decisões sem intervenção humana direta |
| Eficiência computacional | Zhang et al. [6] | Particionamento dinâmico de redes neurais profundas entre borda e nuvem, reduzindo a latência de inferência |

**Fonte:** Elaborado pelos autores (2026).

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 A CONDIÇÃO TÉRMICA COMO ESTADO DOMINANTE DO *WAAM*

A condição térmica constitui o estado físico dominante do processo *WAAM*, pois governa simultaneamente a formação geométrica dos cordões, a evolução microestrutural do material depositado e a estabilidade do processo ao longo da deposição. Compreender esse estado é, portanto, pré-requisito para qualquer estratégia de controle, estimação ou monitoramento inteligente aplicada ao processo. Esta seção detalha os mecanismos de acúmulo de calor e suas implicações sobre a qualidade da peça fabricada.

#### 3.1.1. ACÚMULO DE CALOR, GEOMETRIA E MICROESTRUTURA

O balanço térmico simplificado de uma camada pode ser expresso pela Equação 1.

$$\rho c_p \, (\partial T / \partial t) = \nabla \cdot (k \nabla T) + \dot{q}_{arco} - \dot{q}_{conv} - \dot{q}_{rad} \quad (1)$$

Onde:

T = temperatura (K);

ρ = densidade (kg/m³);

$c_p$ = calor específico (J/kg·K);

k = condutividade térmica (W/m·K);

$\dot{q}_{arco}$ = taxa de entrada de energia do arco (W/m³);

$\dot{q}_{conv}$ = taxa de perda de calor por convecção (W/m³);

$\dot{q}_{rad}$ = taxa de perda de calor por radiação (W/m³).

Na Equação 1 temos que T é a temperatura, ρ a densidade, Cp o calor específico, k a condutividade térmica e os termos q representam a entrada do arco e as perdas por convecção e radiação. Esta formulação representa a base física governante do balanço térmico. No cenário de fabricação multicamada, como o estudado por Farias et al. [3], essas propriedades tornam-se dependentes da temperatura, a geometria do domínio cresce no tempo e o modelo deve ser adaptado para incluir referenciais móveis (velocidade da tocha) e mudanças contínuas de contorno. A solução de alta fidelidade é, portanto, útil para explicar o fenômeno, mas excessivamente onerosa para controle em tempo real.

Os estudos recentes convergem na constatação de que a temperatura intercamadas deve ser tratada como variável de estado e de controle, e não apenas como condição observada. Farias et al. [3] demonstraram que tempos reduzidos entre passes intensificam o acúmulo de energia à medida que a parede cresce. Reindl et al. [4] avançaram da predição para a atuação ao integrar resfriamento robotizado por nitrogênio, água e ar, além de aquecimento indutivo localizado, em configurações automatizadas de controle térmico. Os resultados evidenciam que tempo ocioso, aporte e extração de calor constituem graus de

liberdade complementares para regular o ciclo térmico. A Figura 1 [3] ilustra essa dinâmica ao apresentar os perfis térmicos capturados por termografia infravermelha, evidenciando o acúmulo progressivo de energia e a alteração da zona afetada pelo calor à medida que o número de camadas aumenta.

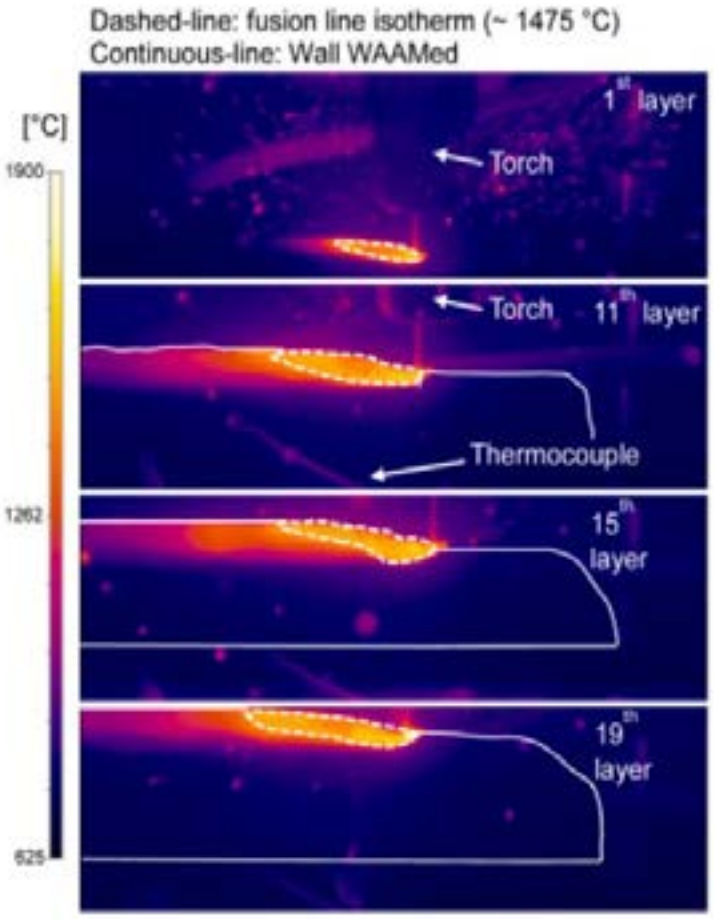



**Figura 1**: Perfis de temperatura por câmera infravermelha durante a deposição da 1ª, 11ª, 15ª e 19ª camadas. Fonte: Adaptado de Farias et al. [3].

A história térmica condiciona a geometria, a taxa de resfriamento e a integridade metalúrgica. O gêmeo térmico deve, portanto, relacionar os ciclos experimentados durante a deposição não apenas à temperatura instantânea, mas também à evolução da peça e ao risco de defeitos. Essa ligação exige sensores calibrados e modelos capazes de representar estados que não são diretamente observáveis [7] [2].

### 3.1.2 DA SIMULAÇÃO TÉRMICA AO MODELO EXECUTÁVEL

O método dos elementos finitos (FEM) permanece uma referência para interpretar fluxos de calor e testar virtualmente condições de processo, mas seu custo computacional limita a execução no caminho crítico. Farias et al. [3] simularam uma parede *WAAM* de 20 camadas para diferentes tempos entre passes e utilizaram os resultados para treinar uma rede neural artificial. Com número da camada e tempo ocioso como entradas, a rede reproduziu a evolução da temperatura intercamadas e gerou mapas de processo com custo de inferência muito inferior ao FEM. O estudo materializa a transição central desta revisão: o modelo físico produz dados e coerência, enquanto o modelo substituto fornece velocidade para predição e controle. A validação dessa abordagem é demonstrada na Figura 2 [3], que confronta a distribuição de temperaturas simulada via elementos finitos (FEM) com a seção

transversal real do cordão depositado.

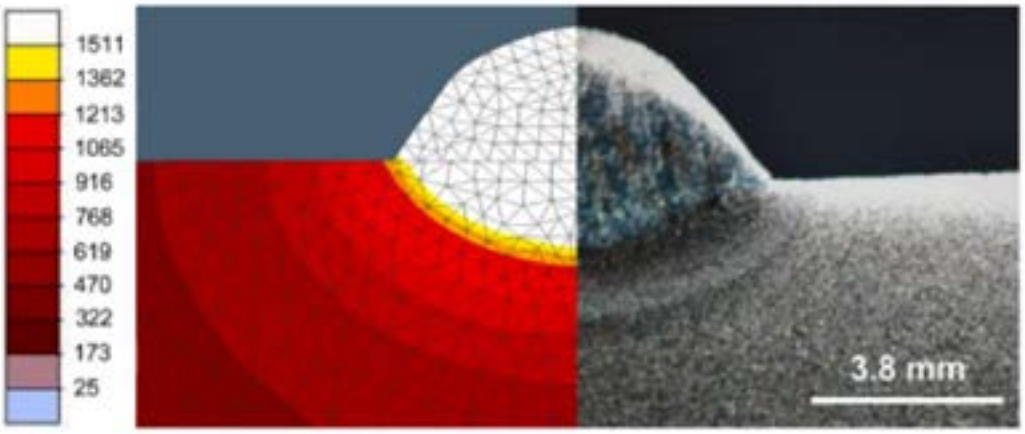



**Figura 2**: Comparação entre o perfil térmico simulado (FEM) e a macrografia do cordão depositado. Fonte: Adaptado de Farias et al. [3].

Entretanto, um modelo reduzido não se torna automaticamente um gêmeo digital. Para isso, deve receber observações da máquina, estimar estados não medidos, quantificar incerteza e atualizar-se quando as condições se afastarem do domínio de treinamento. A lógica de operação desse gêmeo bidirecional pode ser descrita matematicamente por uma formulação canônica de espaço de estados, conforme as Equações 2 e 3.

$$\hat{x}_t = f_\theta(\hat{x}_{t-1}, u_t, y_t), \qquad (2)$$

$$\hat{z}_{t+\tau} = g_\varphi(\hat{x}_t, u_{t:t+\tau}), \qquad (3)$$

Onde:

$\hat{x}$ = estado térmico estimado no instante t;

u = parâmetros de processo e ações de resfriamento aplicados no instante t;

y = medições obtidas dos sensores no instante t;

$\hat{z}$ = saídas previstas para o horizonte de predição (ex.: temperatura entre passes, largura, altura ou risco de defeito);

$f_\theta$ = função de atualização do estado, parametrizada por θ;

$g_\varphi$ = função de predição das saídas, parametrizada por φ.

Nesta representação (Equações 2 e 3), que formaliza matematicamente o conceito de gêmeo digital discutido na literatura recente, temos que u representa parâmetros de processo e ações de resfriamento, y as medições, x o estado térmico estimado e z as saídas previstas, como temperatura entre passes, largura, altura ou risco de defeito. Modelos puramente orientados a dados são rápidos, mas podem violar tendências físicas; modelos puramente físicos são interpretáveis, mas usualmente lentos. A formulação híbrida utiliza o FEM, a conservação de energia e os limites metalúrgicos para estruturar a evolução térmica, enquanto medições experimentais corrigem, em tempo de execução, parâmetros sensíveis como emissividade efetiva, coeficientes convectivos, eficiência da fonte de calor e condições de contorno. Assim, os dados não substituem a física: eles assimilam desvios entre o modelo nominal e o processo observado.

## 3.2. MONITORAMENTO TÉRMICO E ESTIMAÇÃO DO ESTADO DO PROCESSO

### 3.2.1. SENSORES, LIMITAÇÕES E COMPLEMENTARIDADE

A medição de temperatura em *WAAM* é afetada por emissividade variável, reflexos do arco, fumos, respingos, mudanças de ângulo e oclusões. Jorge, Teixeira e Scotti [7] compararam estratégias pirométricas superior e lateral e concluíram que a temperatura entre camadas deve ser tratada como uma referência dependente da posição, calibração e método de leitura, e não como um valor absoluto universal. A configuração superior é mais simples e flexível, mas a lateral representa melhor a condição da poça para realimentação, apesar da menor sensibilidade e de dificuldades nas primeiras camadas. A Figura 3 [7] detalha a bancada experimental utilizada para avaliar essas estratégias, destacando o posicionamento dos sensores em relação à tocha e à peça.

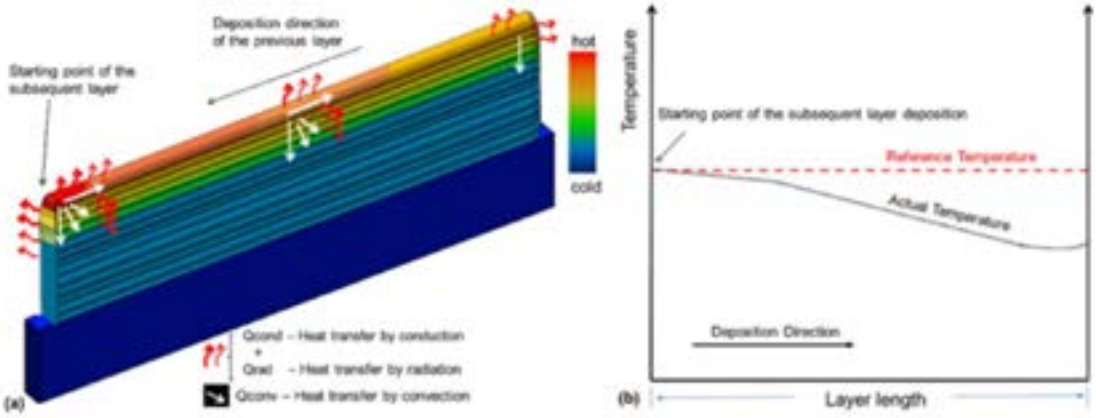



**Figura 3**: Configuração experimental com pirômetros superior e lateral monitorando a poça de fusão. Fonte: Adaptado de Jorge, Teixeira e Scotti [7].

Termografia e visão visível capturam dimensões distintas. A primeira descreve distribuição térmica e proxies de resfriamento (indicadores indiretos, como o gradiente térmico, usados para estimar a taxa de resfriamento sem medi-la diretamente); a segunda informa contorno da poça, estabilidade do arco, geometria aparente e defeitos superficiais. Tapia Cabrera et al. [8] demonstraram o uso de aprendizado profundo para detectar e segmentar falta de fusão em imagens da poça, enquanto a revisão de Gourakani et al. [2] mostra que nenhum sensor isolado representa o processo por completo e que a fusão entre visão e dados térmicos é uma base mais adequada para controle. Câmeras, contudo, geram grande volume de dados e exigem proteção óptica e pré-processamento; pirômetros são rápidos e econômicos, mas oferecem medição pontual; perfilômetros a laser têm elevada precisão geométrica, mas podem introduzir tempo de varredura e custo.

Sinais de corrente e tensão constituem canais de alta frequência e integração simples. Nos estudos de detecção de anomalias, esses sinais alimentam representações no domínio do tempo e da frequência, adequadas à inferência durante a deposição [9] [10] Assim, sensores de menor dimensionalidade podem funcionar como canais rápidos do gêmeo, enquanto sensores ópticos de maior riqueza corrigem o modelo em cadência mais lenta.

### 3.2.2. DETECÇÃO DE DEFEITOS E FUSÃO DE DADOS

O uso de IA desloca o monitoramento de limiares fixos para reconhecimento de padrões multivariados. Tapia Cabrera et al. [8] acoplaram detecção e segmentação baseadas em YOLO (rede neural de detecção de objetos em tempo real, do inglês You Only

Look Once) para localizar falta de fusão em imagens da poça. O sistema atingiu recall (proporção de defeitos reais corretamente identificados pelo modelo) de 90,9% em dados não vistos e IoU (Intersection over Union, métrica que mede a sobreposição entre a área prevista e a área real do defeito) média de 0,82 na segmentação, mantendo capacidade de tempo real. A queda de desempenho em combinações de materiais diferentes das usadas no treinamento, contudo, evidencia a fragilidade de generalização entre domínios.

Para sinais temporais, atributos de corrente e tensão nos domínios do tempo e tempo–frequência alimentaram um autoencoder convolucional residual semi-supervisionado (um modelo que aprende o padrão "normal" do sinal e sinaliza como anomalia tudo que foge muito desse padrão) para detecção em tempo real de anomalias no *WAAM* pulsado [9]. Em estudo comparativo de acesso aberto, métodos supervisionados, semi-supervisionados e não supervisionados foram avaliados com sinais de corrente e tensão obtidos na deposição de Invar 36 (liga metálica de baixa expansão térmica, composta por ferro e níquel); os resultados evidenciaram o compromisso entre sobreajuste, alarmes falsos e capacidade de reconhecer anomalias em bases pequenas e desbalanceadas [10]. O Invar 36 deve ser entendido como um caso de validação, e não como evidência de generalização automática: a robustez dos modelos precisa ser confirmada em outras ligas, modos de transferência e configurações de célula. O processo de extração de padrões para detecção de anomalias, conforme discutido por Mattera et al. [10], é visualizado na Figura 4, onde escalogramas no domínio tempo-frequência permitem que a IA identifique anomalias locais nos sinais elétricos.

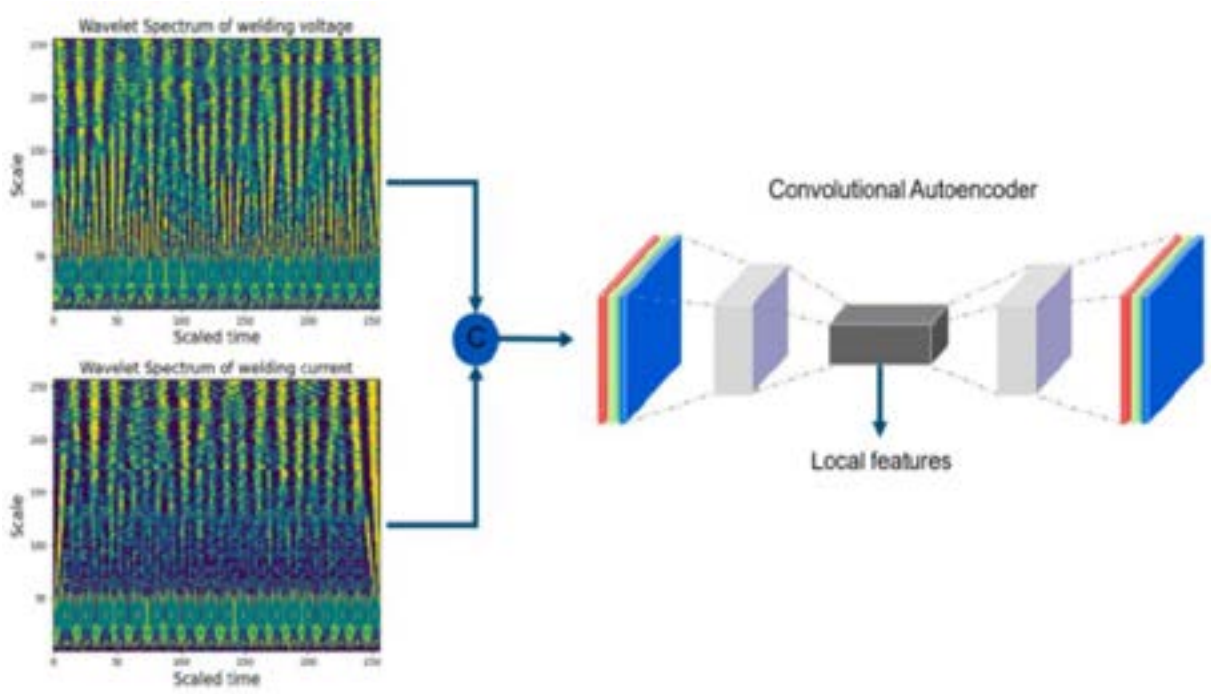



**Figura 4**: Análise no domínio tempo-frequência de sinais para extração de atributos locais via técnicas avançadas de processamento de imagem. Fonte: Adaptado de Mattera et al. [10].

A sombra digital proposta por Mu et al. [5] integra sinais elétricos, imagens e nuvem de pontos do cordão. Modelos especializados produzem evidências em escalas temporal e espacial, e um autoencoder variacional realiza a fusão das confianças. Em comparação com canais individuais, o sistema apresentou maior estabilidade a ruído e melhor detecção de múltiplas classes de defeito. O trabalho também estabelece uma distinção funcional: a sombra digital melhora a percepção, mas precisa ser combinada a algoritmos de controle

para tornar-se um gêmeo bidirecional.

Os canais discutidos ao longo desta seção (pirômetros, termografia, visão visível, perfilometria e sinais elétricos) cumprem papéis complementares e apresentam limitações distintas dentro de um gêmeo digital térmico, conforme sintetiza o Quadro 3.

**Quadro 3: Papel dos principais canais de dados em um gêmeo digital térmico.**

| Canal | Informação dominante | Vantagem | Limitação crítica |
|---|---|---|---|
| Pirômetro | Temperatura pontual/intercamada | Baixa latência e integração simples | Emissividade, posicionamento e valor não absoluto. |
| Termografia IR | Campo térmico e gradientes | Cobertura espacial | Reflexos, arco, fumaça e alto fluxo de dados. |
| Visão visível | Poça, arco e defeitos aparentes | Informação morfológica rica | Oclusão, iluminação extrema e custo de inferência. |
| Perfilometria | Altura, largura e nuvem de pontos | Referência geométrica precisa | Varredura e processamento mais lentos. |
| Corrente/tensão | Transferência metálica e estabilidade | Alta frequência e baixo custo incremental | Relação indireta com temperatura e geometria. |
| Fusão multimodal | Estado térmico-geométrico composto | Robustez e maior observabilidade | Sincronização, calibração e carga computacional. |

**Fonte:** Elaborado pelos autores, baseado em [7] [5] [8]

## 3.3. GÊMEOS DIGITAIS TÉRMICOS PARA *WAAM*

Kim, Shao e Jo [1] propuseram uma arquitetura de implementação de gêmeos digitais para *WAAM* alinhada à ISO 23247 (norma internacional que define a estrutura de referência para gêmeos digitais aplicados a processos de manufatura), incluindo conectividade, análise de dados, computação na borda e fluxo bidirecional para monitoramento e controle. Mu et al. [5] demonstraram uma sombra digital multissensorial como etapa intermediária para essa integração. Em conjunto, os trabalhos mostram que um sistema completo requer integração de parâmetros, sincronização, representação da geometria crescente e interfaces interoperáveis. A Figura 5 [1], descreve a estrutura organizacional desse sistema baseada na norma ISO 23247, mapeando o fluxo de dados entre as entidades física e digital.

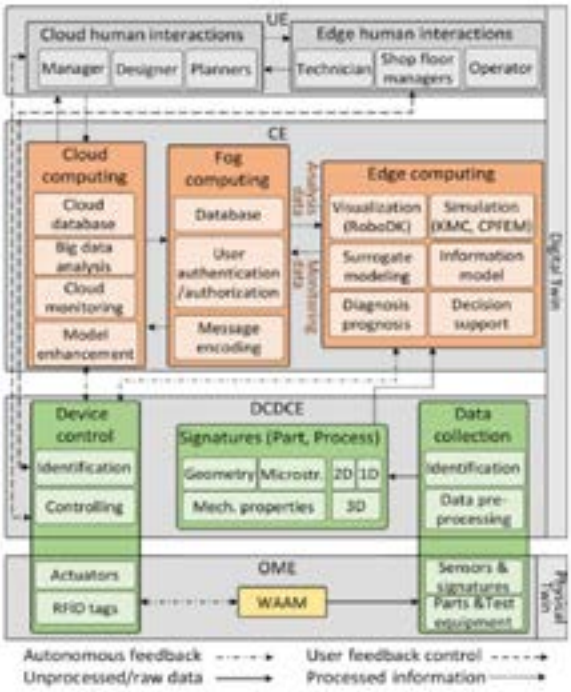



**Figura 5**: Arquitetura de implementação de gêmeo digital baseada na norma ISO 23247, com as entidades OME, DCDCE, CE e UE. Fonte: Adaptado de Kim, Shao e Jo [1].

Um gêmeo especificamente térmico deve manter, no mínimo, cinco elementos: (i) especificações técnicas e parâmetros de projeto, incluindo geometria nominal, propriedades do material e trajetória ou G-code (linguagem de programação usada para comandar os movimentos da tocha/máquina); (ii) estado geométrico camada a camada; (iii) estimativa do campo térmico e do histórico local; (iv) modelos de relação processo–estrutura–propriedade; e (v) interface de decisão com restrições de segurança. A simples visualização de temperaturas medidas não satisfaz esses requisitos, pois não estima regiões não observadas nem prevê o efeito de ações futuras.

A fidelidade computacional pode ser administrada em dois níveis. Durante a deposição estável, modelos de ordem reduzida ou substitutos orientados a dados são executados continuamente na borda para atualizar o estado térmico dentro do período de controle. Simulações FEM (elementos finitos, ver seção 3.1.2) ou modelos híbridos de maior custo são disparados somente quando a incerteza preditiva, o erro de reconstrução ou a divergência entre sensores ultrapassam limites definidos. O resultado de alta fidelidade recalibra o modelo reduzido, atualiza as condições de contorno ou restringe o envelope operacional; enquanto essa atualização é processada, o controlador pode reduzir a velocidade, ampliar o tempo entre passes ou assumir uma política conservadora. Dessa forma, precisão física e resposta temporal são combinadas sem exigir a execução contínua do FEM.

## 3.4. *EDGE AI* E CONTROLE AUTÔNOMO

### 3.4.1. POR QUE PROCESSAR NA BORDA

O envio contínuo de imagens térmicas, vídeo da poça e sinais de alta frequência para uma nuvem remota adiciona atraso variável, consome largura de banda e cria dependência de conectividade. Para controle intracamadas, o requisito relevante não é apenas a acurácia média, mas a latência ponta a ponta. Sintetizando o desafio de tempo real abordado na arquitetura de borda de Zhang et al. [6], propomos que essa restrição

física seja expressa matematicamente pela Equação 4, a qual estabelece que a soma dos tempos de todo o ciclo de decisão deve ser obrigatoriamente inferior à escala de tempo característica do fenômeno controlado:

$$t_{sens} + t_{prep} + t_{inf} + t_{com} + t_{act} < t_{din}, \qquad (4)$$

em que o lado esquerdo reúne aquisição, pré-processamento, inferência, comunicação e atuação. O termo tdin representa a menor escala física relevante para a variável controlada: em correções intracamadas, deve ser associado ao tempo de residência da poça de fusão, à taxa de solidificação local ou ao intervalo necessário para a tocha percorrer o comprimento espacial de controle; em ações intercamadas, corresponde à dinâmica de resfriamento até a temperatura de reinício. Seu valor deve ser identificado experimentalmente para cada combinação de material, velocidade e geometria. Reportar apenas quadros por segundo ou tempo isolado de inferência não garante o atendimento dessa desigualdade. Para solucionar essa restrição, a Figura 6 contrasta os paradigmas de inferência em nuvem e na borda, evidenciando como o particionamento de tarefas reduz a latência para níveis compatíveis com o processo físico.

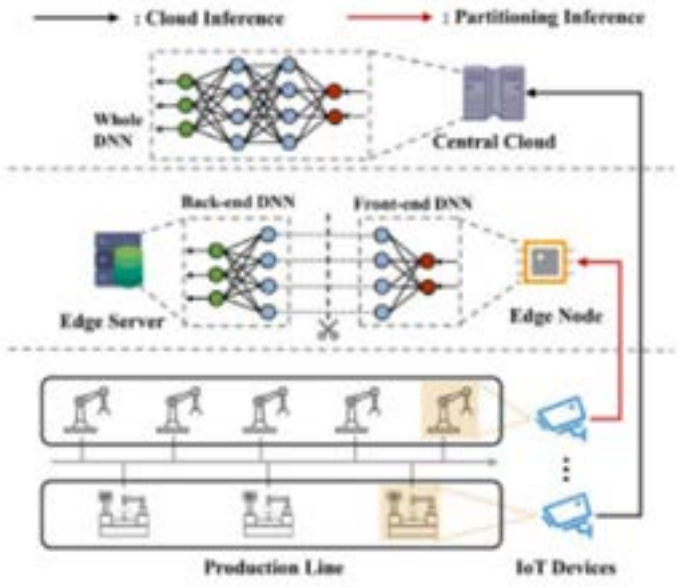



Fig. 1. Manufacturing information analysis in two DNN inference scenarios: cloud inference, edge-end partitioning inference.

**Figura 6**: Comparação entre inferência em nuvem e inferência particionada borda-dispositivo. Fonte: Adaptado de Zhang et al. [6].

Na arquitetura de Kim, Shao e Jo [1], alinhada à norma ISO 23247, o processamento pode ser distribuído entre recursos de borda, névoa e nuvem, preservando na célula as funções necessárias à decisão em tempo real. Nesse arranjo, a lógica de *Edge AI* de Zhang et al. [6]. funciona como a ferramenta técnica para operacionalizar essa camada de controle, atuando como o motor de decisão da Entidade Central (CE). O sistema EdgeMPS utiliza um escalonador treinado por aprendizado por reforço para executar o particionamento dinâmico de DNN entre o dispositivo e o servidor, garantindo que a inferência ocorra dentro dos limites de $t_{din}$. Em bancada real, essa arquitetura reduziu a latência em até 77% e alcançou 80% de conclusão das tarefas sob restrições de tempo real, sendo diretamente transferível à distribuição de modelos térmicos e visuais em células *WAAM*.

*Edge AI* não significa necessariamente executar tudo no sensor. Uma divisão funcional é mais realista: aquisição, filtragem, detecção rápida e intertravamentos no dispositivo; fusão multissensorial, estimação térmica e controle no servidor de borda da

célula; treinamento, FEM detalhado e gestão de frota fora do caminho crítico. A escolha deve considerar determinismo, energia, memória, privacidade, manutenção e tolerância a falhas, e não somente potência computacional.

### 3.4.2. INTEGRAÇÃO ENTRE PERCEPÇÃO E DECISÃO

O aprendizado por reforço amplia o sistema de predição para decisão sequencial. Love, Behseresht e Park [11] implementaram Q-learning (algoritmo de aprendizado por reforço em que o agente aprende, por tentativa e erro, qual ação tomar em cada estado para maximizar um resultado desejado) em uma plataforma *WAAM* com visão e atuação direta sobre tensão e alimentação do arame. O controlador recuperou-se de perturbações e limitou o acúmulo de erro de altura. Os próprios autores, porém, identificaram limitações de calibração óptica, representação de estado apenas geométrica e ausência do histórico térmico. Essa lacuna oferece um ponto de integração evidente: o estado fornecido ao agente deve incluir temperatura entre passes, tendência de acúmulo de calor e incerteza do gêmeo.

O monitoramento por YOLO de Tapia Cabrera et al. [8] e a decisão por Q-learning de Love, Behseresht e Park [11] representam etapas complementares de uma única malha fechada. Sob um relógio comum de sincronização na borda, o detector atualiza o estado visual e a confiança da percepção; o gêmeo térmico combina essas informações com temperatura e histórico de deposição; e o agente seleciona a ação antes do vencimento da janela física de controle. Essa integração permite que a atuação considere simultaneamente geometria, falta de fusão, temperatura intercamadas e incerteza de predição, evitando que percepção e controle operem como módulos assíncronos e isolados.

A literatura de monitoramento visual e térmico ressalta que CNNs são adequadas a imagens, enquanto modelos temporais tratam séries de sinais térmicos e elétricos; a fusão amplia a capacidade de detecção, mas aumenta a demanda por sincronização e processamento [2]. Logo, a seleção do algoritmo deve partir da dinâmica da variável controlada. Nem toda ação precisa ocorrer na mesma escala: a corrente e a velocidade podem ser corrigidas durante a camada; o tempo de espera e o resfriamento podem ser definidos entre camadas; trajetória e sequência podem ser replanejadas entre regiões.

## 3.5. ARQUITETURA DE REFERÊNCIA PROPOSTA

A Figura 7 sintetiza uma arquitetura em três horizontes, indicando como o processamento descentralizado viabiliza o controle em tempo real. O caminho crítico permanece na célula e fecha a malha; a camada de borda mantém o estado térmico-geométrico; e recursos externos atualizam modelos sem participar de intertravamentos imediatos.

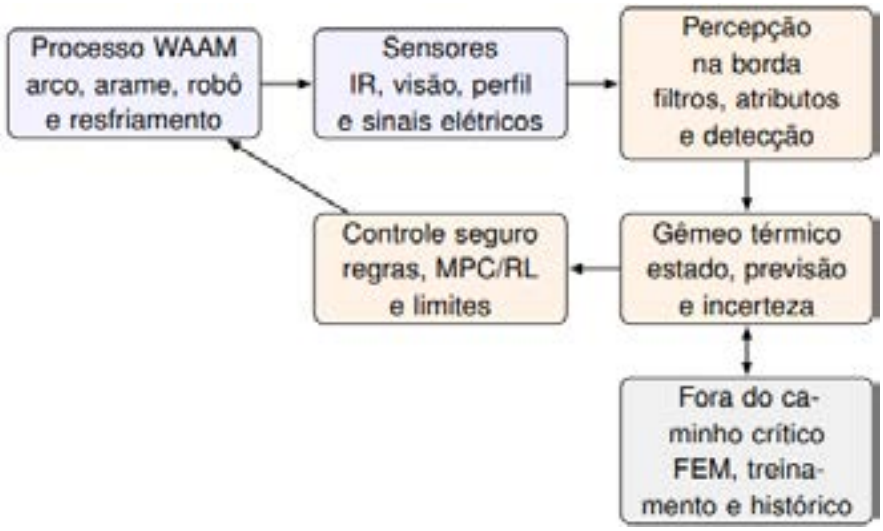



**Figura 7:** Arquitetura conceitual de um gêmeo digital térmico com *Edge AI* para WAAM. Fonte: Elaborado pelos autores, baseado em Kim, Shao e Jo [1] e Zhang et al. [6].

O ciclo operacional proposto contém seis passos: (1) adquirir sinais com relógio comum; (2) avaliar qualidade e disponibilidade de cada sensor; (3) atualizar o estado térmico-geométrico; (4) prever temperatura, geometria e risco no horizonte de controle; (5) selecionar uma ação dentro de um envelope qualificado; e (6) registrar dados, decisão, versão do modelo e resposta física. A rastreabilidade fecha uma lacuna recorrente em protótipos de IA e permite auditoria posterior.

Se a incerteza do gêmeo exceder o limite, o sistema assume uma política conservadora, como uma pausa entre camadas ou o acionamento de um controlador convencional, em vez de continuar operando sem sinalizar a incerteza. A cada ciclo, o sistema deve registrar os dados de entrada, a versão do modelo, a incerteza estimada, a ação proposta, eventuais intervenções das salvaguardas e a resposta física observada. Esse registro é o que permite auditar o processo posteriormente e reconstruir, se necessário, o raciocínio por trás de cada decisão autônoma.

## 3.6. LACUNAS E OPORTUNIDADES TECNOLÓGICAS

### 3.6.1. INTEGRAÇÃO VERTICAL ENTRE PERCEPÇÃO, GÊMEO TÉRMICO E ATUAÇÃO

A principal lacuna do corpus é a ausência de uma implementação vertical que conecte, na mesma célula *WAAM*, aquisição multissensorial, estimação térmica por modelo substituto, inferência de baixa latência e atuação segura. Os estudos existentes validam separadamente a arquitetura do gêmeo [1], a sombra digital e a fusão sensorial [5], a predição da temperatura intercamadas [3], a detecção em tempo real [8] e a atuação adaptativa [11] [4]. A oportunidade tecnológica consiste em integrar esses módulos sob um relógio comum, com estado compartilhado, propagação explícita de incerteza e registro rastreável das decisões. O EdgeMPS [6] deve ser tratado como mecanismo candidato de implantação, cuja efetividade ainda precisa ser validada com cargas térmicas e visuais específicas do *WAAM*.

### 3.6.2. GENERALIZAÇÃO E QUALIDADE DOS DADOS

Os conjuntos experimentais são majoritariamente pequenos e específicos a uma liga,

fonte, trajetória e câmera. A redução de desempenho observada na transferência entre combinações de materiais [8], somada à validação dos modelos temporais em Invar 36 [9], indica que a generalização é hoje uma barreira maior que a escolha de uma nova arquitetura neural. Essa limitação deve ser mitigada por protocolos de metadados de calibração e adaptação de domínio que registrem emissividade, calibração óptica, composição da liga, modo de transferência, parâmetros elétricos e condições ambientais, associados a aprendizado incremental. A validação “deixe-uma-máquina/material-fora” é mais representativa da robustez industrial que a separação aleatória de quadros de uma mesma deposição [2].

### 3.6.3. FIDELIDADE TÉRMICA E INCERTEZA

Os trabalhos recentes de gestão térmica mostram que a dinâmica muda com a geometria, o número da camada, o tempo entre passes e a capacidade instantânea de resfriamento [3] [4]. Portanto, o gêmeo não deve produzir apenas uma estimativa pontual. Intervalos de confiança, detecção de dados fora de distribuição e reconciliação entre pirômetro, câmera térmica e modelo físico são necessários para decidir quando atuar. Modelos informados pela física e assimilação de dados oferecem uma rota para preservar coerência fora dos pontos amostrados.

### 3.6.4. LATÊNCIA MENSURÁVEL E IMPLANTAÇÃO REPRODUTÍVEL

Poucos estudos *WAAM* reportam o orçamento completo da Equação (4). O EdgeMPS oferece uma referência para particionamento adaptativo, saídas antecipadas e avaliação conjunta de latência e acurácia [6]. A oportunidade consiste em validar esses mecanismos com imagens da poça, termografia e sinais elétricos do *WAAM*. A comparação deve combinar métricas de modelo, controle e produto: F1/IoU, latência máxima, sobre-elevação térmica, erro de altura, taxa de defeitos e propriedades finais.

### 3.6.5. CONTROLE TÉRMICO MULTIVARIÁVEL

Os estudos existentes tratam, em geral, uma parte da ação: tempo de espera, jato de ar, polaridade, velocidade, alimentação ou trajetória. A oportunidade industrial reside em coordenar esses atuadores. Um controlador preditivo pode escolher entre reduzir aporte, aumentar extração de calor ou alterar a sequência de deposição conforme produtividade, geometria e limites metalúrgicos. O aprendizado por reforço demonstrado por Love, Behseresht e Park [11] pode ser usado no nível de otimização, desde que treinado em gêmeos calibrados e protegido por restrições explícitas.

### 3.6.6. DO CONTROLE DIMENSIONAL À INTEGRIDADE DA PEÇA

A maioria dos sistemas fecha a malha sobre largura ou altura, pois são variáveis observáveis. Todavia, a finalidade é assegurar integridade. A predição da temperatura intercamadas [3] e a capacidade de modificar ativamente os ciclos térmicos [4] sugerem uma agenda para ligar descritores térmicos, como taxa de resfriamento, temperatura máxima, número de reaquecimentos e tempo em faixa crítica, à microestrutura, porosidade, tensões e propriedades mecânicas. Essa ligação permitiria ao gêmeo otimizar não somente a forma, mas o desempenho em serviço. A morfologia das principais descontinuidades que comprometem essa integridade final, conforme sistematizado por Mattera et al. [10], é apresentada na Figura 8, servindo como base visual para o treinamento dos sistemas de monitoramento propostos.

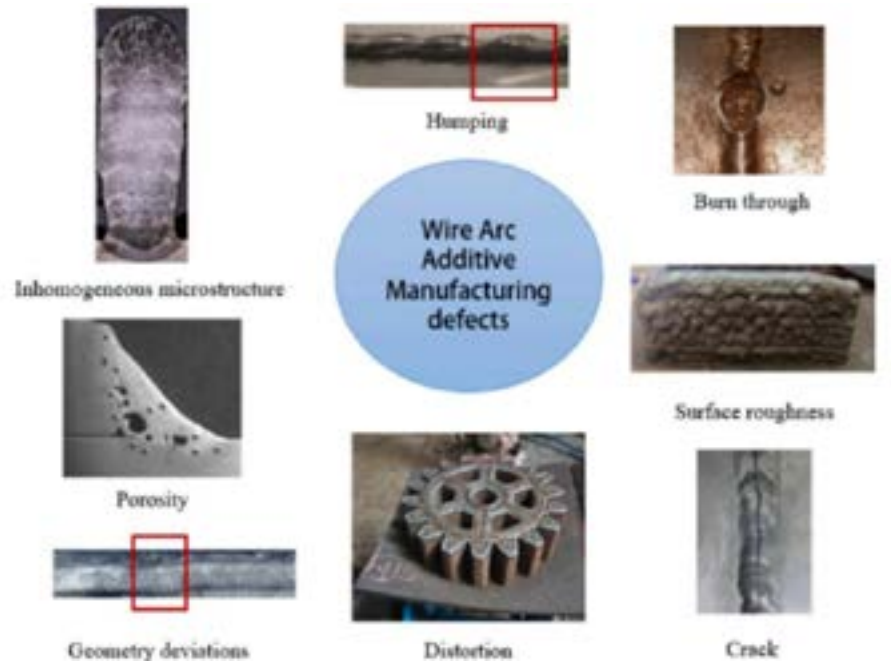



**Figura 8**: Visão geral dos defeitos comuns em *WAAM* — porosidade, distorção, trincas, humping e falta de fusão. Fonte: Adaptado de Mattera et al. [10].

## 4. CONCLUSÕES

O estado da arte analisado mostra que os componentes necessários a um gêmeo digital térmico para *WAAM* já existem, mas ainda aparecem de forma dispersa. A gestão térmica ativa reduz acúmulo de calor e tempo de ciclo; FEM e redes neurais formam modelos substitutos rápidos; pirômetros, câmeras, perfilômetros e sinais elétricos fornecem observações complementares; sombras digitais integram múltiplas fontes; e algoritmos de IA já detectam defeitos e controlam parâmetros em bancada. A principal lacuna não é, portanto, a ausência de algoritmos isolados, mas a engenharia de sua integração em uma malha confiável. Um gêmeo digital térmico precisa distinguir medição de estimação, manter a história da peça, prever consequências e expressar incerteza. O Quadro 4 sintetiza a agenda de desenvolvimento necessária para viabilizar essas capacidades.

**Quadro 4: Agenda de desenvolvimento para gêmeos térmicos com *Edge AI* em *WAAM***

| Lacuna | Oportunidade tecnológica | Critério de validação |
|---|---|---|
| Modelos específicos a uma célula | Adaptação de domínio e aprendizado incremental controlado | Desempenho em material, máquina e geometria não vistos. |
| Estado térmico parcialmente observado | Fusão sensorial e modelo híbrido físico–dados | Erro espacial/temporal e incerteza calibrada. |
| Latência pouco documentada | Inferência na borda, quantização e partição dinâmica | Latência ponta a ponta no pior caso. |
| Controle de uma única variável | MPC/RL multivariável com envelope seguro | Estabilidade, produtividade e taxa de defeitos. |
| Qualidade limitada à geometria | Relação processo–estrutura–propriedade | Microestrutura, tensão residual e propriedades mecânicas. |
| Baixa rastreabilidade da IA | Registro de dados, versão, decisão e intervenção humana | Reprodutibilidade e auditabilidade industrial. |

**Fonte:** Elaborado pelos autores (2026).

*Edge AI*, por sua vez, precisa ser avaliada pela latência ponta a ponta e pela robustez no *hardware* real, e não apenas pela acurácia fora de linha. Conclui-se que a rota mais

promissora é uma arquitetura híbrida e hierárquica: modelos físicos e dados históricos geram conhecimento fora do caminho crítico; modelos reduzidos e fusão sensorial atualizam o estado na borda; e controladores protegidos por limites determinísticos atuam na escala adequada, dentro ou entre camadas. O maior desafio atual e também a principal oportunidade científica e industrial, não reside no desenvolvimento de novos algoritmos isolados, mas na engenharia de integração vertical dessas tecnologias em um ecossistema confiável, auditável e rastreável. Ao conectar história térmica, geometria, percepção de defeitos e integridade metalúrgica sob uma mesma infraestrutura temporal, essa arquitetura pode converter o *WAAM* de um processo monitorado em um sistema preditivo e adaptativo compatível com a manufatura de grande escala.

## REFERÊNCIAS


[1] KIM, D. B.; SHAO, G.; JO, G. A digital twin implementation architecture for wire + arc additive manufacturing based on ISO 23247. Manufacturing Letters, v. 34, p. 1–5, 2022. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.MFGLET.2022.08.008 . Acesso em: 30 jul. 2026.

[2] GOURAKANI, M.; MINEO, C.; CERNIGLIA, D.; BERTAZZO, A.; TISO, F.; AVALLONE, G. Visual and thermal monitoring techniques for Wire Arc Additive Manufacturing: from conventional to machine learning approaches. Discover Applied Sciences, v. 8, p. 700, 2026. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1007/S42452-026-08701-2. Acesso em: 30 jul. 2026.

[3] FARIAS, F. W. C.; PAYÃO FILHO, J. d. C.; OLIVEIRA, V. H. P. M. Prediction of the interpass temperature of a wire arc additive manufactured wall: FEM simulations and artificial neural network. Additive Manufacturing, v. 48, p. 102387, 2021. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.ADDMA.2021.102387. Acesso em: 30 jul. 2026.

[4] REINDL, T.; ROTZSCHE, S.; HEMPEL, N.; MAYR, P. Development and evaluation of an advanced wire-arc directed energy deposition process with integrated temperature control and in-situ heat treatment. Progress in Additive Manufacturing, v. 11, p. 2315–2329, 2026. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1007/S40964-025-01469-8. Acesso em: 30 jul. 2026.

[5] MU, H.; HE, F.; YUAN, L.; COMMINS, P.; DING, D.; PAN, Z. A digital shadow approach for enhancing process monitoring in wire arc additive manufacturing using sensor fusion. Journal of Industrial Information Integration, v. 40, p. 100609, 2024. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.JII.2024.100609. Acesso em: 30 jul. 2026.

[6] ZHANG, X.; ZHANG, L.; LIU, M.; GE, M.; LING, L. Continuous dynamic DNN partitioning collaboration for edge-intelligence accelerated manufacturing information perception. Journal of Industrial Information Integration, v. 52, p. 101134, 2026. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.JII.2026.101134. Acesso em: 30 jul. 2026

[7] JORGE, V. L.; TEIXEIRA, F. R.; SCOTTI, A. Pyrometrical interlayer temperature measurement in WAAM of thin wall: strategies, limitations and functionality. Metals, v. 12, n. 5, p. 765, 2022. Disponível em: https://doi.org/10.3390/met12050765**.** Acesso em: 30 jul. 2026.

[8] TAPIA CABRERA, J. E.; GROSCHUPP, F.; RIEGGER, F.; ZAEH, M. F. AI-based monitoring system for real-time defect detection in wire arc additive manufacturing. Journal of Advanced Joining Processes, v. 13, p. 100371, 2026. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.JAJP.2025.100371. Acesso em: 30 jul. 2026.

[9] MATTERA, G.; NELE, L. Machine learning approaches for real-time process anomaly detection in wire arc additive manufacturing. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 137, p. 2863–2888, 2025. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s00170-025-15327-y. Acesso em: 30 jul. 2026.

[10] MATTERA, G.; POLDEN, J.; CAGGIANO, A.; NELE, L.; PAN, Z.; NORRISH, J. Semi-supervised learning for real-time anomaly detection in pulsed transfer wire arc additive manufacturing. Journal of Manufacturing Processes, v. 128, p. 84–97, 2024. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.1016/J.JMAPRO.2024.07.142. Acesso em: 30 jul. 2026.

[11] LOVE, A.; BEHSERESHT, S.; PARK, Y. H. Reinforcement learning enabled intelligent process monitoring and control of wire arc additive manufacturing. Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 9, n. 10, p. 340, 2025. Disponível em: HTTPS://DOI.ORG/10.3390/JMMP9100340. Acesso em: 30 jul. 2026.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# METALURGIA DO PÓ DE PRÓXIMA GERAÇÃO: PRODUTIVIDADE, EFICIÊNCIA ENERGÉTICA E GEOMETRIA NEAR-NET-SHAPE EM PBF, DED, BJT E MIM HÍBRIDO

Airton Rodrigues da Rosa [1]
Diego Pacheco Wermuth [2]
Rafael Pandolfo da Rocha [3]
Matheus Riffle [4]
Robson Nunes [5]
Lirio Schaeffer [6]

**RESUMO**

A metalurgia do pó evolui para plataformas digitais que integram qualificação do feedstock, manufatura aditiva, monitoramento e pós-processamento. Este artigo revisa PBF, DED, Binder Jetting e MIM híbrido, comparando produtividade, eficiência energética e capacidade near-net-shape. A análise adota a relação feedstock–processo–estrutura–defeito–propriedade, com ênfase em superligas à base de níquel. Também são discutidos solidificação rápida, HIP, monitoramento in situ e inteligência artificial. Conclui-se que a seleção da rota deve considerar a cadeia completa de fabricação e o desempenho final do componente.

Palavras-chave – metalurgia do pó, manufatura aditiva, L-PBF, superligas de níquel.

**NEXT-GENERATION POWDER METALLURGY: PRODUCTIVITY, ENERGY EFFICIENCY AND NEAR-NET-SHAPE GEOMETRY IN PBF, DED, BJT AND HYBRID MIM**

**ABSTRACT**

*Powder metallurgy is evolving toward digital platforms integrating feedstock qualification, additive manufacturing, monitoring and post-processing. This paper reviews PBF, DED, Binder Jetting and hybrid MIM, comparing productivity, energy efficiency and near-net-shape capability, with emphasis on Ni-based superalloys, rapid solidification, HIP, in-situ monitoring and artificial intelligence.*

*Key words – powder metallurgy, additive manufacturing, L-PBF, Ni-based superalloys.*

## 1. INTRODUÇÃO

A metalurgia do pó ocupa posição estratégica na engenharia de materiais porque permite transformar partículas metálicas em componentes com composição, microestrutura e geometria controladas, frequentemente com elevado aproveitamento de material e reduzida necessidade de remoção posterior. Historicamente, o campo foi associado à compactação e sinterização de peças seriadas; entretanto, a evolução recente incorporou rotas digitais, sensoriamento, manufatura híbrida e modelos computacionais, deslocando o foco de uma simples rota de processamento para uma plataforma integrada de projeto e fabricação [17,29,36].

Nesse novo cenário, o pó deixa de ser apenas insumo e passa a ser tratado como elemento funcional do processo. Distribuição granulométrica, esfericidade, química superficial, reciclabilidade e estabilidade lote a lote influenciam diretamente o comportamento do leito, a absorção de energia, a densidade verde, a cinética de sinterização e a incidência de defeitos. Em outras palavras, a qualidade do componente final começa antes da manufatura propriamente dita, ainda na engenharia do feedstock [28,43,64].

As rotas analisadas neste artigo — PBF (Powder Bed Fusion – fusão em leito de pó), DED (Directed Energy Deposition – deposição por energia direcionada), BJT (Binder Jetting – jateamento de ligante) e MIM (Metal Injection Molding – moldagem por injeção de metais) híbrido — usam pós metálicos de formas muito distintas e, por isso, distribuem os desafios de fabricação em etapas diferentes. Em PBF e DED, a complexidade metalúrgica está fortemente associada à interação localizada entre fonte de energia, material e campo térmico; em BJT e MIM, a geometria é gerada inicialmente sem fusão total, e a consolidação final depende de debinding, sinterização e controle de retração. Essa diferença tem implicações diretas sobre produtividade, precisão, escalabilidade e janela de materiais [16,35,75].

O conceito de near-net-shape, central para a metalurgia do pó contemporânea, também precisa ser reinterpretado à luz dessas tecnologias. Mais do que produzir peças “prontas”, as rotas avançadas buscam aproximar forma fabricada e forma funcional com o menor sobremetal possível, reservando usinagem e acabamento às regiões realmente críticas. Isso reduz desperdício, tempo de fabricação e consumo energético cumulativo, sobretudo quando o projeto de processo é integrado ao pós-processamento e à inspeção [23,29,44].

No caso das superligas à base de níquel, essa discussão torna-se ainda mais relevante. Tais materiais são aplicados em condições severas de temperatura e solicitação mecânica, de modo que a simples obtenção de alta densidade não garante desempenho. Textura, segregação, trincas, precipitados, tensões residuais e resposta a tratamento térmico devem ser considerados em conjunto, principalmente em processos como L-PBF (Laser Powder Bed Fusion – fusão a laser em leito de pó), nos quais a solidificação extremamente rápida altera profundamente a rota metalúrgica tradicional [18,52,60].

Por fim, a transição para a chamada metalurgia do pó de próxima geração está profundamente ligada à digitalização. Monitoramento in situ, visão computacional, aprendizado de máquina, gêmeos digitais e modelos físico-informados permitem relacionar dados do pó, parâmetros de processo, sinais de fabricação e propriedades finais, criando uma base para controle em malha fechada e seleção racional de rotas. Assim, o objetivo deste artigo é revisar criticamente essas quatro rotas sob os eixos de produtividade, eficiência energética e capacidade near-net-shape, com ênfase adicional em superligas de níquel, relação processo–estrutura–defeito–propriedade e integração entre manufatura e pós-processamento [12,30,71].

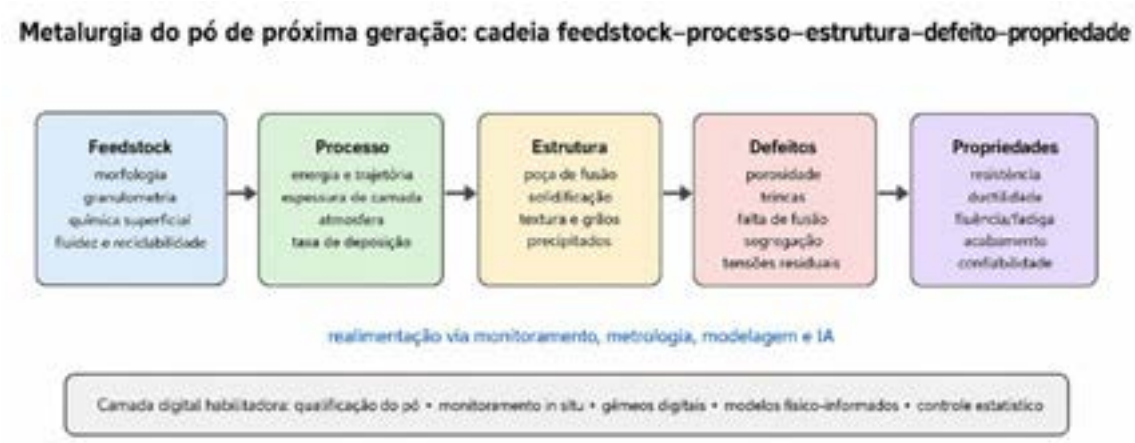



Figura 1 – Cadeia expandida feedstock–processo–estrutura–defeito–propriedade com malha de realimentação digital. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [13,17,52].

## 2. METODOLOGIA

A metodologia adotada consiste em uma revisão narrativa e crítica da literatura reunida no corpus bibliográfico do artigo, organizada para comparar as principais rotas de metalurgia do pó e manufatura aditiva metálica consideradas neste trabalho. A análise foi estruturada segundo a cadeia feedstock–processo–estrutura–defeito–propriedade, de modo a relacionar características do pó, parâmetros de fabricação, fenômenos térmicos e metalúrgicos, defeitos, pós-processamento e desempenho final dos componentes.

Os estudos são discutidos nos eixos de qualidade e reciclabilidade do feedstock; L-PBF e superligas à base de níquel; produtividade e integração com HIP; DED; Binder Jetting; MIM híbrido; eficiência energética e sustentabilidade; monitoramento in situ; métodos data-driven e modelos físico-informados; manufatura híbrida e critérios de seleção de rota. A comparação é predominantemente qualitativa e utiliza as referências apresentadas ao final do artigo, sem caracterizar o levantamento como revisão sistemática ou meta-análise.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. METALURGIA DO PÓ DE PRÓXIMA GERAÇÃO E QUALIDADE DO FEEDSTOCK

A metalurgia do pó de próxima geração pressupõe que o feedstock seja projetado e qualificado de modo específico para cada rota, e não tratado como matéria-prima genérica. Em ambientes industriais avançados, atributos como distribuição granulométrica, morfologia, esfericidade, densidade aparente e química superficial são incorporados à própria janela de processo, pois condicionam desde o espalhamento do leito até a estabilidade dimensional e a repetibilidade do lote [10,43,70].

Em rotas de leito de pó, partículas excessivamente irregulares ou com ampla dispersão granulométrica podem prejudicar empacotamento e uniformidade de camada, alterando absorção de energia e favorecendo defeitos. Em BJT, a granulometria e a área superficial afetam saturação de ligante, resistência da peça verde e retração durante sinterização. Já em MIM, a combinação entre tamanho de partícula e sistema ligante define o comportamento reológico do feedstock, influenciando preenchimento do molde, segregação e defeitos de debinding [27,53,41].

Além da geometria das partículas, a química superficial é crucial. Teores elevados de oxigênio, umidade, filmes de óxido e contaminações oriundas de reciclagem podem modificar molhabilidade, estabilidade do banho, sinterabilidade e resposta metalúrgica. Em superligas e ligas reativas, pequenas variações na superfície do pó podem se traduzir em maior suscetibilidade a porosidade, inclusões e trincamento, comprometendo propriedades mesmo quando a densidade global da peça parece adequada [3,64,66].

A reciclagem de pós é economicamente atrativa e, em muitos casos, necessária para a viabilidade do processo. Entretanto, sua adoção exige protocolos robustos de rastreabilidade, mistura com pó virgem, controle de envelhecimento e descarte por critério técnico. A literatura mostra que múltiplos ciclos de reutilização podem modificar a população de partículas finas, o teor de oxigênio e a distribuição de satélites, impactando comportamento de espalhamento e variabilidade do componente final [4,66,70].

Por essas razões, a qualidade do feedstock é central para esta revisão: a produtividade, a precisão e até a eficiência energética das rotas estudadas dependem fortemente da qualidade do pó. Um pó inadequado amplia refugo, retrabalho, dispersão de propriedades e consumo específico de energia por peça aprovada; um feedstock estável, por sua vez, torna a manufatura mais previsível e reduz a necessidade de superdimensionar parâmetros ou etapas de inspeção [5,53,75].




Figura 2 – Qualidade do feedstock e principais atributos do pó associados à estabilidade do processo. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [28,64,66].

| Atributo | L-PBF | DED | BJT | MIM |
|---|---|---|---|---|
| Granulometria | espalhamento e fusão | transporte/captura | empacotamento | reologia |
| Morfologia | fluidez | focalização | densidade verde | carga sólida |
| Oxidação | molhabilidade/defeitos | inclusões | sinterização | sinterização |
| Reciclagem | crítica | possível | possível | menos direta |

*Fonte: síntese dos autores com base em [16,43,75].*

## 3.2. RELAÇÃO PROCESSO–ESTRUTURA–DEFEITO–PROPRIEDADE

A fusão a laser em leito de pó (*Laser Powder Bed Fusion* – L-PBF) é uma das principais tecnologias de manufatura aditiva metálica e baseia-se na utilização seletiva da energia térmica fornecida por um feixe laser para fundir regiões sucessivas de um leito de pó metálico. Conforme representado esquematicamente na Figura 3, o processo inicia-se com a deposição de uma fina camada de pó sobre a plataforma de construção por meio de uma lâmina espalhadora (*recoater*) ou rolo. A espessura dessa camada normalmente se encontra na ordem de dezenas de micrômetros e constitui um dos parâmetros fundamentais para o

controle da resolução geométrica, da estabilidade da poça de fusão e da produtividade do processo [17,42,74].

Após o espalhamento do pó, o feixe laser percorre seletivamente a superfície de acordo com uma estratégia de varredura previamente definida a partir de uma seção bidimensional do modelo tridimensional da peça em CAD. A energia absorvida promove a fusão localizada das partículas e sua união metalúrgica com a camada anteriormente solidificada. Concluída a varredura de uma camada, a plataforma de construção é deslocada verticalmente por uma distância equivalente à espessura de camada adotada, uma nova quantidade de pó é distribuída e o ciclo é repetido sucessivamente até a formação completa da geometria tridimensional [17,32,43].

O processo é realizado, em geral, em uma câmara com atmosfera controlada, normalmente utilizando argônio ou outro gás inerte, com a finalidade de minimizar a oxidação do metal fundido e limitar a interação do material com o ambiente durante o processamento. Esse controle torna-se particularmente importante para materiais reativos e para superligas, nas quais alterações da química superficial e contaminações podem modificar a estabilidade da poça de fusão e favorecer a formação de inclusões ou outros defeitos [36,43,52].

Entre os principais parâmetros de processamento destacam-se a potência do laser**,** a velocidade de varredura**, o** espaçamento entre trajetórias adjacentes (*hatch spacing*), a espessura da camada de pó, o diâmetro efetivo do feixe e a estratégia de varredura. Esses parâmetros atuam de maneira combinada sobre a quantidade de energia efetivamente absorvida pelo material e, consequentemente, sobre a geometria e a estabilidade da poça de fusão. Dessa forma, pequenas alterações na combinação desses parâmetros podem modificar significativamente o regime térmico e os mecanismos de formação de defeitos [9,45,47].

Quando a energia fornecida é insuficiente, a fusão entre partículas, trilhas adjacentes ou camadas sucessivas pode ser incompleta, favorecendo a formação de defeitos de falta de fusão (*lack of fusion*). Em condições de energia excessiva, por outro lado, podem ocorrer evaporação intensa, formação de uma depressão do tipo keyhole, instabilidades associadas à pressão de recuo (*recoil pressure*), ejeção de partículas (*spatter*) e geração de poros de vapor. Por essa razão, a obtenção de componentes de elevada densidade depende da definição de uma janela de processamento capaz de assegurar fusão suficiente sem introduzir instabilidades excessivas na poça de fusão [9,15,47].

Uma das principais vantagens do L-PBF é a possibilidade de produzir componentes metálicos com elevado nível de detalhamento geométrico, paredes finas, canais internos complexos e características que seriam de difícil ou impossível obtenção por processos convencionais. Além disso, a pequena dimensão da poça de fusão e o controle localizado da fonte de energia permitem a fabricação de componentes com elevada densificação e boa precisão dimensional quando os parâmetros são adequadamente selecionados [29,43,74].

Entretanto, essa elevada resolução possui como contrapartida uma taxa de construção relativamente limitada, principalmente quando comparada a processos de maior taxa de deposição, como o Directed Energy Deposition (DED). O tempo total de fabricação depende da área de cada camada, da espessura adotada, da velocidade de varredura, da quantidade de lasers e da estratégia de preenchimento. Dessa forma, o L-PBF apresenta maior competitividade em componentes de pequeno e médio porte, elevada complexidade geométrica e alto valor agregado**,** nos quais a liberdade de projeto e a redução de operações convencionais compensam o maior tempo de construção [16,43,72].

Outro aspecto relevante diz respeito às superfícies em balanço e regiões com baixos ângulos em relação à plataforma de construção. Essas geometrias frequentemente necessitam de estruturas de suporte para aumentar a estabilidade mecânica, melhorar a extração de calor e reduzir distorções durante o processo. Consequentemente, a orientação

da peça, o projeto dos suportes e a estratégia de fabricação devem ser considerados ainda na etapa de projeto, pois influenciam diretamente a produtividade, a qualidade superficial, o consumo de material e a necessidade de pós-processamento [29,36,46].




Figura 3 – Novo mapa conceitual qualitativo de regimes de defeito em função da entrada térmica em L-PBF. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [9,41,47].

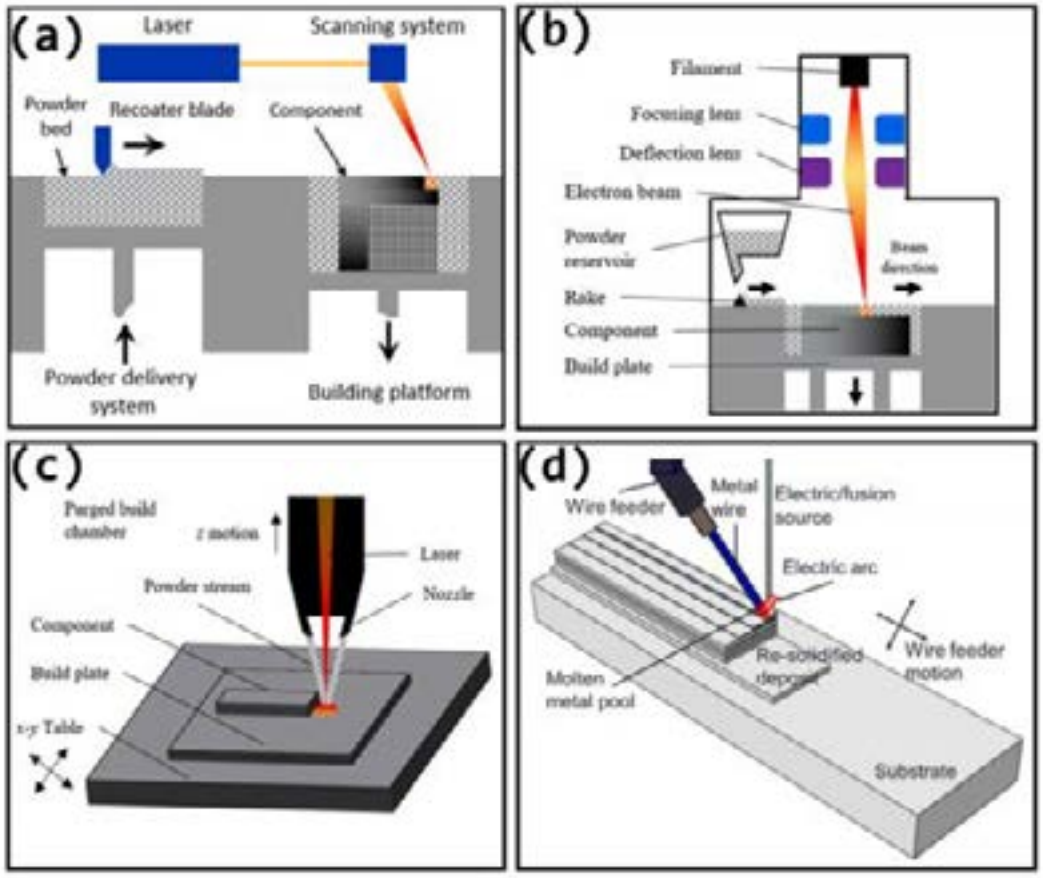



Figura 4 – Representação esquemática de processos de manufatura aditiva metálica baseados em fusão: (a) fusão a laser em leito de pó (L-PBF); (b) fusão por feixe de elétrons em leito de pó (E-PBF); (c) deposição por energia direcionada com fonte laser (DED); e (d) manufatura aditiva por arco e arame (WAAM). Fonte: adaptado de Blakey-Milner et al. [9].

### 3.3. SUPERLIGAS À BASE DE NÍQUEL EM L-PBF (FUSÃO A LASER EM LEITO DE PÓ)

As superligas à base de níquel destacam-se pela capacidade de manter resistência mecânica, estabilidade microestrutural e resistência à oxidação/corrosão em temperaturas elevadas. Em L-PBF — isto é, fusão a laser em leito de pó — essas ligas representam um caso de grande interesse científico porque combinam elevada relevância industrial com alta sensibilidade à história térmica do processo [20,57,66].

Durante o L-PBF, a poça de fusão solidifica em taxas muito superiores às observadas em rotas convencionais, o que favorece microestruturas celulares e colunares refinadas, crescimento epitaxial entre camadas, forte textura cristalográfica e microsegregação em regiões interdendríticas. Esse cenário pode ser benéfico para refino estrutural, mas também cria condições para formação de fases indesejadas, tensões residuais e heterogeneidade química local, exigindo tratamento térmico subsequente cuidadosamente planejado [1,35,59].




Figura 5 – Aplicações típicas de superligas à base de níquel: (a) aplicações em motores aeronáuticos, motores de foguetes e reatores nucleares na indústria de energia; (b) trocadores de calor de estrutura complexa e revestimentos de câmara de combustão fabricados em superligas à base de níquel; (c) ilustração conceitual de atividades espaciais. Fonte: adaptado de [47].

IN718 é um dos exemplos mais importantes. Sua relativa soldabilidade e a resposta favorável ao endurecimento por precipitação explicam o amplo uso da liga em L-PBF; ainda assim, a condição como construída pode conter poros, microsegregação e partículas frágeis em regiões interdendríticas. Tratamentos térmicos e, em muitos casos, HIP são empregados para reduzir porosidade, homogeneizar a microestrutura e estabelecer precipitados endurecedores em distribuição adequada [1,15,53].

Outras superligas de maior suscetibilidade a trincas, como CM247LC e composições com altos teores de elementos endurecedores, evidenciam ainda mais a importância do

projeto de liga e do controle térmico. Nesses casos, a interação entre gradiente térmico, restrição mecânica e segregação pode favorecer trincamento a quente ou durante o resfriamento. A literatura mostra que estratégias de projeto composicional, pré-aquecimento, controle da energia e ajuste de trajetória podem reduzir esse risco, mas não eliminam a necessidade de entendimento metalúrgico profundo [19,54,55].

Portanto, em superligas de níquel, explicar o processo é inseparável de explicar a microestrutura. O L-PBF não é apenas uma técnica de obtenção geométrica; ele define a sequência de fusão, solidificação, segregação, precipitação e alívio térmico que determina o desempenho final. É por isso que a relação processo–estrutura–defeito–propriedade deve ser tratada como o núcleo interpretativo dessa classe de materiais [54,59,61].




Figura 6 – Representação esquemática, mais clara e objetiva, da solidificação rápida em superligas à base de Ni processadas por L-PBF. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [1,35,61].

**Tabela 2 – Fenômenos metalúrgicos relevantes em superligas de Ni produzidas por L-PBF**

| Fenômeno | Origem | Efeito potencial | Mitigação |
|---|---|---|---|
| Segregação | solidificação rápida | fases interdendríticas | HT/HIP e ajuste de parâmetros |
| Textura | crescimento epitaxial | anisotropia | estratégia de varredura |
| Trincamento | restrição térmica + química | perda de integridade | pré-aquecimento/rota de liga |
| Porosidade | LOF/keyhole/gás | fadiga e dispersão | janela de processo + HIP |

*Fonte: síntese dos autores com base em [1,35,61].*

## 3.4. ENGENHARIA MICROESTRUTURAL EM L-PBF

O L-PBF pode ser utilizado não apenas para definir a geometria do componente, mas também para controlar características microestruturais por meio da trajetória térmica imposta durante a fabricação. A interação entre potência, velocidade, estratégia de varredura,

sobreposição entre trilhas e extração de calor governa a morfologia da poça de fusão, o crescimento epitaxial e a seleção de orientações cristalográficas [42,56,58].

Em superligas à base de níquel, o gradiente térmico elevado e as altas taxas de resfriamento favorecem estruturas celulares e colunares, textura pronunciada e microsegregação interdendrítica. Alterações na estratégia de processamento modificam a competição entre crescimento epitaxial e nucleação de novos grãos e, por consequência, podem alterar anisotropia, distribuição de precipitados, tensões residuais e suscetibilidade a trincamento [8,42,52].

A engenharia microestrutural em L-PBF deve, portanto, ser tratada como problema de otimização conjunta entre estabilidade do processo, microestrutura e propriedades. O objetivo não é simplesmente maximizar densidade, mas estabelecer uma janela capaz de produzir textura, tamanho de grão e distribuição de fases compatíveis com resistência, ductilidade, fadiga e fluência requeridas para cada aplicação [52,56,58].




Figura 7 – Relação conceitual entre parâmetros de L-PBF, campo térmico, solidificação, microestrutura e propriedades. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [42,56,58].

### 3.5. PRODUTIVIDADE EM L-PBF E INTEGRAÇÃO COM HIP

A produtividade de uma rota aditiva deve ser definida pela quantidade de peças conformes produzidas por unidade de tempo, e não apenas pela taxa instantânea de fusão. Aumentar espessura de camada ou velocidade pode reduzir o tempo de construção, mas também pode elevar porosidade, rugosidade e necessidade de retrabalho. Por isso, estratégias industriais de alta produtividade precisam combinar parâmetros de construção, planejamento de lote, número de lasers, ocupação da plataforma, tratamento térmico e inspeção [8,11,48].

A integração do L-PBF com prensagem isostática a quente (HIP) é uma estratégia relevante para componentes críticos, pois permite tratar a fabricação e o pós-processamento como uma única cadeia tecnológica. O HIP utiliza pressão isostática e temperatura elevadas para promover fechamento de poros e difusão, podendo reduzir a porosidade interna e aumentar a confiabilidade de componentes de alto valor agregado [3,37,52].

Essa integração deve ser avaliada de maneira sistêmica. Ganhos de produtividade na etapa de construção só são efetivos quando não resultam em aumento desproporcional de retrabalho, usinagem, tempo de ciclo térmico ou refugo. Assim, a seleção entre parâmetros de impressão, HIP, tratamento térmico e acabamento deve considerar simultaneamente desempenho metalúrgico, consumo de energia, ocupação de equipamento e custo por peça conforme [3,26,51].

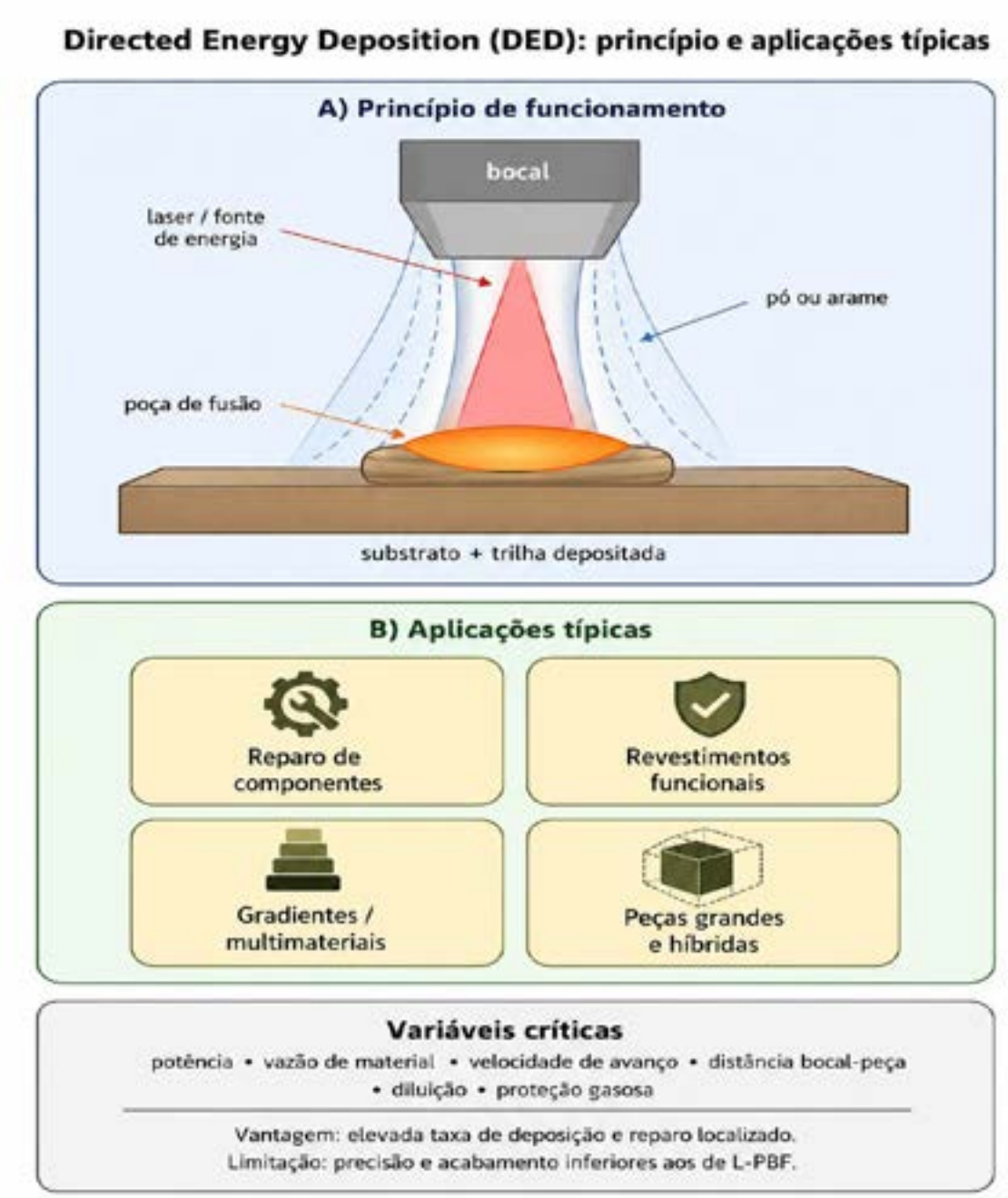



Figura 8 – Princípio de funcionamento e aplicações típicas de DED, com setas e elementos centralizados. Fonte: elaboração própria e adaptação conceitual com base em [16,70].

### 3.6. BINDER JETTING (BJT)

O Binder Jetting (BJT) produz a geometria por deposição seletiva de ligante sobre um leito de pó, formando uma peça verde que será consolidada em etapas posteriores. Como a impressão ocorre sem fonte térmica concentrada, a produtividade da etapa de construção pode ser elevada e o processo evita parte dos problemas associados à fusão localizada, como tensões residuais intensas e trincamento térmico durante a fabricação [50,62,75].

Contudo, a aparente simplicidade do BJT desloca a complexidade para o controle do estado verde e da sinterização. A saturação de ligante, a molhabilidade do pó, a densidade de empacotamento, a resistência da peça verde e a remoção do pó não consolidado influenciam fortemente a integridade dimensional antes mesmo do forno. A etapa de cura e o depowdering devem ser compatíveis com a fragilidade do componente recém-impresso

[53,75].

Durante debinding e sinterização, a peça sofre retração e densificação, o que exige compensação geométrica prévia no arquivo digital. A magnitude e a uniformidade dessa retração dependem do sistema ligante, da granulometria, da composição, da densidade inicial e do ciclo térmico. Distorções, anisotropia dimensional e porosidade residual são alguns dos principais desafios para a consolidação industrial do processo, sobretudo em ligas mais exigentes [25,53,73].

A relevância do BJT está justamente no equilíbrio entre produtividade e complexidade geométrica. Em lotes maiores e materiais adequados, a rota pode ser competitiva por combinar alta taxa de construção com pós-processamento coletivo em forno. Entretanto, o sucesso depende de forte integração entre formulação do pó, parâmetros de impressão, debinding, sinterização e acabamento final [27,53,75].

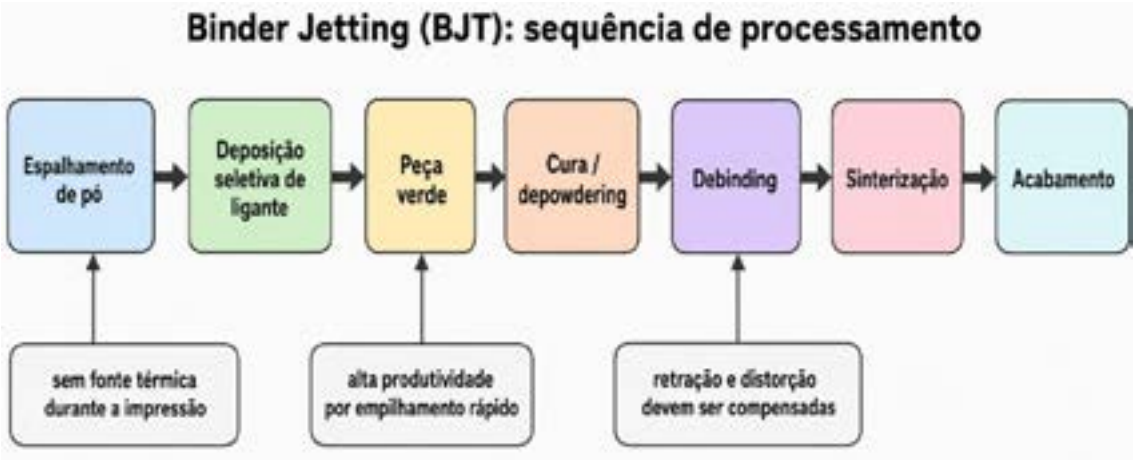



Figura 9 – Sequência de impressão, debinding e sinterização em Binder Jetting, com setas centralizadas. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [53,75].

### 3.7. MIM HÍBRIDO

O Metal Injection Molding (MIM) combina pó metálico fino e ligantes orgânicos para produzir um feedstock moldável por injeção. Após a moldagem, o componente passa por debinding e sinterização até atingir a microestrutura e a densidade requeridas. A grande vantagem do processo é a capacidade de fabricar, em alto volume, peças pequenas e complexas com excelente aproveitamento de material [25,35].

Para que essa competitividade se concretize, o MIM exige controle rigoroso da reologia do feedstock, do preenchimento do molde, da remoção do ligante e da retração durante sinterização. Defeitos como segregação pó-ligante, aprisionamento de ar, trincas de debinding e distorções dimensionais podem comprometer a repetibilidade. Por isso, assim como em BJT, a qualidade da peça final depende fortemente da cadeia verde–térmica, e não apenas da etapa inicial de conformação [28,35].

O conceito de MIM híbrido amplia essa lógica ao integrar ferramental produzido aditivamente, simulação de enchimento e retração, sensoriamento de processo, usinagem localizada e inspeção digital. Essa integração torna a rota mais versátil, permitindo reduzir tempo de desenvolvimento, personalizar insertos, atacar regiões de alta exigência dimensional e incorporar rastreabilidade digital ao fluxo produtivo [22,34,50].

Falar mais sobre MIM híbrido é importante porque ele representa uma ponte entre manufatura seriada tradicional e manufatura digital. A rota não compete com L-PBF pela liberdade geométrica extrema em baixo volume, mas pode ser muito superior economicamente quando o objetivo é produzir grandes quantidades de pequenas peças complexas com qualidade estável, acrescentando acabamento e inspeção apenas onde geram valor [24,31,50].

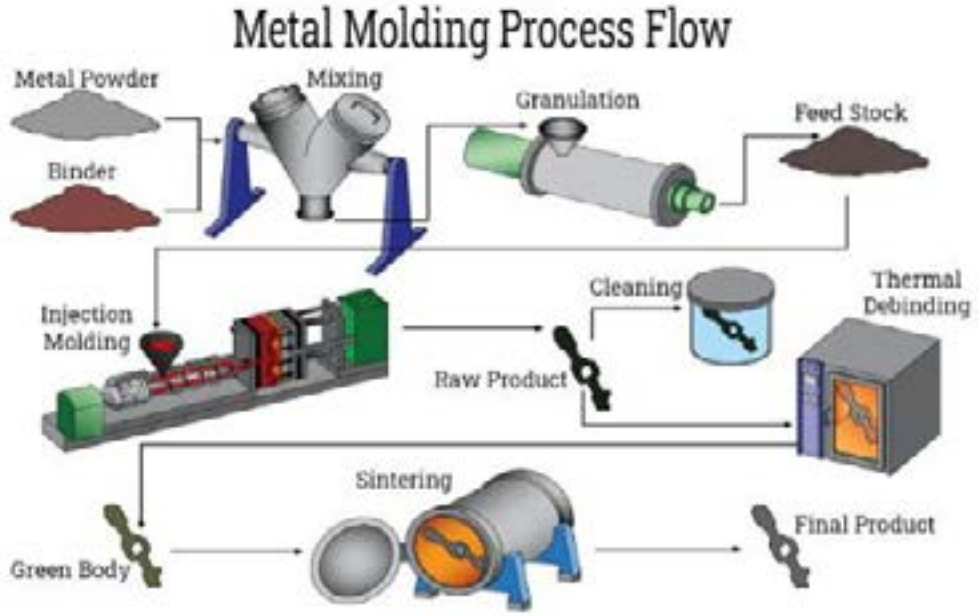



Figura 10 – Cadeia do MIM híbrido com acabamento e inspeção integrados, com fluxograma reorganizado e setas centralizadas. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [22,35,50].

## 3.8. COMPARAÇÃO TECNOLÓGICA: PRODUTIVIDADE, PRECISÃO E NEAR-NET-SHAPE

Nenhuma das quatro rotas é universalmente superior, porque produtividade e precisão respondem a escalas de lote e geometrias distintas. L-PBF é forte em alta complexidade, pequenos canais e integração funcional, porém sua taxa volumétrica e o custo de máquina limitam aplicações de grande volume. DED oferece maior deposição e reparo, mas normalmente requer usinagem extensiva. BJT e MIM podem atingir maiores volumes de produção, desde que retração e densificação sejam controladas [14,35,45].

O conceito near-net-shape deve ser entendido como minimização da diferença entre forma fabricada e forma funcional, e não como ausência absoluta de usinagem. Superfícies de vedação, assentos, furos de precisão e regiões de contato frequentemente exigem acabamento mesmo em peças aditivas. Assim, a rota mais eficiente é aquela que posiciona sobremetal apenas onde necessário e elimina operações em superfícies que podem permanecer como construídas ou sinterizadas [21,25,50].

**Tabela 3 – Comparação qualitativa das quatro rotas**

| Critério | L-PBF | DED | BJT | MIM híbrido |
|---|---|---|---|---|
| Precisão | muito alta | média | alta após compensação | alta |
| Taxa de produção | baixa–média | média–alta | alta em lote | muito alta em série |
| Pós-processamento | suportes/HT/HIP/usinagem | usinagem/HT | debinding+sinterização | debinding+sinterização |
| Near-net-shape | muito alto | médio | alto | alto |
| Melhor nicho | complexidade/alto valor | reparo/grandes peças | lotes sinterizados | grande série |

*Fonte: síntese dos autores com base em [16,35,75].*

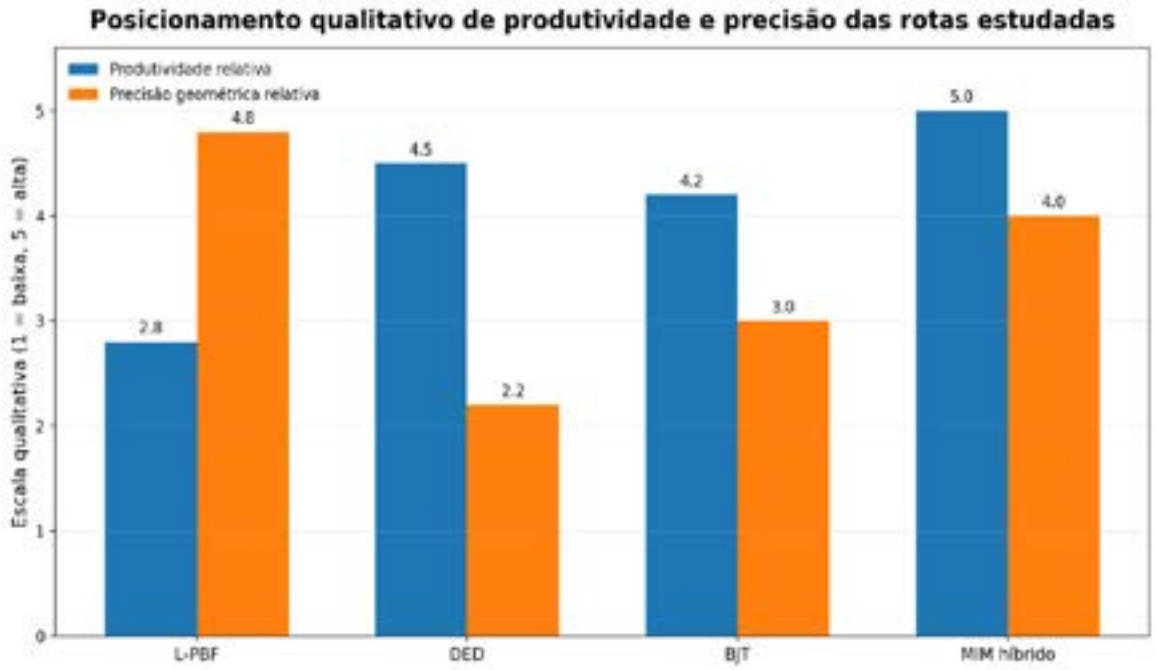



Figura 11 – Gráfico de barras com posicionamento qualitativo de produtividade e precisão das rotas estudadas. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [16,35,75].

## 3.9. EFICIÊNCIA ENERGÉTICA E SUSTENTABILIDADE

A manufatura aditiva costuma ser associada a menor desperdício material, mas a vantagem ambiental depende de fronteira de análise e aplicação. Produção de pó por atomização, gases inertes, aquecimento de plataforma, lasers, sistemas auxiliares, pós-processamento e usinagem consomem energia e podem superar o benefício de redução de cavaco em geometrias simples. A avaliação deve considerar a rota completa e, quando relevante, o efeito da redução de massa em serviço, especialmente em aplicações aeroespaciais [12,26,51].

Estudos de ciclo de vida mostram que ocupação de máquina e taxa de utilização são variáveis críticas, pois equipamentos ociosos ou construções com baixo packing density distribuem a energia fixa sobre poucas peças. Por outro lado, consolidação de componentes, redução de transporte e fabricação sob demanda podem gerar ganhos sistêmicos difíceis de capturar em métricas focadas apenas no equipamento. A sustentabilidade, portanto, é dependente do cenário produtivo [21,26,51].

Para BJT e MIM, a etapa térmica coletiva pode ser energeticamente eficiente quando o forno opera com alta ocupação, embora a necessidade de debinding e longos ciclos de sinterização deva ser contabilizada. Para L-PBF e DED, eficiência energética melhora quando a deposição substitui grandes volumes de usinagem ou quando permite reparar componentes de alto valor [27,51,75].

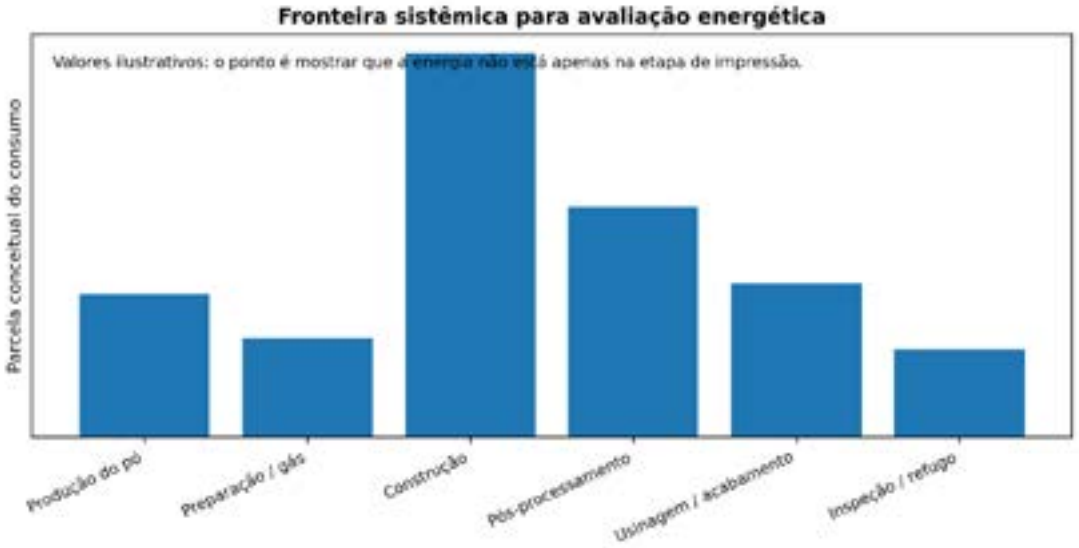



*Figura 12 – Fronteira sistêmica necessária para comparar consumo energético entre rotas. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [7,37,73].*

**Tabela 4 – Fontes de consumo energético que devem entrar na avaliação**

| Etapa | L-PBF/DED | BJT/MIM | Observação |
|---|---|---|---|
| Feedstock | atomização/peneiramento | produção e mistura | pode dominar ligas de alto valor |
| Conformação | laser + auxiliares | impressão/injeção | ocupação do equipamento é crítica |
| Térmica | HT/HIP | debinding+sinterização | avaliar carga do forno |
| Acabamento | remoção de suporte/usinagem | usinagem localizada | near-net-shape reduz esta parcela |

*Fonte: síntese dos autores com base em [11,40,73].*

## 3.10. MONITORAMENTO IN SITU E METROLOGIA

A garantia de qualidade em manufatura aditiva metálica está migrando de inspeção exclusivamente pós-processo para monitoramento em tempo real. Câmeras coaxiais, pirômetros, fotodiodos, imagens do leito de pó, sensores acústicos e sistemas de raios X experimentais permitem observar diferentes escalas do processo. O desafio é correlacionar sinais de alta dimensionalidade com defeitos relevantes e separar variações normais de anomalias que afetam a peça [20,65,74].

Métodos de visão computacional e aprendizado supervisionado já foram utilizados para detectar anomalias de camada e defeitos a partir de imagens de alta resolução. Esses sistemas são promissores para reduzir inspeção destrutiva, mas exigem bases de dados representativas, rastreabilidade dos rótulos e validação em diferentes máquinas e ligas. A explicabilidade é especialmente importante quando o modelo participa de decisões de aceitação de componentes críticos [30,47,65].

### 3.11. MÉTODOS DATA-DRIVEN, IA E MODELOS FÍSICO-INFORMADOS

A revisão data-driven indicada pelo usuário destaca a crescente aplicação de aprendizado de máquina para seleção de parâmetros, previsão de porosidade, reconhecimento de padrões de monitoramento e otimização microestrutural em superligas de Ni. O interesse é reduzir o número de experimentos e explorar interações não lineares entre composição, parâmetros e respostas. Entretanto, modelos puramente empíricos podem falhar fora do domínio de treinamento e produzir correlações sem significado físico [6,39,47].

Uma direção mais robusta é combinar variáveis físicas — como potência absorvida, número de Peclet, gradiente térmico, velocidade de solidificação e balanços de massa/energia — com algoritmos de aprendizado. Esse enfoque físico-informado reduz o espaço de busca e melhora a interpretabilidade, especialmente quando os dados são limitados. Em produção, modelos híbridos podem atuar como sensores virtuais para estimar estados não medidos diretamente, como profundidade de keyhole ou probabilidade de falta de fusão [8,47,69].

A IA também pode apoiar planejamento de rota, escolhendo orientação de construção, espessura de camada, estratégia de suporte, sequência de HIP e sobremetal de usinagem para minimizar custo e energia sob restrições de qualidade. O ganho mais relevante não está em substituir conhecimento metalúrgico, mas em integrar dados de múltiplas etapas e transformar a relação processo–estrutura–defeito–propriedade em ferramenta de decisão [22,47,52].

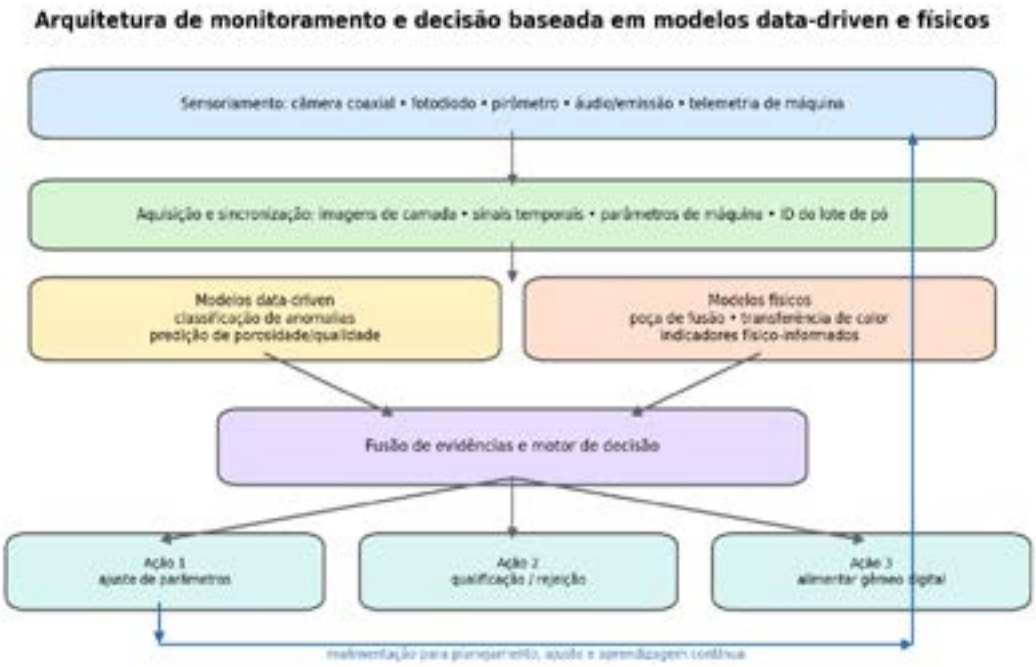



Figura 13 – Arquitetura de monitoramento e decisão baseada em modelos data-driven e físicos, com setas centralizadas e fluxos de realimentação explícitos. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [6,47,69].

**Tabela 5 – Aplicações de IA e dados em L-PBF**

| Aplicação | Entradas | Saída | Risco principal |
|---|---|---|---|
| Seleção de parâmetros | P, v, h, t, material | densidade/qualidade | extrapolação |
| Visão de camada | imagens do leito | anomalia/defeito | rótulos enviesados |
| Sensor virtual | sinais coaxiais/térmicos | estado da poça | drift de máquina |
| Otimização de rota | custo+energia+qualidade | parâmetros/ordem de etapas | função objetivo incompleta |

*Fonte: síntese dos autores com base em [6,47,69].*

## 3.12. MODELAGEM MULTIESCALA E CORRELAÇÕES MICROESTRUTURA–PROPRIEDADE

A modelagem de superligas pode abranger escalas desde o transporte de calor e fluido na poça de fusão até evolução microestrutural, precipitação e resposta mecânica. Nesse contexto, métodos de simulação e abordagens data-driven têm sido empregados de forma complementar para construir relações entre parâmetros de L-PBF, microestrutura e desempenho, particularmente em superligas à base de níquel [8,42,47].

Em complemento, Xu et al. demonstraram, para uma superliga monocristalina à base de níquel, que características físicas da microestrutura — como fração volumétrica, grau de rafting e espessura dos precipitados γ′ — podem ser combinadas a descritores estatísticos obtidos por correlação de dois pontos e análise de componentes principais. A integração dessas informações em modelos de redes neurais permitiu tanto prever a evolução microestrutural sob condições de fluência quanto inferir condições de serviço a partir de características microestruturais, evidenciando o potencial de abordagens híbridas físico-estatísticas para correlações microestrutura–propriedade [71].

A conexão entre escalas ainda é um desafio, pois descritores microestruturais precisam ser convertidos em variáveis úteis para modelos de processo e de componente. Uma arquitetura multiescala útil deve ligar composição, precipitados e características estatísticas da microestrutura a leis constitutivas, campo térmico, história de deformação e propriedades finais. Métodos data-driven podem auxiliar nessa ligação quando combinados a restrições físicas, dados experimentais bem qualificados e rastreabilidade do processo [47,52,58].

## 3.13. MANUFATURA HÍBRIDA E INTEGRAÇÃO ADITIVO–SUBTRATIVO

A manufatura híbrida combina operações aditivas e subtrativas no mesmo equipamento ou em uma cadeia coordenada. DED é particularmente compatível com esse conceito porque a baixa precisão da deposição pode ser compensada por usinagem entre etapas, permitindo alcançar tolerâncias e acabamento locais. Em L-PBF, a hibridização aparece frequentemente depois da construção, com remoção de suportes, fresamento, retífica ou eletroerosão em superfícies críticas [16,22,50].

A vantagem da hibridização é permitir que cada processo opere no regime em que é mais eficiente. A deposição fornece material apenas onde necessário, enquanto a usinagem é reservada para tolerâncias e superfícies funcionais. Para BJT e MIM, o mesmo raciocínio se aplica ao planejamento de sobremetal e acabamento seletivo após sinterização [22,28,75].

**Tabela 6 – Papel da manufatura híbrida**

| Rota | Etapa aditiva/near-net-shape | Etapa de acabamento | Benefício |
|---|---|---|---|
| L-PBF | geometria complexa | usinagem seletiva | precisão funcional |
| DED | deposição/reparo | fresamento entre passes | grande volume + tolerância |
| BJT | forma verde | retífica/usinagem pós-sinterização | alto rendimento em lote |
| MIM | injeção near-net-shape | usinagem localizada | grande série |

*Fonte: síntese dos autores com base em [22,44,75].*

## 3.14. CRITÉRIOS PARA SELEÇÃO DE ROTA

A seleção entre L-PBF, DED, BJT e MIM deve combinar tamanho de lote, dimensões da peça, complexidade, material, tolerâncias, propriedades e pós-processamento. Para lotes pequenos e geometrias altamente complexas, L-PBF tende a ser atrativo apesar do custo de máquina. Para reparo, revestimento e grandes volumes depositados, DED é geralmente mais apropriado. Para produção em lote de geometrias sinterizáveis, BJT pode oferecer elevada produtividade. Para séries muito grandes de peças pequenas, MIM permanece competitivo [16,35,43].

Em superligas de Ni, a seleção precisa incluir soldabilidade metalúrgica, suscetibilidade a trincas, necessidade de HIP e tratamento térmico. Uma rota geometricamente viável pode ser economicamente inadequada se exigir ciclos extensos de densificação ou rejeição elevada. Por isso, modelos de custo e energia devem integrar rendimento e risco de qualidade [1,51,58].

## 3.15. DESAFIOS CIENTÍFICOS E INDUSTRIAIS

A industrialização plena depende de reduzir variabilidade entre máquinas, lotes de pó e estratégias de processamento. A transferência de parâmetros entre equipamentos é limitada por diferenças em óptica, fluxo de gás, calibração, diâmetro do feixe e sistemas de controle. A qualificação de material exige, portanto, maior padronização de metrologia, terminologia, densidade de referência e rastreabilidade [10,62,66].

Outro desafio é transformar monitoramento em ação de controle. Detectar uma anomalia após sua ocorrência é útil para rastreabilidade, mas o objetivo final é prever o desvio e ajustar parâmetros antes que o defeito seja consolidado. Essa transição requer latência baixa, modelos robustos e compreensão de como uma correção local afeta microestrutura e tensões [20,52,65].

No campo energético, ainda são necessários inventários comparáveis que incluam produção do pó, gases, consumíveis, HIP, sinterização, acabamento e taxa de utilização. Sem uma fronteira comum, comparações entre processos podem ser contraditórias [11,26,51].

## 3.16. TENDÊNCIAS FUTURAS

Uma tendência consistente é a integração entre manufatura, tratamento térmico e qualificação desde o projeto da rota. Em vez de otimizar cada etapa isoladamente, a cadeia deve combinar parâmetros de construção, HIP, tratamentos térmicos e acabamento de modo a reduzir porosidade, controlar microestrutura e minimizar refugo. Em paralelo, a engenharia microestrutural mostra que a trajetória térmica pode ser utilizada de forma deliberada para controlar crescimento de grãos, textura e precipitação, e não apenas para evitar defeitos

[3,52,58].

Monitoramento, gêmeos digitais e IA físico-informada devem convergir para sistemas de decisão em malha fechada. A rastreabilidade do pó e do componente permitirá relacionar lote, parâmetros, sinais de processo e inspeção final, formando bancos de dados industriais mais valiosos que séries experimentais isoladas. A sustentabilidade também deverá ser incorporada como objetivo de otimização junto com custo, produtividade e desempenho [30,40,67].




*Figura 14 – Roteiro de integração entre qualificação de pó, monitoramento, controle e certificação. Fonte: elaboração própria/adaptação conceitual com base em [23,52,64].*

**Tabela 7 – Agenda de pesquisa**

| Tema | Lacuna | Direção |
|---|---|---|
| Pó | histórico de reciclagem | rastreabilidade e critérios por aplicação |
| L-PBF | produtividade vs defeitos | multi-laser + controle em malha fechada |
| Superligas | trincamento/textura | engenharia térmica e ligas AM-friendly |
| BJT/MIM | retração/distorção | modelos de sinterização validados |
| IA | generalização | modelos físicos-informados |
| Energia | fronteiras inconsistentes | LCA por rota completa |

*Fonte: síntese dos autores com base em [11,37,75].*

## 4. CONCLUSÕES

A metalurgia do pó de próxima geração deve ser compreendida como uma plataforma integrada em que matéria-prima, processo, monitoramento, pós-processamento e dados são co-projetados. Nessa perspectiva, PBF, DED, BJT e MIM híbrido não representam apenas tecnologias concorrentes, mas rotas complementares que respondem a diferentes combinações de geometria, lote, exigência microestrutural e economia de fabricação [17,36,52].

Um dos pontos centrais desta revisão é que a qualidade do feedstock passa a desempenhar papel estruturante. Granulometria, morfologia, química superficial, fluidez, densidade aparente e reciclabilidade afetam estabilidade do processo, dispersão dimensional, densificação e confiabilidade do componente. Assim, produtividade e eficiência energética não podem ser separadas da engenharia do pó, pois um feedstock inadequado aumenta refugo, retrabalho e consumo específico de energia por peça aprovada [10,53,68].

A relação processo–estrutura–defeito–propriedade mostrou-se particularmente crítica em L-PBF e DED, e ainda mais sensível em superligas de níquel. Nessas ligas, o desempenho final depende de uma cadeia complexa que inclui fusão localizada, solidificação rápida, crescimento epitaxial, segregação, formação de precipitados, tensões residuais e resposta a tratamentos térmicos e HIP. Em outras palavras, a densidade relativa, embora importante, é insuficiente para explicar isoladamente o comportamento mecânico ou a confiabilidade em serviço [2,33,58].

Do ponto de vista comparativo, o L-PBF se destaca em complexidade geométrica e precisão; o DED, em taxa de deposição, reparo e integração híbrida; o BJT, em produtividade de impressão e consolidação coletiva; e o MIM híbrido, em competitividade para séries elevadas de pequenas peças complexas. Nenhuma rota é universalmente superior: a escolha correta depende de aplicar cada processo no regime em que suas vantagens compensam limitações de acabamento, retração, trincamento, custo energético e necessidade de pós-processamento [16,38,72].

Finalmente, conclui-se que o futuro da área está na integração entre qualificação do pó, janelas de processo robustas, monitoramento in situ, IA físico-informada e cadeias híbridas de tratamento e acabamento. A industrialização em larga escala exigirá menos decisões empíricas e mais modelos que conectem dados de processo a estrutura e desempenho. Nesse contexto, a metalurgia do pó de próxima geração tende a evoluir de um conjunto de tecnologias promissoras para um ecossistema de manufatura inteligente, rastreável e orientado à propriedade final do componente [20,45,49].

## REFERÊNCIAS

[1] AMATO, K. N. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. Acta Materialia, v. 60, p. 2229–2239. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.12.032. 2012.

[2] ARDILA, L. C. et al. Effect of IN718 recycled powder reuse on properties of parts manufactured by means of selective laser melting. Physics Procedia, v. 56, p. 99–107. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.152. 2014.

[3] ATKINSON, H. V.; DAVIES, S. Fundamental aspects of hot isostatic pressing: an overview. Metallurgical and Materials Transactions A. DOI: 10.1007/s11661-000-0078-2. 2000.

[4] ATTARAN, M. The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing. Business Horizons, v. 60, n. 5, p. 677–688. DOI: 10.1016/j.bushor.2017.05.011. 2017.

[5] BAI, Y.; WILLIAMS, C. B. An exploration of binder jetting of copper. Rapid Prototyping Journal. DOI: 10.1108/RPJ-12-2014-0180. 2015.

[6] BATURYNSKA, I.; SEMENIUTA, O.; MARTINSEN, K. Optimization of process parameters for powder bed fusion additive manufacturing by combination of machine learning and finite element method: A conceptual framework. Procedia CIRP, v. 67, p. 227–232. DOI: 10.1016/j.procir.2017.12.204. 2018.

[7] BAUMERS, M. et al. Energy inputs to additive manufacturing: does capacity utilization matter? Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin. 2011.

[8] BIDARE, P.; BESSER, H.; KIRK, S.; PROFIR, M.; GIERL-MAYER, C.; WEISS, C.; SUTCLIFFE, C. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. Acta Materialia. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.09.051. 2018.

[9] BLAKEY-MILNER, B.; GRADL, P.; SNEDDEN, G.; BROOKS, M.; PITOT, J.; LOPEZ, E.; LEARY, M.; BERTO, F.; DU PLESSIS, A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. Materials & Design, v. 209, 110008. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.110008. 2021.

[10] BOURELL, D. et al. Materials for additive manufacturing. CIRP Annals, v. 66, n. 2, p. 659–681. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.009. 2017.

[11] BOURHIS, F. L. et al. Environmental impact assessment of laser additive manufacturing processes. Procedia CIRP. DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.009. 2013.

[12] CALTA, N. P. et al. An instrument for in situ time-resolved X-ray imaging and diffraction of laser powder bed fusion additive manufacturing processes. Review of Scientific Instruments, v. 89, 055101. DOI: 10.1063/1.5017236. 2018.

[13] CARTER, L. N. et al. Process optimisation of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys. Materials Science and Technology. DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000708. 2014.

[14] CHLEBUS, E.; GRUBER, K.; KUŹNICKA, B.; KURZYNOWSKI, T.; KURZAC, J. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. Materials Science and Engineering A, v. 639, p. 647–655. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.035. 2015.

[15] CUNNINGHAM, R. et al. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging. Science, v. 363, p. 849–852. DOI: 10.1126/science.aav4687. 2019.

[16] DASS, A.; MORIDI, A. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design. Coatings, v. 9, 418. DOI: 10.3390/coatings9070418. 2019.

[17] DEBROY, T. et al. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. Progress in Materials Science, v. 92, p. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001. 2018.

[18] DIVYA, V. D. et al. Microstructure of selective laser melted CM247LC nickel-based superalloy and its evolution through heat treatment. Materials Characterization, v. 114, p. 62–74. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.02.004. 2016.

[19] DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. Superalloys: A Technical Guide. 2. ed. Materials Park: ASM International. 2002.

[20] EVERTON, S. K.; HIRSCH, M.; STAVROULAKIS, P.; LEACH, R. K.; CLARE, A. T. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing. Materials & Design, v. 95, p. 431–445. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.099. 2016.

[21] FALUDI, J.; BAYLEY, C.; BHOGAL, S.; IRIBARNE, M. Comparing environmental impacts of additive manufacturing vs traditional machining via life-cycle assessment. Rapid Prototyping Journal, v. 23, n. 1, p. 34–47. DOI: 10.1108/RPJ-07-2015-0092. 2017.

[22] FLYNN, J. M.; SHOKRANI, A.; NEWMAN, S. T.; DHOKIA, V. Hybrid additive and subtractive machine tools – Research and industrial developments. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 101, p. 79–101. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2015.11.007. 2016.

[23] FORD, S.; DESPEISSE, M. Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges. Journal of Cleaner Production, v. 137, p. 1573–1587. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.04.150. 2016.

[24] FRAZIER, W. E. Metal additive manufacturing: A review. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 23, p. 1917–1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z. 2014.

[25] GAO, W. et al. The status, challenges, and future of additive manufacturing in engineering. Computer-Aided Design, v. 69, p. 65–89. DOI: 10.1016/j.cad.2015.04.001. 2015.

[26] GEBLER, M.; UITERKAMP, A. J. M. S.; VISSER, C. A global sustainability perspective on 3D printing technologies. Energy Policy, v. 74, p. 158–167. DOI: 10.1016/j.enpol.2014.08.027. 2014.

[27] GERMAN, R. M. Powder Metallurgy and Particulate Materials Processing. Princeton: Metal Powder Industries Federation. 2005.

[28] GERMAN, R. M.; BOSE, A. Injection Molding of Metals and Ceramics. Princeton: Metal Powder Industries Federation. 1997.

[29] GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B.; KHORASANI, M. Additive Manufacturing Technologies. 3. ed. Cham: Springer. 2021.

[30] GOBERT, C.; REUTZEL, E. W.; PETRICH, J.; NASSAR, A. R.; PHOHA, S. Application of supervised machine learning for defect detection during metallic powder bed fusion additive manufacturing using high resolution imaging. Additive Manufacturing, v. 21, p. 517–528. DOI: 10.1016/j.addma.2018.04.005. 2018.

[31] GRASSO, M.; COLOSIMO, B. M. Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: a review. Measurement Science and Technology, v. 28, 044005. DOI: 10.1088/1361-6501/aa5c4f. 2017.

[32] GU, D.; MEINERS, W.; WISSENBACH, K.; POPRAWE, R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. International Materials Reviews, v. 57, n. 3, p. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014. 2012.

[33] GUO, N.; LEU, M. C. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. Frontiers of Mechanical Engineering, v. 8, p. 215–243. DOI: 10.1007/s11465-013-0248-8. 2013.

[34] HARRISON, N. J.; TODD, I.; MUMTAZ, K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by selective laser melting: a fundamental alloy design approach. Acta Materialia. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.03.035. 2015.

[35] HEANEY, D. F. Handbook of Metal Injection Molding. Cambridge: Woodhead Publishing. 2012.

[36] HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C. Additive manufacturing of metals. Acta Materialia, v. 117, p. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019. 2016.

[37] HUANG, S. H.; LIU, P.; MOKASDAR, A.; HOU, L. Additive manufacturing and its societal impact: a literature review. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 67, p. 1191–1203. DOI: 10.1007/s00170-012-4558-5. 2013.

[38] ISO/ASTM. ISO/ASTM 52900: Additive manufacturing — General principles — Fundamentals and vocabulary. Geneva: ISO. 2021.

[39] KAMATH, C. Data mining and statistical inference in selective laser melting. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. DOI: 10.1007/s00170-015-8286-3. 2016.

[40] KELLENS, K. et al. Environmental dimensions of additive manufacturing: Mapping application domains and their environmental implications. Journal of Industrial Ecology, v. 21, p. S49–S68. DOI: 10.1111/jiec.12629. 2017.

[41] KHAIRALLAH, S. A.; ANDERSON, A. T.; RUBENCHIK, A.; KING, W. E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. Acta Materialia, v. 108, p. 36–45. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.014. 2016.

[42] KING, W. E. et al. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. Applied Physics Reviews, v. 2, 041304. DOI: 10.1063/1.4937809. 2015.

[43] LADANI, L.; SADEGHILARIDJANI, M. A review of Powder Bed Fusion additive manufacturing for metals. Metals, v. 11, 1391. DOI: 10.3390/met11091391. 2021.

[44] LAUWERS, B. et al. Hybrid processes in manufacturing. CIRP Annals, v. 63, n. 2, p. 561–583. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.003. 2014.

[45] LEUNG, C. L. A. et al. In situ X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing. Nature Communications, v. 9. DOI: 10.1038/s41467-018-03734-7. 2018.

[46] LEWANDOWSKI, J. J.; SEIFI, M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties. Annual Review of Materials Research, v. 46, p. 151–186. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024. 2016.

[47] LI, K.; ZHAN, J.; WANG, Y.; QIN, Y.; GONG, N.; ZHANG, D. Z.; TAN, S.; MURR, L. E.; LIU, Z. Application of data-driven methods for laser powder bed fusion of Ni-based superalloys: A review. Journal of Manufacturing Processes, v. 133, p. 285–321. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.11.053. 2025.

[48] MATTHEWS, M. J. et al. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes. Acta Materialia, v. 114, p. 33–42. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.05.017. 2016.

[49] MERCELIS, P.; KRUTH, J. P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. Rapid Prototyping Journal, v. 12, n. 5, p. 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013. 2006.

[50] MERKLEIN, M.; JUNKER, D.; SCHRÖDER, J.; SCHMALZING, S. Hybrid additive manufacturing technologies – An analysis regarding potentials and applications. Physics Procedia, v. 83, p. 549–559. DOI: 10.1016/j.phpro.2016.08.057. 2016.

[51] MORROW, W. R.; QI, H.; KIM, I.; MAZUMDER, J.; SKERLOS, S. J. Environmental aspects of laser-based and conventional tool and die manufacturing. Journal of Cleaner Production, v. 15, p. 932–943. DOI: 10.1016/j.jclepro.2005.10.037. 2007.

[52] MOSTAFAEI, A. et al. Additive manufacturing of nickel-based superalloys: process–structure–defect–property relationship. Progress in Materials Science. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2023.101108. 2023.

[53] MOSTAFAEI, A. et al. Binder jet 3D printing—Process parameters, materials, properties, modeling, and challenges. Progress in Materials Science, v. 119, 100707. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100707. 2021.

[54] MUKHERJEE, T.; ZUBACK, J. S.; DE, A.; DEBROY, T. Printability of alloys for additive manufacturing. Scientific Reports, v. 6, 19717. DOI: 10.1038/srep19717. 2016.

[55] PENG, T. Analysis of energy utilization in 3D printing processes. Procedia CIRP. DOI: 10.1016/j.procir.2016.01.055. 2016.

[56] POLLOCK, T. M.; TIN, S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. Journal of Propulsion and Power, v. 22, n. 2, p. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239. 2006.

[57] QIU, C. et al. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting. Acta Materialia, v. 96, p. 72–79. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.004. 2015.

[58] REED, R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press. 2006.

[59] ROBERTS, I. A.; WANG, C. J.; ESTERLEIN, R.; STANFORD, M.; MYNORS, D. J. A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 49, p. 916–923. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2009.07.004. 2009.

[60] SAMES, W. J.; LIST, F. A.; PANNALA, S.; DEHOFF, R. R.; BABU, S. S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. International Materials Reviews, v. 61, n. 5, p. 315–360. DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649. 2016.

[61] SCIME, L.; BEUTH, J. Anomaly detection and classification in a laser powder bed additive manufacturing process using a trained computer vision algorithm. Additive Manufacturing, v. 19, p. 114–126. DOI: 10.1016/j.addma.2017.11.009. 2018.

[62] SEYDA, V.; HERZOG, D.; EMMELMANN, C. Recycling of Ti-6Al-4V powder in selective laser melting. Physics Procedia, v. 39, p. 425–431. DOI: 10.1016/j.phpro.2012.10.057. 2012.

[63] SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S.; HAGEL, W. C. Superalloys II. New York: Wiley. 1987.

[64] SLOTWINSKI, J. A. et al. Characterization of metal powders used for additive manufacturing. Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, v. 119, p. 460–493. DOI: 10.6028/jres.119.018. 2014.

[65] SPEARS, T. G.; GOLD, S. A. In-process sensing in selective laser melting (SLM) additive manufacturing. Integrating Materials and Manufacturing Innovation, v. 5. DOI: 10.1186/s40192-016-0045-4. 2016.

[66] SPIERINGS, A. B.; SCHNEIDER, M.; EGLI, R. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts. Rapid Prototyping Journal, v. 17, n. 5, p. 380–386. DOI: 10.1108/13552541111156504. 2011.

[67] SRIVATSAN, T. S.; SUDARSHAN, T. S. Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications. Boca Raton: CRC Press. 2015.

[68] SUTTON, A. T.; KRIEWALL, C. S.; LEU, M. C.; NEWKIRK, J. W. Powder characterisation techniques and effects of powder characteristics on part properties in powder-bed fusion processes. Virtual and Physical Prototyping, v. 12, n. 1, p. 3–29. DOI: 10.1080/17452759.2016.1250605. 2017.

[69] TAPIA, G.; ELWANY, A. A review on process monitoring and control in metal-based additive manufacturing. Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 136, 060801. DOI: 10.1115/1.4028540. 2014.

[70] THOMPSON, S. M.; BIAN, L.; SHAMSAEI, N.; YADOLLAHI, A. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics. Additive Manufacturing, v. 8, p. 36–62. DOI: 10.1016/j.addma.2015.07.001. 2015.

[71] XU, J.; LI, L.; LIU, X.; LI, H.; FENG, Q. Quantitative models of high temperature creep microstructure-property correlation of a nickel-based single crystal superalloy with physical and statistical features. Journal of Materials Research and Technology, v. 19, p. 2301–2313. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.06.011. 2022.

[72] YAP, C. Y. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. Additive Manufacturing. DOI: 10.1016/j.addma.2014.08.002. 2015.

[73] YOON, H. S. et al. A comparison of energy consumption in bulk forming, subtractive, and additive processes: Review and case study. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology, v. 1, p. 261–279. DOI: 10.1007/s40684-014-0033-0. 2014.

[74] ZHAO, C. et al. Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction. Scientific Reports, v. 7. DOI: 10.1038/s41598-017-03761-2. 2017.

[75] ZIAEE, M.; CRANE, N. B. Binder jetting: A review of process, materials, and methods. Additive Manufacturing, v. 28, p. 781–801. DOI: 10.1016/j.addma.2019.05.031. 2019.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Inspeção de pose e dimensões utilizando homografia com câmeras genéricas

Jonnas Pires Espindula
Dr. Heraldo José de Amorim

**RESUMO**

Inspeção e localização automatizada de peças em um contexto de manufatura pode ser utilizada para diminuir os tempos e utilização de recursos envolvidos nessas atividades. Um sistema de visão computacional pode ser utilizado para verificar dimensões e localização de uma peça através de múltiplas visualizações da peça, localizando a peça com base em uma imagem de referência com dimensões conhecidas em um sistema de referência fornecido e avaliando a sua posição e orientação no ambiente através de homografia, que pode ser utilizada para verificar aspectos dimensionais de planos de peças.
Key words – visão computacional, SIFT, homografia, estimativa de pose.

**POSE AND DIMENSION INSPECTION IN MANUFACTURED PARTS USING GENERAL-PURPOSE CAMERAS**

**ABSTRACT**

*Automated pose evaluation and feature inspection of manufacturing parts may lead to reduced inspection times and resources used. Using a computer vision system, these activities can be performed using multiple views of the part. Using these views and comparing them to a reference image with positions known in the world reference frame, it is possible to estimate the part pose using homography. The image matching process be used to evaluate the part's dimensions. The proposed system can use general-purpose cameras.*
*Keywords – Computer vision, SIFT, homography, pose estimation.*

## 1. INTRODUCTION

Quality control is an essential element of industrial manufacturing and usually involves evaluating the characteristics of manufactured parts, typically dimensions. In-line measurements are often used during production to ensure the conformity of process characteristics, indicating the need for adjustments like tool changes and preserving the part, or rejection of non-conforming parts.

Tools used for in-line quality control measure product characteristics through direct or indirect methods. Direct methods measure characteristics such as dimensions and surface quality through imaging or contact probes, while indirect methods infer the part characteristics through other information, such as thermal, acoustic, force, or electromagnetic signals. These tools may be integrated into broader information systems, allowing for automated and data-driven quality assessment (Markatos et al., 2023). Machine vision systems are broadly used for in-line quality control. These systems allow the automated assessment of several part characteristics, such as surface finish, dimensions, and part pose in the environment. Vision systems are also used for metrology applications, such as gear production dimensions inspection (Moru et al. 2021).

Part pose estimation applies to several industrial applications, such as part manipulation in pick-and-place contexts, dimensional verification, inventory control, and reducing setup time in machine tools. Mileski et al. (2022) developed a vision system to automate the setup of a 3-axis CNC machining center, reducing setup time. Using a machine vision system for periodic tool-wear inspection enables in-line evaluation of cutting tools, reducing inspection time, machine idle time, and tool costs (Hou, Huang, 2019). Tarabini, 2024, used an optical 3D system to in-line measuring of parts in open-die forging.

Recognition systems allow for part identification and pose estimation. Approaches such as neural networks require training and may be insufficient for the context or over-engineered. Processes based on visual descriptors that can be uniformly obtained in a deterministic way and evaluated with simple statistical and geometrical considerations allow a single implementation step where different inputs may be evaluated, given the examined context, without extra setups or parameters adjustment.

This work describes a vision system that allows for pose estimation of a part with an identifiable plane in an environment, based on prior knowledge of the expected part shape. The proposed solution enables part pose estimation using a single camera pose, provided the pose is known in the world reference frame (wrf). The same feature descriptors used may also be used to locate the camera in the environment, if a planar marker or feature of the environment position and dimensions are known. Therefore, the solution allows the user to locate the camera and the part pose in the environment using a single image.

## 2. METODOLOGY

Part pose estimation demands knowledge of the part evaluated and how to locate it in the environment with respect to the camera and to a world reference frame. If the part pose with relation to the camera reference frame (crf) and the camera pose w.r.t the world reference frame are known, part pose w.r.t to the world reference frame can be extracted from these relationships. Camera pose can be obtained from several methods, deemed the Pose-*n*-Perspective (P*n*P) problem. Since the camera intrinsic parameters, represented by a perspective transformation $K$, are needed for the pose estimation process, a calibrated camera is needed, and the results must be applied for correcting lens distortions. A simple pose estimation pipeline can be composed of a camera calibration process (if the intrinsic parameters of the camera are unknown), camera pose estimation, and part detection.

For the proposed solution, parts that can be detected or described by a planar surface (such as outputs of stamping processes or parts with planar features that can serve as

references) are placed on a plane with markers used to define the world reference frame (Figure 1). The markers used (Figure 2a) are distributed in a plane, and their relative positions are previously known (Figure 2b). Thus, these markers can be used as references for the world reference frame.



**Figure 1:** Part to be evaluated positioned over a plane of inspection with reference markers.

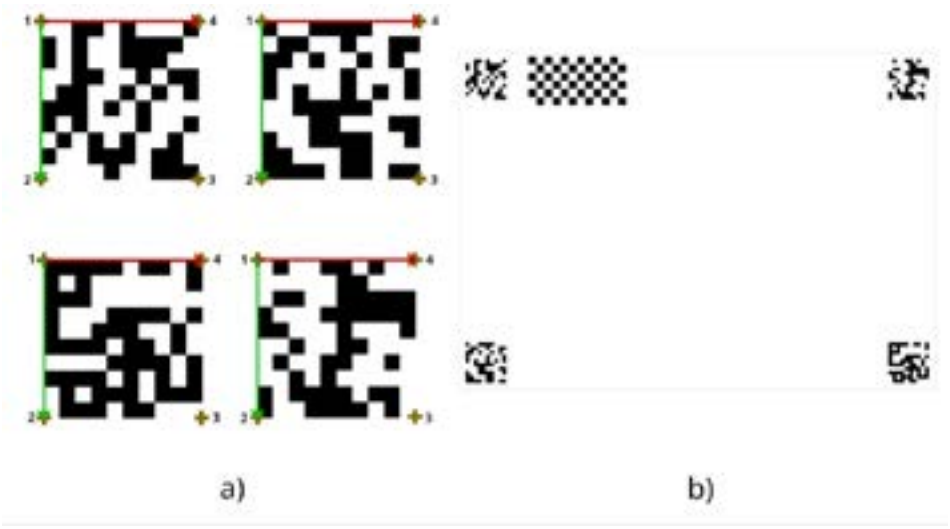



**Figure 2:** Markers and reference image used for keypoint detection. a) Markers used, each with its reference frame indicated. b) Reference image with markers positioned with known offsets, with world reference frame fixed to one of the markers.

To detect either markers or parts in the image, the proposed approach performs keypoint matching between images using descriptors that generate keypoints based on task-appropriate selection criteria. Once the proposed method is developed for use on general cameras, it is assumed that illumination conditions and scale factors involved are flexible. Therefore, the keypoint and descriptor generation method selected was the Scale-Invariant Feature Transform (SIFT), proposed by Lowe (2004). SIFT enables object detection under different illumination and scale conditions and is also robust to partial occlusion. The keypoints and their descriptors in a reference image can be compared to keypoints and descriptors in other images using appropriate matching techniques. With enough pairings between keypoints

in both images, a homography can be estimated, allowing the projection of the reference image onto the searched image (Figure 3).

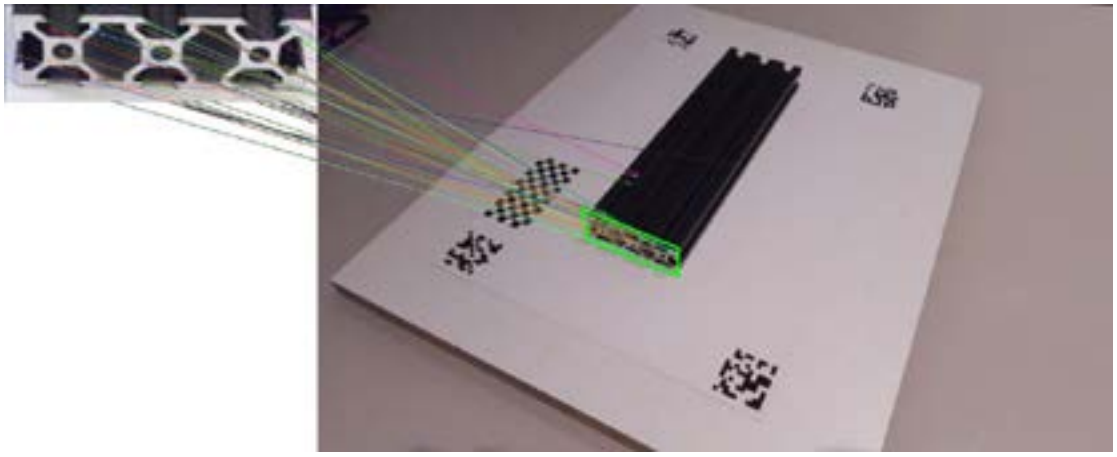


**Figure 3:** Homography representation (green rectangle) obtained by matching keypoints in a reference image (left) and the search image (right).

Figure 3 shows that the homography transformation finds the position and orientation of the keypoints from the cross-section plane. If a reference plane can be attached to this image (as represented in Figure 4), a homography transformation can be used to estimate the part pose from the reference image attached frame and the camera pose.

The following sections describe keypoint detection and matching, camera pose estimation, homography evaluation, and part pose estimation from homography results, compared with another classical method for point position estimation. All these processes assume that the camera is already calibrated – its intrinsic parameters are known – and the captured images are also undistorted.

## 3. KEYPOINT DETECTION AND MATCHING

Lowe (2004) proposed SIFT (Scale-Invariant Feature Transform) to generate descriptors and keypoints using differences of Gaussians. The method generates descriptors that can be compared for images with different scales, illumination, and even orientation. Successful matches between image descriptors can be used for further verification and processing. OpenCV (Bradski, 2000), an open-source library for computer vision applications, provides methods for applying SIFT to images and generating keypoint-descriptor pairs, as well as methods for keypoint matching, homography estimation, and pose estimation. Here, the methods for SIFT application and keypoint matching and their usage are discussed. The remaining uses of OpenCV methods are discussed as they appear. All additional code, such as data parsing, plotting, and additional processes, was performed in Python.

SIFT works by performing filtering and scaling operations in sequence and generating differences between the resulting images. In a simplified manner, a gaussian filter is applied to the image at scale $s$, where $s=0$ corresponds to the original scale. The original image is successively reduced to half the previous scale (octave layer), generating a new image to which a gaussian filter of appropriate parameters is applied. These images generated by the gaussian filters are then used to generate a Difference of Gaussians (DoF) image. This process is then repeated as necessary. These DoF images are used to select keypoints based on their gradients. If a point appears in multiple DoF images, it indicates a good descriptor that is invariant to scale and intensity changes. After selecting keypoints by evaluating their occurrences in the DoF images, the descriptors are produced by evaluating the DoF image

gradients at these points and selecting the relevant parameters. A relevant remark is that these descriptors are selected and organized by their most relevant gradient thus allowing comparison and matching between keypoints that represent the same feature in different images.

In this work, an image of a plane of interest of the object evaluated (in this case the aluminum extrusion profile shown and its cross section, presented in Figure 4) is used to locate the part in the images based on keypoints used as anchors to a reference frame. This image is referred to as a reference image in the following discussion, and the images of the environment where the object is searched are referred to as search images. As shown in Figure 4, the part plane used as reference does not need to be perfectly aligned with the image itself. SIFT is applied both to the reference image and search images to generate keypoint-descriptor pairings. The markers reference image is used as the world reference frame in the search images and SIFT is applied to each marker to generate the respective keypoint-descriptor pairings.

After the keypoint-descriptors are evaluated for both reference and search images, a matching algorithm must be applied to relate a keypoint in the reference image with its counterpart in the search image. Among the most used approaches for this problem, FLANN, *Fast Library for Approximate Nearest Neighbors* (Muja, Lowe. 2009), and brute-force search were selected.




**Figure 4:** Reference frame and points used for object reference with subsequent homographies.

FLANN is the default approach used in OpenCV demonstration material and documentation. This method uses the neighborhood of the reference image keypoints to evaluate the best matches on the search image by comparing clusters of points with RANSAC (*RANdom SAmpling Consensus*), improving search times (Fischler, 1981). This method is useful when there are several keypoints available (the part has several features or textures, for example), a reduced processing time is required, and it is more important to find more “good-enough” matches (that can be later processed by other means) than exact ones. Brute-force matching, on the other hand, consists of searching for the exact match (or the best match available that can be recognized as a match) to a keypoint, by comparing each reference image keypoint to each keypoint generated in the search image. This method allows better results than FLANN due to its exhaustive nature, since it does not rely on sampling, but it is also more resource- and time-intensive. Since this work concerns only evaluating the part pose estimation method, brute-force matching was used for camera pose and part pose estimation.

## 4. CAMERA POSE ESTIMATION

For camera pose estimation, the markers used as a reference for the $xy$ plane of the world reference frame generate keypoint-descriptor pairings on the search images that represent coplanar points in the world reference frame. Several P*n*P methods have restrictions on using coplanar points working only with a restricted number of points or not working at all. The P*n*P method used in this solution for camera pose estimation must work on coplanar

points, leading to the selection of IPPE, *Infinitesimal Plane-Based Pose* Estimation (Collins, Bartoli, 2014).

For each search image, every marker is evaluated using the keypoint-descriptor matching method (Figure 5). Then all the marker keypoints located in the search image (even from multiple markers), are then used as input for IPPE. OpenCV provides a method for P*n*P evaluation through IPPE, which uses RANSAC for matching selection to eliminate outliers (Fischler, Bolles, 1981). If a valid solution is found, the search image then has a pose estimation that can be used in the subsequent steps. Otherwise, the image is not used for the part pose estimation.

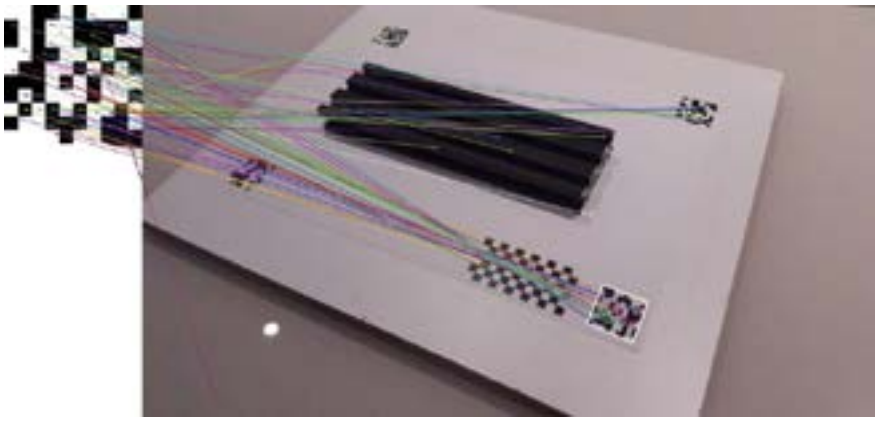


**Figure 5:** Marker keypoints and its matches among the keypoints in the search image (with its border defined through homography).

## 5. HOMOGRAPHY EVALUATION

Once camera pose is known and keypoint descriptors are obtained for the part reference image, they can be found on each search image, and a homography between them can be established. A homography is a transformation relating a plane to its representation in an image and can be used for different purposes, such as image stitching when creating panoramas or even to perform camera calibration using planar reference templates, as proposed by Zhang (2004). A homography transform $H$ can be determined by numerical methods, such as a least-square method, by relating the points in an image $(u_1, v_1)$ to the points in a different image $(u_2, v_2)$ (Equation 1). The result of the homography is presented in Figure 3.

$$\begin{bmatrix} u_2 \\ v_2 \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} H_{11} & H_{12} & H_{13} \\ H_{21} & H_{22} & H_{23} \\ H_{31} & H_{32} & H_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_1 \\ v_1 \\ 1 \end{bmatrix} = H \begin{bmatrix} u_1 \\ v_1 \\ 1 \end{bmatrix} \quad (1)$$

This homography can be used to locate the reference points from the reference image (crosses in Figure 4) in the search image. The result can be validated by verifying if the homography projection on the search image (represented by the borders found in Figure 6) shows a valid projection. In this work, the verification is performed evaluating if the borders are parallel or close to parallel (a tolerance must be defined), and the angle between the left and bottom reference image borders. The angle in the search image representation is considered valid for an interval of [60º, 130º] to allow for different viewing angles from the camera. If the homography obtained is considered valid, the points in the part plane are then located in the image using Equation 1. Figure 6 shows the part plane $x$ and $y$ axes.

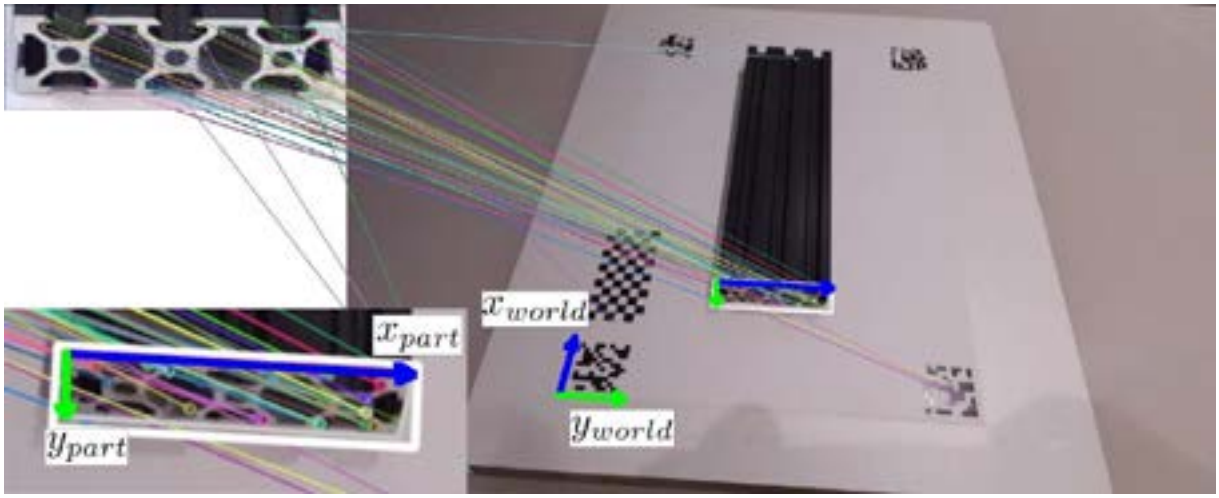



**Figure 6:** Reference frames for the surface evaluated located through the homography.

## 6. PART POSE EVALUATION

Part pose evaluation is performed as a two-step process. First, OpenCV's IPPE method implementation is used with the part reference plane keypoints (Figure 4) coordinates and their matches found in the search image using the reference image homography. This gives the camera pose w.r.t the part reference frame (prf, shown in Figure 7). The process is the same as used for camera pose estimation using the markers, but instead using the reference image points, projected into the search image using the homography. The camera pose in the world reference frame is estimated using the markers.

The IPPE method implemented in OpenCV gives the camera pose through a rotation matrix $R$ and a translation vector $\boldsymbol{t}$. Any point can be represented in the camera reference frame, using its representation in the world reference frame or the part reference frame and the corresponding homogeneous transformation. Equation 2 shows how a point expressed in the part reference frame can be represented in the camera reference frame, while Equation 3 shows how a point expressed in the world reference frame can be expressed in the camera reference frame. Their reciprocal Equations are given by Equations 4 and 5, respectively.

$$\mathbf{p}_{cam} = \begin{bmatrix} R_{cam}^{part} & \mathbf{t}_{cam}^{part} \\ 0_{1\times 3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{part} \tag{2}$$

$$\mathbf{p}_{cam} = \begin{bmatrix} R_{cam}^{world} & \mathbf{t}_{cam}^{world} \\ 0_{1\times 3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{world} \tag{3}$$

$$\mathbf{p}_{part} = \begin{bmatrix} R_{cam}^{part\,T} & -R_{cam}^{part\,T}\mathbf{t}_{cam}^{part} \\ 0_{1\times 3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{cam} \tag{4}$$

$$\mathbf{p}_{world} = \begin{bmatrix} R_{cam}^{world\,T} & -R_{cam}^{world\,T}\mathbf{t}_{cam}^{world} \\ 0_{1\times 3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{cam} \tag{5}$$

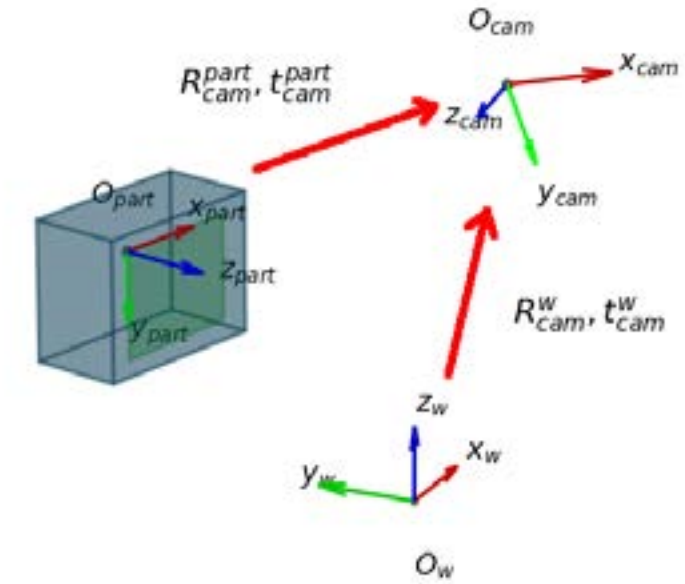



**Figure 7:** Reference frames considered when evaluating part pose estimation from camera pose.

These manipulations are the key to finding the pose of the reference frame attached to the part in the world reference frame. This pose can be expressed by the rotation matrix $R$ (Equation 7) and translation vector $\boldsymbol{t}$ (Equation 8) extracted from the homogeneous transformation obtained in Equations 6a and 6b. This process can be executed in any of the search images where the homography transformation worked, and the camera pose is estimated from the markers. This algebraic manipulation is implemented using Python and the *numpy* library.

$$\mathbf{p}_{world} = \begin{bmatrix} R_{cam}^{worldT} & -R_{cam}^{worldT}\mathbf{t}_{cam}^{world} \\ 0_{1\times3} & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} R_{cam}^{part} & \mathbf{t}_{cam}^{part} \\ 0_{1\times3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{part} \tag{6a}$$

$$\mathbf{p}_{world} = \begin{bmatrix} R_{world}^{part} & \mathbf{t}_{world}^{part} \\ 0_{1\times3} & 1 \end{bmatrix} \mathbf{p}_{part} \tag{6b}$$

$$R_{world}^{part} = R_{cam}^{world^T} R_{cam}^{part} \tag{7}$$

$$\mathbf{t}_{world}^{part} = R_{cam}^{worldT}\mathbf{t}_{cam}^{part} - R_{cam}^{worldT}\mathbf{t}_{cam}^{world} \tag{8}$$

The $\mathbf{p}_{part}$ points are the points of interest, shown in Figure 4, which are used to find their search image counterparts by using the homography transformation (Equation 1). Using the $\mathbf{p}_{part}$ points and their search image representations, IPPE is used to obtain the rotation matrix $R_{cam}^{part}$ and translation vector $\mathbf{t}_{cam}^{part}$. $\boldsymbol{R}_{cam}^{world}$ and $\mathbf{t}_{cam}^{world}$ are obtained by pose estimation, also using IPPE, from the marker's pairings.

## 1. RESULTS AND DISCUSSION

The part reference frame is positioned on the cross section of the extruded aluminum profile ($xy$ plane of the reference frame) presented in Figure 4. The nominal positions of the corners, according to the part manufacturer, are presented in Table 1.

**Table 1:** Part reference plane positions in its reference frame (as seen in Figure 4).

| Coordinate | Upper-left (corner 1) | Upper-right (corner 2) | Lower-left (corner 3) | Lower-right (corner 4) |
|---|---|---|---|---|
| $x$ (mm) | 0.0 | 60.0 | 0.0 | 60.0 |
| $y$ (mm) | 0.0 | 0.0 | 20.0 | 20.0 |

SIFT was applied using the OpenCV implementation. The OpenCV implementation parameters consist of a maximum number of descriptors allowed per image ($n_{features}$), number of octave layers used ($n_{octave}$), contrasts used for edge detection selection ($T_{threshold}$ and $T_{edge}$), and the gaussian filter parameter $\sigma$ (sigma). $\sigma$ is used as described in Lowe, 2004, while the other parameters were empirically selected from pre-tests. Table 2 presents the parameters used. The results may be evaluated qualitatively by reprojecting features (such as markers' contours) onto the image (Figure 8). It was observed that pose estimation using the markers starts yielding good results with 20 to 30 keypoints achieved on a marker, so the parameters in Table 2 were adjusted to provide at least 30 keypoints on at least one marker in the image.

**Table 2:** Parameters used for SIFT detection implementation in OpenCV.

| Parameter | Value |
|---|---|
| **Features to find($n_{features}$)** | 3500 |
| **Octave layers($n_{octave}$)** | 4 |
| **Contrast threshold ($T_{threshold}$)** | 0.0025 |
| **Edge threshold ($T_{edge}$)** | 10 |
| **Sigma($\sigma$)** | 1.6 |



**Figure 8:** Reprojection of marker positions for camera pose 1 (left) and 4 (right).

For comparison purposes, a method for point position estimation based on geometric properties and two different views of the same subject was used. This method is the Direct Linear Transformation (DLT), used early in photogrammetry applications (Fischler, Bolles,

1981), and is described in computer vision textbooks (Hartley and Zisserman, 2003). This method consists of projecting lines from the camera center to a point in the image plane described in the camera reference frame. Using two images with their respective camera poses in the world reference frame known, the intersection of the lines gives the point's actual position in the wrf.

**Table 3:** Position of each corner estimated with the homography method and DLT.

| | | Homography | | | DLT | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Camera pose** | **Corner** | **x (mm)** | **y (mm)** | **z (mm)** | **x (mm)** | **y (mm)** | **z (mm)** |
| **1** | **1** | 65.10 | 73.26 | -9.25 | 60.28 | 73.05 | -16.64 |
| | **2** | 62.85 | 133.08 | -13.26 | 61.77 | 131.00 | -15.42 |
| | **3** | 64.64 | 74.58 | 10.69 | 57.53 | 71.91 | -2.35 |
| | **4** | 62.39 | 134.40 | 6.68 | 59.19 | 132.48 | 0.79 |
| **2** | **1** | 60.92 | 71.89 | -16.74 | 59.66 | 72.86 | -18.05 |
| | **2** | 60.82 | 131.89 | -17.42 | 64.63 | 133.33 | -11.18 |
| | **3** | 61.13 | 72.12 | 3.24 | 56.22 | 71.53 | -5.42 |
| | **4** | 61.04 | 132.12 | 2.56 | 59.35 | 132.39 | 0.67 |
| **3** | **1** | 61.70 | 70.35 | -13.96 | 50.57 | 73.20 | -32.04 |
| | **2** | 61.05 | 130.30 | -16.29 | 41.80 | 119.35 | -47.11 |
| | **3** | 62.08 | 71.13 | 6.01 | 53.39 | 71.58 | -10.43 |
| | **4** | 61.44 | 131.08 | 3.68 | 48.92 | 125.57 | -18.59 |
| **4** | **1** | 60.71 | 71.70 | -15.79 | 66.81 | 70.81 | -6.22 |
| | **2** | 61.63 | 131.69 | -14.77 | 68.48 | 132.85 | -5.07 |
| | **3** | 60.83 | 71.36 | 4.20 | 62.09 | 69.99 | 5.91 |
| | **4** | 61.75 | 131.34 | 5.22 | 61.41 | 132.34 | 4.43 |
| **5** | **1** | 60.52 | 71.92 | -16.59 | 58.14 | 73.51 | -19.34 |
| | **2** | 60.76 | 131.91 | -16.62 | 56.93 | 129.33 | -21.90 |
| | **3** | 61.12 | 71.92 | 3.39 | 54.00 | 72.69 | -7.53 |
| | **4** | 61.37 | 131.92 | 3.36 | 55.80 | 130.91 | -4.49 |

Table 3 presents the results obtained for 5 images where their camera pose was estimated using at least 2 markers' keypoint matches. The columns listed under "Homography" show the $x$, $y$, and $z$ coordinates in the world reference frame obtained through the homography evaluation method proposed. The columns listed under "DLT" show the coordinates obtained through the DLT method. For the DLT results, the image position was obtained by pairing each camera pose with the previous camera pose, i. e. "Camera pose 2" results using Camera Poses 2 and 1, with "Camera Pose 1" from Camera Poses 1 and 5. Camera Poses in the world reference frame are shown in Figures 9 and 10. Table 4 presents the average and standard deviation for the $x$, $y$, and $z$ coordinates of the corner points in wrf. Table 5 shows the camera positions for each camera pose.

**Table 3:** Position of each corner estimated with the homography method and DLT.

| | | Homography | | | DLT | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Camera pose** | **Corner** | **x (mm)** | **y (mm)** | **z (mm)** | **x (mm)** | **y (mm)** | **z (mm)** |
| **1** | **1** | 65.10 | 73.26 | -9.25 | 60.28 | 73.05 | -16.64 |
| | **2** | 62.85 | 133.08 | -13.26 | 61.77 | 131.00 | -15.42 |
| | **3** | 64.64 | 74.58 | 10.69 | 57.53 | 71.91 | -2.35 |
| | **4** | 62.39 | 134.40 | 6.68 | 59.19 | 132.48 | 0.79 |
| **2** | **1** | 60.92 | 71.89 | -16.74 | 59.66 | 72.86 | -18.05 |
| | **2** | 60.82 | 131.89 | -17.42 | 64.63 | 133.33 | -11.18 |
| | **3** | 61.13 | 72.12 | 3.24 | 56.22 | 71.53 | -5.42 |
| | **4** | 61.04 | 132.12 | 2.56 | 59.35 | 132.39 | 0.67 |

| | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 3 | 1 | 61.70 | 70.35 | -13.96 | 50.57 | 73.20 | -32.04 |
| | 2 | 61.05 | 130.30 | -16.29 | 41.80 | 119.35 | -47.11 |
| | 3 | 62.08 | 71.13 | 6.01 | 53.39 | 71.58 | -10.43 |
| | 4 | 61.44 | 131.08 | 3.68 | 48.92 | 125.57 | -18.59 |
| 4 | 1 | 60.71 | 71.70 | -15.79 | 66.81 | 70.81 | -6.22 |
| | 2 | 61.63 | 131.69 | -14.77 | 68.48 | 132.85 | -5.07 |
| | 3 | 60.83 | 71.36 | 4.20 | 62.09 | 69.99 | 5.91 |
| | 4 | 61.75 | 131.34 | 5.22 | 61.41 | 132.34 | 4.43 |
| 5 | 1 | 60.52 | 71.92 | -16.59 | 58.14 | 73.51 | -19.34 |
| | 2 | 60.76 | 131.91 | -16.62 | 56.93 | 129.33 | -21.90 |
| | 3 | 61.12 | 71.92 | 3.39 | 54.00 | 72.69 | -7.53 |
| | 4 | 61.37 | 131.92 | 3.36 | 55.80 | 130.91 | -4.49 |

**Table 4:** Average (Avg) and standard deviation (std) of corners' positions based on the homography method and DLT.

| | | Homography | | | DLT | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Corner | | x (mm) | y (mm) | z (mm) | x (mm) | y (mm) | z (mm) |
| 1 | Avg | **61.79** | **71.82** | **-14.47** | **59.09** | **72.69** | **-18.46** |
| | *std* | *1.90* | *1.03* | *3.12* | *5.80* | *1.07* | *9.19* |
| 2 | Avg | **61.42** | **131.77** | **-15.67** | **58.72** | **129.17** | **-20.13** |
| | *std* | *0.86* | *0.99* | *1.65* | *10.35* | *5.71* | *16.27* |
| 3 | Avg | **61.96** | **72.22** | **5.51** | **56.64** | **71.54** | **-3.96** |
| | *std* | *1.56* | *1.37* | *3.10* | *3.47* | *0.98* | *6.26* |
| 4 | Avg | **61.60** | **132.17** | **4.30** | **56.93** | **130.74** | **-3.43** |
| | *std* | *0.51* | *1.31* | *1.64* | *4.91* | *2.96* | *9.05* |

The analysis of the data presented in Tables 3 and 4 shows lower dispersion for the positions estimated with homography, with the standard deviation for corner coordinates ranging between 0.5 to 1.9 millimeters for $x$ and $y$ coordinates. For these results, the highest standard deviations were found for the two left corners in Figure 4, ranging around 3.0 millimeters in *z*. Standard deviations for the results from the DLT method range from 0.9 to 16 millimeters, about 2 to 8 times the values found for the homography method.

**Table 5:** Camera position coordinates in the world reference frame.

| Camera pose | x (mm) | y (mm) | z (mm) |
|---|---|---|---|
| **1** | -28.37 | 51.79 | -157.15 |
| **2** | -26.51 | 77.63 | -156.80 |
| **3** | -28.26 | 84.12 | -154.06 |
| **4** | -33.73 | 99.36 | -153.55 |
| **5** | -41.08 | 100.95 | -149.30 |

The analysis of the data presented in Tables 3 and 4 shows lower dispersion for the positions estimated with homography, with the standard deviation for corner coordinates ranging between 0.5 to 1.9 millimeters for $x$ and $y$ coordinates. For these results, the highest standard deviations were found for the two left corners in Figure 4, ranging around 3.0 millimeters in *z*. Standard deviations for the results from the DLT method range from 0.9 to 16 millimeters, about 2 to 8 times the values found for the homography method.

Figure 9 shows the camera poses and the reference image plane based on the positions of corners estimated by the homography method, while Figure 10 presents the corresponding results achieved with the DLT method. The results obtained by the Homography method show

an estimation that is much closer to the plane searched, with rectangular images for all cases. In the DLT method results, the plane estimations are either not aligned between different camera poses, or the lines obtained vary between estimations, either in length or angle. This observation is corroborated by the dimensions of the edges composed by the corner pairs estimated by the tested methods and their deviation from results measured by a contact method, in this case a caliper with a resolution of 0.01 mm. These results are presented in Table 6.

**Table 6:** Distance between corners of the aluminum profile using the positions estimated by the tested methods and dimensional deviation (in absolute values) from direct measurement.

| | Homography | | DLT | | Measured dimension |
|---|---|---|---|---|---|
| **Edge** | **Length (mm)** | **Deviation (mm), abs** | **Length (mm)** | **Deviation (mm), abs** | **Length (mm)** |
| **1-2** | 59.96 | **0.19** | 56.50 | **3.65** | 60.15 |
| **2-4** | 19.98 | **0.21** | 16.86 | **3.33** | 20.19 |
| **4-3** | 59.96 | **0.01** | 59.19 | **0.78** | 59.97 |
| **3-1** | 19.98 | **0.08** | 14.74 | **5.32** | 20.06 |

Several considerations can be made for the results presented in Table 6, starting by comparing the dimensional deviation achieved with both tested methods. The deviations observed for the lengths estimated with the homography method are smaller than those estimated with DLT by at least one order of magnitude. This indicates better results with this method on a scale that may suit several industrial applications. Another consideration is that the measurement of the edges of the aluminum profile for the homography method is much smaller than the standard deviation of the corners' location for different images, indicating that this method may be better suited for measuring dimensions than for part-pose determination.

## 4. CONCLUSIONS

This work evaluated two different methods for pose estimation that can potentially be applied to quality control in metal working industries: DLT, or direct linear transformation, is widely used in photogrammetry, while the proposed method is based on homography, which is usually applied in image processing applications, such as stitching images in panoramic views or referencing images among themselves. For the tested condition, the proposed method allowed more consistent pose estimation than the DLT approach and can be applied both to generic shape recognition and pose estimation, with the advantage that a single camera position is needed. The homography-based method also presented significantly smaller dimensional deviations, allowing for more accurate results. This is an improvement over methods based on structure from motion, where multiple views with different camera or part poses are needed, despite being restricted to planar references with known parameters.

The usage of SIFT descriptors for keypoint matching allowed the usage of the IPPE method for camera and part estimation, provided that an environmental marker provides a reference of the camera pose to a world reference frame. Using these environmental markers also allows for a camera calibration process according to the method proposed by Zhang (2000).

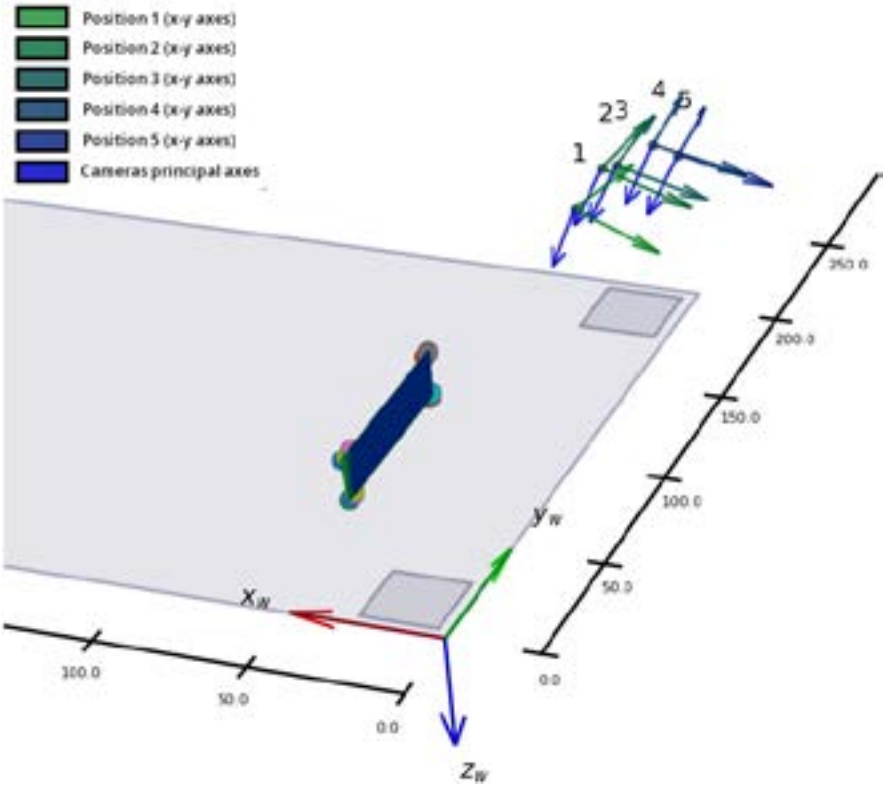



**Figure 9:** Reference image corners for estimated position and reference plane representation using the homography method results.

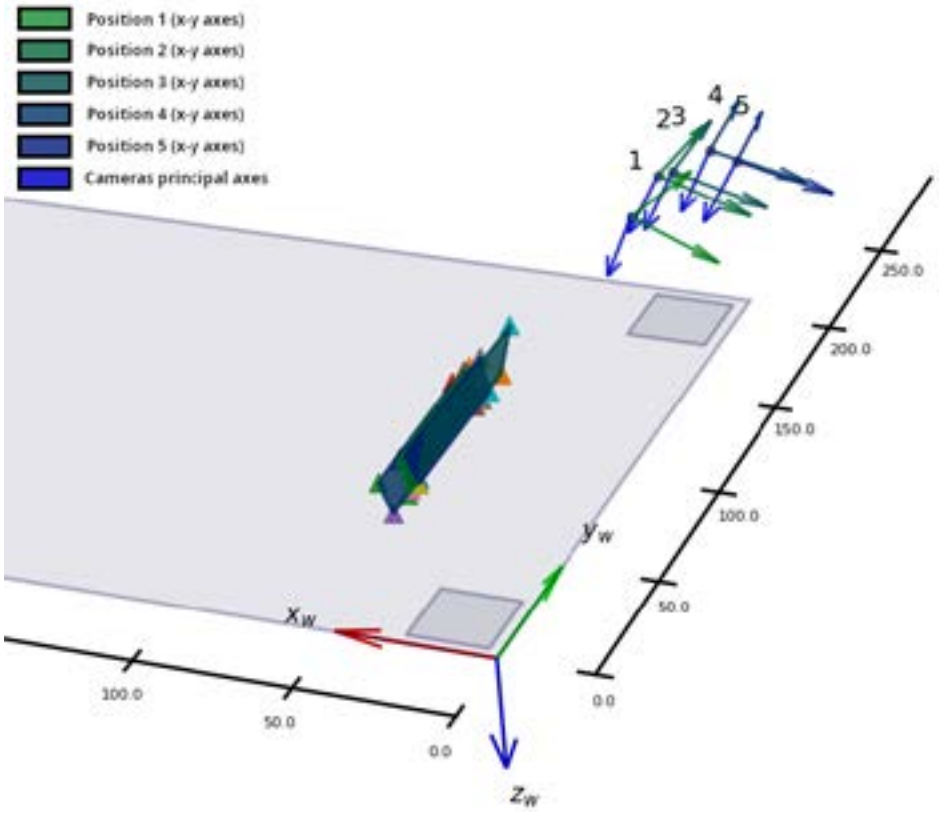



**Figure 10:** Reference image corners for estimated position and reference plane representation using the DLT method results.

The presented approach uses deterministic methods for keypoint extraction and pose

estimation, and can be applied to a wide variety of camera types, from low-cost web cameras to smartphones and professional equipment. This also allows for activities like inspection of historical footage (previous production feeds, for example), if an environmental marker with known measurements can be determined.

In addition to the more accurate results, the proposed method also allows different parts evaluation with fixed runtimes based only on the number of features evaluated, thus allowing its use for online quality control. Regarding the position offsets, these can be corrected by adjusting camera distance to the object or even corrected in post-processing once the expected offset is known and the application demands it.

## AGRADECIMENTOS

This study was financed in part by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Finance Code 001.

.

## REFERÊNCIAS

[1] BRADSKI, G. The OpenCV Library. Dr. Dobb's Journal of Software Tools, vol 25, no. 11, p 120-125. 2000.

[2] FISCHLER. M.A., BOLLES, R.C. Random Sample Consensus: A Paradigm for Model Fitting with Applications to Image Analysis and Automated Cartography. Communications of the ACM, vol. 24, issue 6, p 381-395. 1981.

[3] COLLINS, T., BARTOLI, A. Infinitesimal Plane-Based Pose Estimation. International Journal of Computer Vision, vol. 109, p 252-286. 2014.

[4] HARTLEY, R., & ZISSERMAN, A.. Multiple view geometry in computer vision. Cambridge University Press. 2nd Ed. 2003.

[5] HOU, Q.S., HUANG, P. A novel algorithm for tool wear online inspection based on machine vision. Internation Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol 101, p 2415-2423. 2019.

[6] LOWE, D.G. Distinctive image features from scale-invariant keypoints. International Journal of Computer Vision, vol. 60, p 91-110. 2004.

[7] MARKATOS, N.G., MOUSAVI, A. Manufacturing quality assessment in the industry 4.0 era: a review. Total Quality Management & Business Excellence, vol 34, issue 13-14, p 1655-1681. 2023.

[8] MILESKI, Y. R., SOUZA, A. J., AMORIM. H. J. Development of a computer vision-based system for part referencing in CNC machining centers. Journal of the Brazillian Society of Mechanical Sciences & Engineering, vol. 44, no. 6. 2022.

[9] MORU, D.K., AGHOLOR, D., IMOUOKHOME, F.A. Machine Vision and Metrology Systems: An Overview. International Journal of Data Science, vol. 2, No. 2, p 77-84. 2021.

[10] MUJA, M., LOWE, D.G. Fast Approximate Nearest Neighbors with Automatic Algorithm Configuration. International Conference on Computer Vision Theory and Applications (VISAPP'09). 2009.

[11] Tarabini, M.: Red Hot Steel: Challenges of 3D Optical Metrology in Open-Die Forging, Int. Arch. Photogramm. Remote Sens. Spatial Inf. Sci., XLVIII-2/W7-2024, p. 169–175, https://doi.org/10.5194/isprs-archives-XLVIII-2-W7-2024-169-2024, 2024.

[12] ZHANG, Z. A Flexible New Technique for Camera Calibration. IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence, vol. 22, no. 11, p 1330-1334. 2000.

**45º SENAFOR**
29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# RASTREAMENTO METALOGRÁFICO DA DESCARBONETAÇÃO AO LONGO DA ROTA DE FABRICAÇÃO DE SPROCKETS EM AÇO SAE 1045

Diego Michael Cornelius dos Santos [(a)]
Lucas Farias Negrini [(b)]
Bruna Karine dos Santos [(b)]
César Gabriel dos Santos [(b)]
Rafael Luciano Dalcin [(b)]
Cristiano José Scheuer [(b)]

[(a)] Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção (PPGEP), Departamento de Engenharia de Produção e Sistemas, Santa Maria, RS, Brasil.
[(b)] Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PGMec), Departamento de Engenharia Mecânica, Santa Maria, RS, Brasil.

**RESUMO**

Este trabalho investigou qualitativamente os indícios de descarbonetação ao longo da rota de fabricação de sprockets em aço SAE 1045. Foram analisadas amostras representativas de seis etapas: corte a plasma, recozimento, torneamento convencional, torneamento CNC, denteamento e têmpera superficial por indução. A caracterização foi realizada por microscopia óptica de seções transversais preparadas metalograficamente e atacadas com nital a 2%, comparando-se as regiões superficiais com o interior do material. Após o corte a plasma, observaram-se alterações na distribuição de ferrita e perlita compatíveis com empobrecimento superficial em carbono. A heterogeneidade superficial permaneceu após o recozimento. Após o torneamento convencional, a superfície apresentou constituição ferrítico-perlítica semelhante à do interior, condição mantida após o torneamento CNC e o denteamento, indicando remoção da região anteriormente alterada. Após a têmpera por indução, foram identificadas diferenças microestruturais entre o metal de base, a região de transição e a zona termicamente afetada. Entretanto, essas diferenças não permitiram distinguir isoladamente a descarbonetação dos efeitos das transformações de fase. O rastreamento forneceu subsídios para o controle da condição superficial ao longo da fabricação, destacando a contribuição das usinagens e a necessidade de considerar o ciclo térmico na interpretação metalográfica da condição temperada.

**Palavras-chave:** Descarbonetação; Aço SAE 1045; Sprockets; Metalografia; Têmpera por indução.

**METALLOGRAPHIC TRACKING OF DECARBURIZATION THROUGHOUT THE MANUFACTURING ROUTE OF SAE 1045 STEEL SPROCKETS**

**ABSTRACT**

This study qualitatively investigated indications of decarburization throughout the manufacturing route of SAE 1045 steel sprockets. Representative samples from six stages were examined: plasma cutting, annealing, conventional turning, CNC turning, tooth cutting, and induction surface hardening. Characterization was performed by optical microscopy of metallographically prepared cross sections etched with 2% nital, comparing near-surface regions with the bulk material. After plasma cutting, changes in ferrite and pearlite distribution consistent with surface carbon depletion were observed. Surface microstructural heterogeneity persisted after annealing. Following conventional turning, the near-surface region exhibited a ferrite–pearlite microstructure similar to that of the bulk. This condition was maintained after CNC turning and tooth cutting, indicating removal of the previously altered region. After induction hardening, microstructural differences were identified among the base material, transition region, and heat-affected zone. However, these differences alone did not allow decarburization to be distinguished from the effects of phase transformations. Sequential metallographic tracking provided a basis for controlling surface condition throughout manufacturing, highlighting the contribution of machining operations and the need to account for the thermal cycle when interpreting the microstructure after induction hardening.

**Keywords:** Decarburization; SAE 1045 steel; Sprockets; Metallography; Induction hardening.

## 1. INTRODUÇÃO

Os *sprockets*, ou rodas dentadas para transmissão por correntes, são componentes cuja integridade superficial influencia a resistência ao desgaste e a manutenção das condições de acoplamento durante o serviço. O aço SAE 1045 é empregado na fabricação desses componentes por possibilitar o processamento mecânico e o endurecimento localizado por têmpera por indução. Sua rota de fabricação pode envolver operações de corte, conformação, usinagem e tratamento térmico, que estabelecem a geometria e a condição metalúrgica do produto. Pinheiro et al. (2024) descrevem essa combinação de operações na produção de coroas de transmissão em SAE 1045, destacando a importância do controle do tratamento por indução.

Entre as alterações superficiais associadas ao processamento térmico dos aços, a descarbonetação caracteriza-se pela redução do teor de carbono nas regiões próximas à superfície. O fenômeno envolve reações com a atmosfera e o transporte difusivo de carbono do interior do material para a superfície, sendo influenciado pela temperatura, pelo tempo de exposição, pela composição do aço e pelas condições atmosféricas. A oxidação pode ocorrer simultaneamente e consumir parte da região descarbonetada, de modo que a espessura remanescente depende da interação entre esses processos. Portanto, a presença de carepa e a profundidade de descarbonetação não apresentam uma correspondência direta e universal (LIU et al., 2014; WRIGHT, 2014).

A perda superficial de carbono modifica a evolução microestrutural e pode comprometer a resposta ao endurecimento. Em componentes submetidos à têmpera por indução, uma camada previamente descarbonetada pode apresentar dureza inferior à esperada, mesmo quando o ciclo térmico promove o endurecimento das regiões subjacentes. Assim, a condição observada após o tratamento final deve ser interpretada considerando também o histórico de processamento do material, pois a descarbonetação pode ter sido herdada da fabricação do produto semiacabado (WRIGHT, 2014).

A análise metalográfica de seções transversais permite identificar alterações microestruturais entre a superfície e o interior, constituindo uma ferramenta para avaliar a natureza e a extensão da descarbonetação. Em condições ferrítico-perlíticas, o empobrecimento em carbono pode se manifestar pela redução da proporção de perlita e pelo aumento da participação de ferrita, podendo ocorrer uma camada superficial completamente ferrítica. A interpretação dessas características deve considerar a condição térmica de cada amostra. A ASTM E1077-14(2021) contempla métodos microscópicos, de microdureza e de análise química para estimar a profundidade descarbonetada, reconhecendo suas diferentes aplicações e sensibilidades (LIU et al., 2014; ASTM INTERNATIONAL, 2021).

Nesse contexto, a inspeção exclusiva do componente acabado limita a identificação da etapa associada à alteração superficial. O acompanhamento de amostras ao longo da fabricação permite distinguir a condição recebida daquela resultante das operações posteriores. Essa comparação deve considerar, além das exposições térmicas, a remoção de material por usinagem, que pode reduzir ou eliminar uma camada previamente existente. Dessa forma, o rastreamento metalográfico fornece uma base para interpretar a permanência ou a modificação da descarbonetação e orientar o controle do processo e dos sobremetais de usinagem (ASTM INTERNATIONAL, 2021).

Diante disso, este trabalho tem como objetivo rastrear metalograficamente a descarbonetação ao longo da rota de fabricação de *sprockets* em aço SAE 1045, mediante a

comparação das condições microestruturais de amostras representativas de diferentes etapas do processo. Busca-se identificar em quais etapas a alteração superficial está presente e como sua extensão se modifica durante a fabricação, fornecendo subsídios para o controle da qualidade metalúrgica e para a definição de medidas de prevenção ou remoção da camada descarbonetada.

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

O estudo contempla peças de aço SAE 1045 em seis etapas da fabricação de *sprockets*: corte a plasma, recozimento, torneamento convencional, torneamento CNC, denteamento e têmpera superficial por indução. A composição química, determinada por meio de espectroscopia por emissão óptica, em porcentagem em massa, é de 0,45% C, 0,75% Mn, 0,25% Si, 0,020% P e 0,020% S, com ferro como balanço. Os teores de carbono e manganês são representativos da classificação SAE 1045 (SAE International, 2014).

A geometria das peças nas diferentes etapas é apresentada na Figura 1. Para o corte a plasma, utiliza-se corrente de 80 A, pressão de ar de 5,5 bar e velocidade de avanço de 1.000 mm $min^{-1}$. O recozimento compreende aquecimento a 820 °C por 60 min, em atmosfera de ar, seguido de resfriamento no forno até 600 °C e, posteriormente, ao ar. No torneamento convencional, a velocidade de corte de 100 m $min^{-1}$, avanço de 0,20 mm $rev^{-1}$ e profundidade de corte de 1,0 mm. O torneamento CNC contempla o acabamento dimensional e a execução do chanfro periférico que antecede o denteamento, utilizando velocidade de corte de 180 m $min^{-1}$, avanço de 0,10 mm $rev^{-1}$ e profundidade de corte de 0,30 mm.

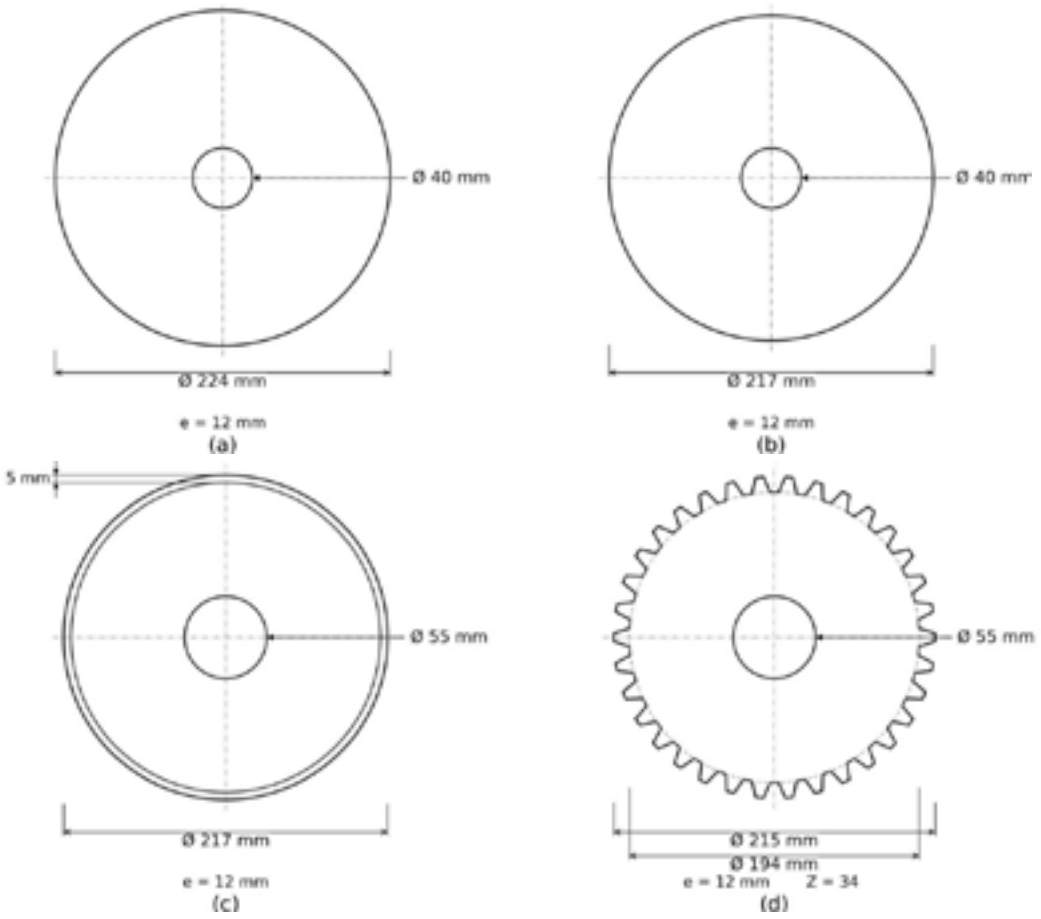



Figura 1. Representações bidimensionais cotadas das peças de aço SAE 1045 nas etapas de fabricação de *sprockets*: (a) corte a plasma; (b) após torneamento convencional; (c) após torneamento CNC; (d) após denteamento.

O denteamento é previsto por geração com fresa-mãe específica para o perfil da corrente, com velocidade de corte de 30 m $min^{-1}$ e avanço axial de 0,8 mm por revolução da peça. Para a têmpera superficial por indução, usou-se frequência de 30 kHz, potência de 40 kW e aquecimento por aproximadamente 3 s, visando atingir 870 °C na região dentada, seguido de resfriamento por imersão em água com agitação.

Para a caracterização metalográfica, analisou-se uma peça por etapa do processo produtivo. As amostras foram extraídas por corte refrigerado, em seção radial perpendicular à superfície periférica, preservando a borda original. Nas peças dentadas, o seccionamento permitiu observar o topo, o flanco e a raiz dos dentes. A preparação compreendeu lixamento com lixas de SiC de granulometrias 220, 320, 400, 600, 800 e 1.200, seguido de polimento com suspensões de alumina com 1 μm. O ataque químico foi realizado com nital a 2% (2 mL de ácido nítrico e 98 mL de etanol) durante 5 a 10 s.

A análise foi realizada por microscopia óptica de luz refletida, em campo claro, com ampliações de 50×, 100×, 200×, 500× e 1000×. A descarbonetação foi avaliada pela alteração microestrutural entre a superfície e o interior do material, conforme a ASTM E1077-14(2021). Foram realizadas análises em dois campos (superfície e subsuperfície) em pelo menos três pontos por amostra, realizadas perpendicularmente à superfície. Os resultados são expressos pela média e pelo desvio-padrão entre as peças, considerando separadamente as regiões dos dentes. Após a têmpera por indução, a profundidade somente é quantificada quando a transição microestrutural puder ser identificada com segurança (ASTM International, 2021b).

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 apresenta a evolução macroscópica dos discos de aço SAE 1045 ao longo da fabricação dos sprockets. As condições após corte a plasma e recozimento, Figura 2(a) e Figura 2(b), exibem superfícies predominantemente escurecidas, enquanto o torneamento convencional e o torneamento CNC, Figura 2(c) e Figura 2(d), expõem superfícies metálicas com marcas concêntricas de usinagem. O denteamento estabelece a geometria periférica apresentada na Figura 2(e), e a condição após têmpera por indução, Figura 2(f), apresenta alteração de coloração concentrada na periferia. Essas diferenças documentam as modificações geométricas e superficiais da rota, mas não permitem determinar, isoladamente, a presença ou a profundidade da descarbonetação, cuja avaliação requer a análise da seção transversal.

A Figura 2 apresenta a evolução macroscópica dos discos de aço SAE 1045 ao longo da fabricação dos sprockets. As condições após corte a plasma e recozimento, Figuras 2(a) e 2(b), exibem superfícies predominantemente escurecidas, enquanto o torneamento convencional e o torneamento CNC, Figuras 2(c) e 2(d), expõem superfícies metálicas com marcas concêntricas de usinagem. O denteamento estabelece a geometria periférica apresentada na Figura 2(e), e a condição após têmpera por indução, Figura 2(f), apresenta alteração de coloração concentrada na periferia. Essas diferenças documentam as modificações geométricas e superficiais da rota, mas não permitem determinar, isoladamente, a presença ou a profundidade da descarbonetação, cuja avaliação requer a análise da seção transversal (ASTM INTERNATIONAL, 2021).

A Figura 3 detalha a condição microestrutural observada após o corte a plasma. Na visão geral, Figura 3(a), identifica-se uma alteração na distribuição dos constituintes próxima à superfície. O material de base, Figura 3(b), apresenta microestrutura ferrítico-perlítica, com regiões claras de ferrita e colônias escuras de perlita, algumas com organização lamelar discernível. Nas Figura 3(c) e Figura 3(e), observa-se maior participação aparente de regiões ferríticas e modificação da distribuição da perlita em relação ao interior. Essa alteração é compatível com empobrecimento superficial em carbono, pois a descarbonetação de aços hipoeutetoides pode reduzir a proporção de perlita e favorecer uma região superficial predominantemente ferrítica (LIU et al., 2014).

Essa interpretação está associada ao transporte de carbono do interior do aço para a superfície, onde sua remoção por reações com a atmosfera sustenta o processo de descarbonetação. Ao estudar o aço 55SiCr, Liu et al. (2014) demonstraram que temperatura e concentração de oxigênio influenciam tanto a descarbonetação quanto a oxidação, podendo esta consumir parte da camada descarbonetada. Esse mecanismo oferece uma base qualitativa para interpretar a heterogeneidade superficial observada no SAE 1045. A permanência de constituintes escuros na Figura 3(e) também impede caracterizar toda a região apresentada como uma camada completamente ferrítica.

A identificação dessa alteração após o corte a plasma, entretanto, não estabelece sua origem exclusivamente nessa operação. O corte produz um ciclo térmico localizado capaz de modificar a microestrutura próxima à borda; Algodi e Salman (2024), por exemplo, observaram alterações microestruturais e de microdureza na zona termicamente afetada de um aço AISI 1020 cortado a plasma. Esse resultado demonstra que transformações térmicas também devem ser consideradas na interpretação da região superficial. Por outro lado, Wright (2014) destaca que a descarbonetação pode ser herdada do processamento do produto semiacabado, porém neste caso é descartado haja vista que a chapa original utilizada no recorte das pré-formas apresenta a microestrutura observada no bulk. Assim, a Figura 3 estabelece a presença de indícios metalográficos de descarbonetação na primeira etapa analisada.

O bandeamento observado na Figura 3(d) representa outra forma de heterogeneidade microestrutural. A distribuição orientada de regiões ferríticas e perlíticas é compatível com o histórico de solidificação e laminação da chapa. Conforme discutido por Joo, Suh e Bhadeshia (2013), a segregação de elementos substitucionais, especialmente manganês, pode ser alongada durante a laminação e condicionar as transformações posteriores da austenita, favorecendo a formação de bandas de ferrita e perlita. Essa interpretação constitui uma hipótese para a origem do bandeamento observado, cuja confirmação exigiria caracterização química localizada. Na avaliação da descarbonetação, a distinção é relevante: o bandeamento produz variações internas na distribuição dos constituintes, enquanto a descarbonetação envolve perda de carbono associada à superfície.




Figura 2. Aspecto macroscópico das peças de aço SAE 1045 nas etapas da rota de fabricação de *sprockets* selecionadas para o rastreamento metalográfico da descarbonetação: (a) após corte a plasma; (b) após recozimento; (c) após torneamento convencional; (d) após torneamento CNC; (e) após denteamento; e (f) após têmpera superficial por indução.

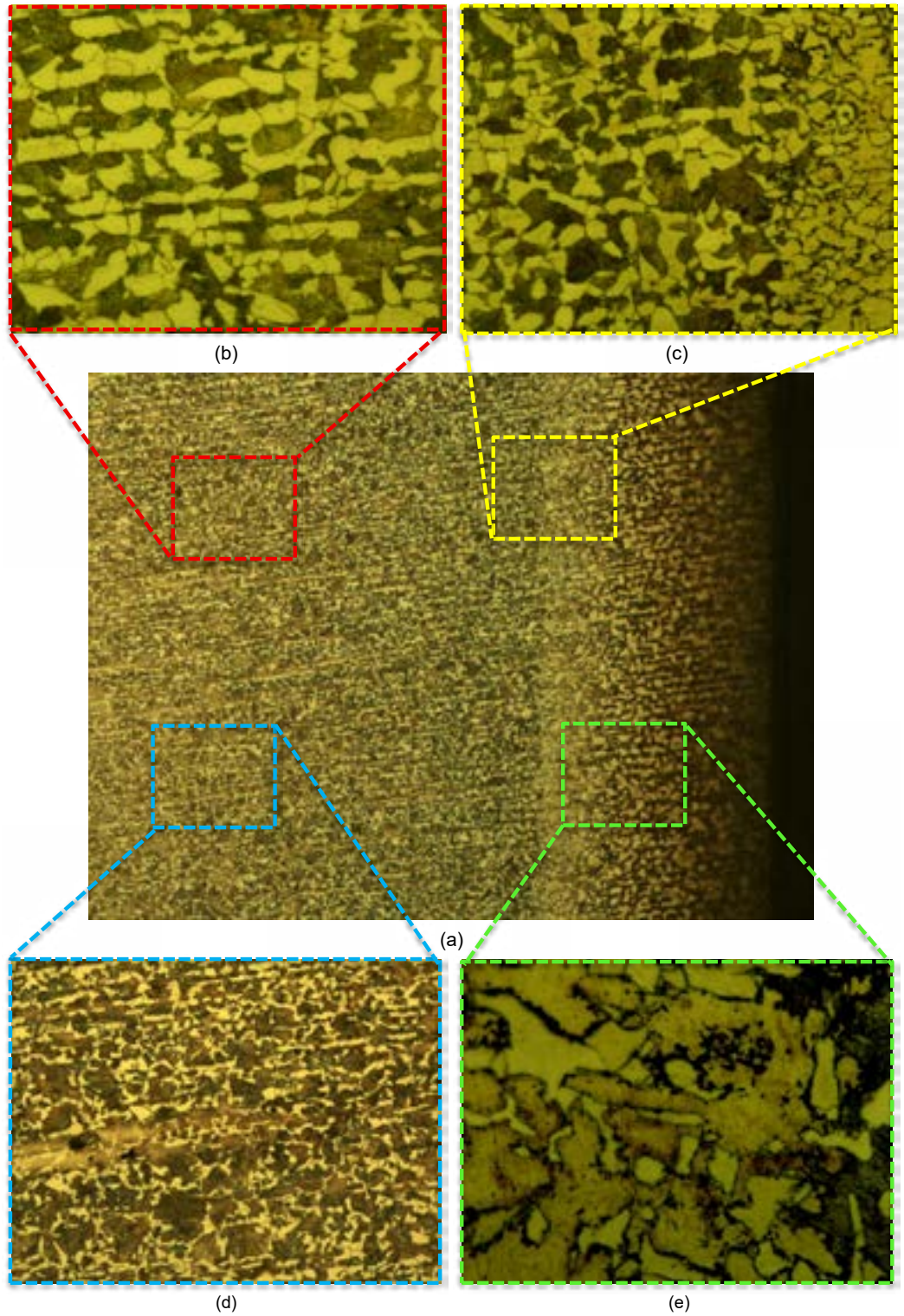



Figura 3. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de corte a plasma: (a) visão geral, com ampliação de 50×; (b) material de base (bulk); (c) interface entre o bulk e a camada superficial descarbonetada; (d) defeito de bandeamento microestrutural; e (e) região superficial descarbonetada. As micrografias (b–e) apresentam ampliação de 500×.

Os resultados estabelecem, portanto, uma condição inicial com heterogeneidade superficial compatível com descarbonetação e presença de bandeamento no material. Essa condição fornece a referência para avaliar as etapas subsequentes, especialmente a remoção de material por torneamento e denteamento. O aspecto metálico das superfícies usinadas na Figura 2 não comprova a eliminação da camada alterada: essa conclusão depende da comparação entre sua profundidade e o material efetivamente removido. Tal relação fundamenta o emprego da avaliação metalográfica na definição de sobremetais e no acompanhamento da influência do processamento sobre a descarbonetação, conforme previsto pela ASTM E1077-14(2021).

A Figura 4 apresenta a condição microestrutural após o recozimento, permitindo acompanhar a evolução da heterogeneidade superficial identificada após o corte a plasma. Na visão geral, Figura 4(a), permanece uma região próxima à borda com aspecto distinto daquele observado no interior. O

material de base, Figura 4(b), apresenta grãos claros de ferrita e colônias escuras de perlita, com organização lamelar discernível em algumas regiões. Essa constituição é coerente com a formação de ferrita e perlita durante o resfriamento lento associado ao recozimento de aços hipoeutetoides. Ishtiaq et al. (2022), ao investigarem diferentes aços ao carbono, incluindo o AISI 1045, observaram microestruturas ferrítico-perlíticas após austenitização e resfriamento em forno.

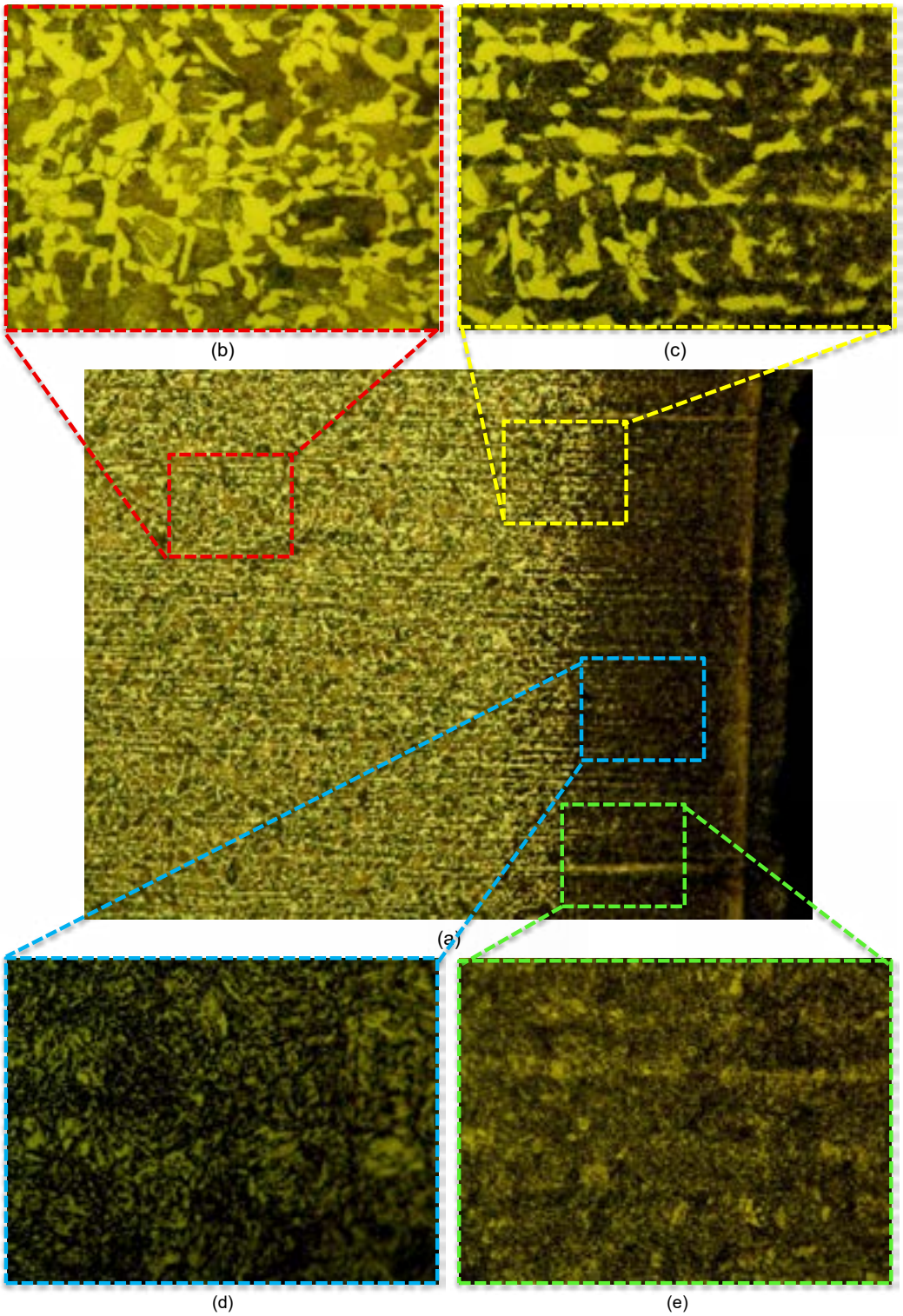



Figura 4. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de recozimento: (a) visão geral, com ampliação de 50×; (b) material de base (bulk); (c) interface entre o bulk e a camada superficial descarbonetada; (d) defeito de bandeamento microestrutural; e (e) região superficial descarbonetada. As micrografias (b–e) apresentam ampliação de 500×.

Nas Figura 4(c) e Figura 4(e), a alteração da morfologia e do contraste dos constituintes evidencia que a região superficial permanece diferente do bulk. Considerando o recozimento em atmosfera de ar, essa condição deve ser discutida em conjunto com a possibilidade de continuidade da perda superficial de carbono durante o aquecimento. Conforme demonstrado por Liu et al. (2014), as condições de temperatura, tempo e atmosfera controlam a descarbonetação, enquanto a oxidação pode consumir parte do material afetado. Entretanto, o contraste escuro e os constituintes

finos observados na Figura 4(e) não permitem caracterizar essa região como uma camada completamente ferrítica. Assim, a comparação com a Figura 3 evidencia a persistência de uma heterogeneidade superficial, mas não estabelece, isoladamente, aumento ou redução da profundidade descarbonetada.

O bandeamento indicado na Figura 4(d) complementa essa interpretação ao mostrar que o recozimento não eliminou todas as heterogeneidades microestruturais do material. Sua permanência é compatível com a influência da segregação de elementos substitucionais sobre as transformações durante o resfriamento. Joo, Suh e Bhadeshia (2013) explicam que diferenças locais na concentração de manganês condicionam a formação de ferrita e perlita, podendo produzir uma distribuição em bandas mais evidente sob resfriamento lento. Dessa forma, a obtenção de uma microestrutura ferrítico-perlítica após o recozimento não implica homogeneização química completa. O bandeamento deve continuar sendo distinguido da alteração associada à superfície, pois esses fenômenos apresentam origens e distribuições espaciais diferentes.

A Figura 5 mostra uma mudança no aspecto da região superficial após o torneamento convencional. Na visão geral, Figura 5(a), a distribuição dos constituintes se estende até as proximidades da borda sem apresentar, com a mesma evidência da condição recozida, uma região superficial microestruturalmente distinta. As Figura 5(b) e Figura 5(c) mostram ferrita e perlita tanto no material de base quanto na região superficial examinada. Essa semelhança é compatível com a remoção da camada anteriormente alterada e a exposição de material com características próximas às do interior. A interpretação está de acordo com a aplicação da avaliação de descarbonetação à definição de sobremetais de usinagem, prevista pela ASTM E1077-14(2021). Nesse caso, a melhoria observada decorre da retirada de material, sem representar recuperação do carbono perdido pela camada removida.

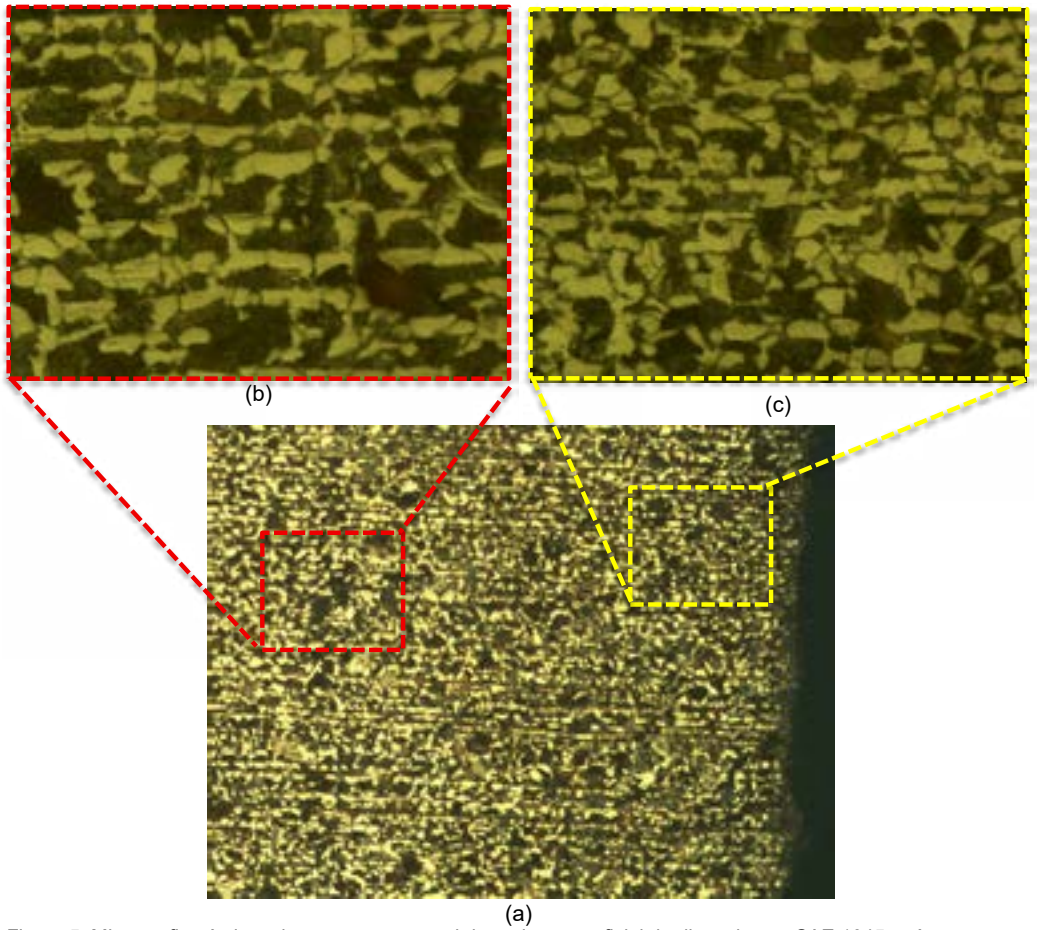



Figura 5. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de torneamento convencional: (a) visão geral, com ampliação de 100×; (b) material de base (bulk) e (c) região superficial. As micrografias (b–c) apresentam ampliação de 500×.

Após o torneamento CNC, a Figura 6(a) apresenta continuidade da distribuição ferrítico-perlítica na região analisada. A comparação entre o bulk, Figura 6(b), e a região superficial, Figura 6(c), mostra os mesmos constituintes, com colônias perlíticas distribuídas entre os grãos ferríticos. Nos campos apresentados, não se identifica uma faixa superficial contínua predominantemente ferrítica que indique descarbonetação completa. Em relação à Figura 5, o resultado sugere a manutenção da condição microestrutural exposta pelo torneamento convencional, sem evidência de uma nova alteração extensa na distribuição dos constituintes durante a etapa CNC.

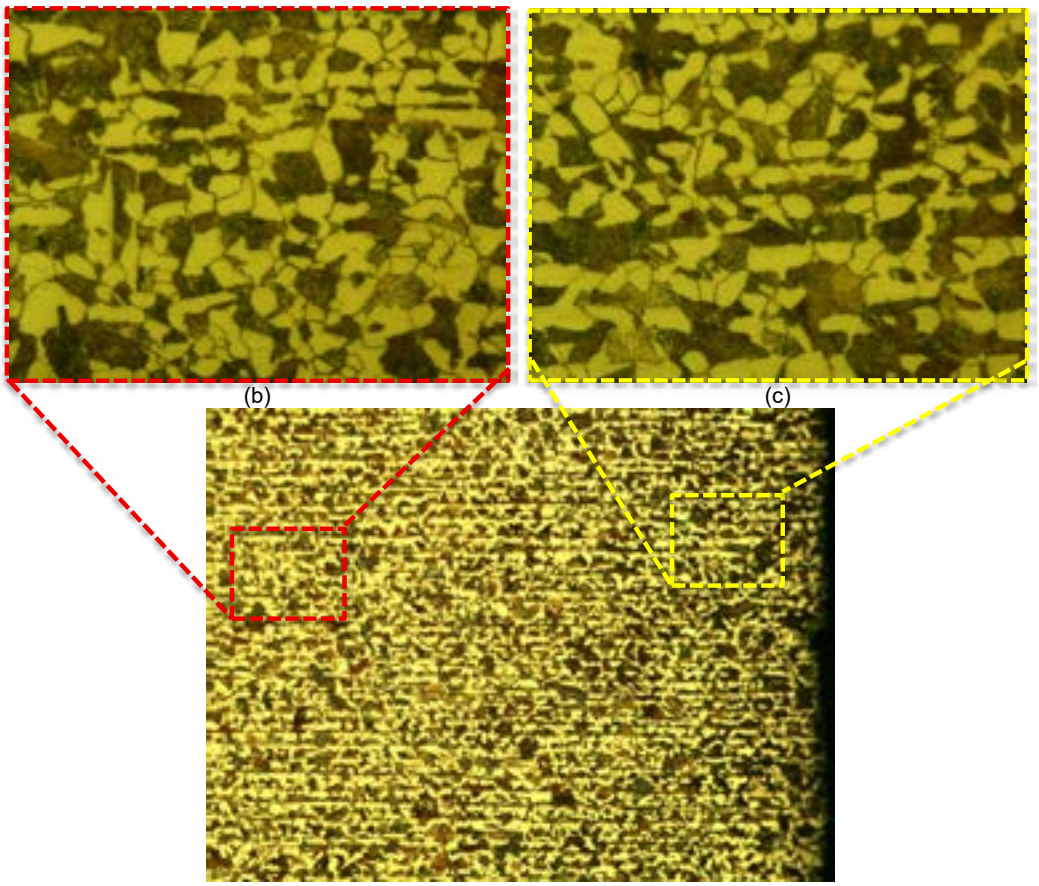



Figura 6. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de torneamento CNC: (a) visão geral, com ampliação de 100×; (b) material de base (bulk) e (c) região superficial. As micrografias (b–c) apresentam ampliação de 500×.

A preservação desse aspecto ferrítico-perlítico, entretanto, não significa ausência de efeitos locais da usinagem. Maruda et al. (2017), em estudo sobre torneamento do AISI 1045, identificaram alterações na deformação superficial e na microdureza em função das condições de refrigeração da zona de corte. Esses resultados mostram que a ação mecânica e térmica da ferramenta pode modificar uma região próxima à superfície sem eliminar a identificação dos constituintes presentes no material de base. Para a Figura 6, portanto, a observação sustenta a manutenção da constituição ferrítico-perlítica na escala examinada, enquanto eventuais alterações de encruamento e microdureza dependeriam de caracterização específica.

A Figura 7 apresenta a condição após o denteamento. Na visão geral, Figura 7(a), permanece a distribuição de regiões ferríticas e perlíticas, enquanto as Figura 7(b) e Figura 7(c) mostram semelhança qualitativa entre os constituintes do bulk e da região superficial selecionada. Essa condição é compatível com a formação dos dentes em material cuja camada periférica mais alterada já havia sido removida nas operações anteriores. Como o denteamento estabelece superfícies em diferentes posições radiais, a remoção adicional de material varia entre topo, flanco e raiz. Por esse motivo, o resultado observado no campo superficial apresentado caracteriza a região examinada, e sua extensão ao conjunto do dente depende da avaliação dessas diferentes posições.

A sequência das Figura 3 a Figura 7 sustenta, assim, a interpretação de que a principal mudança na condição superficial ocorre com a retirada de material por usinagem, após a permanência de heterogeneidade na condição recozida. A semelhança entre superfície e bulk nas etapas seguintes fornece evidência metalográfica favorável à remoção da região alterada. Essa evidência deve ser expressa dentro da sensibilidade do método: a ASTM E1077-14(2021) reconhece que métodos químicos podem revelar profundidades de descarbonetação superiores às identificadas por microscopia. Portanto, os campos analisados apoiam a ausência de uma camada descarbonetada claramente distinguível após as usinagens, sem demonstrar, por si só, uniformidade absoluta do teor de carbono até a superfície.

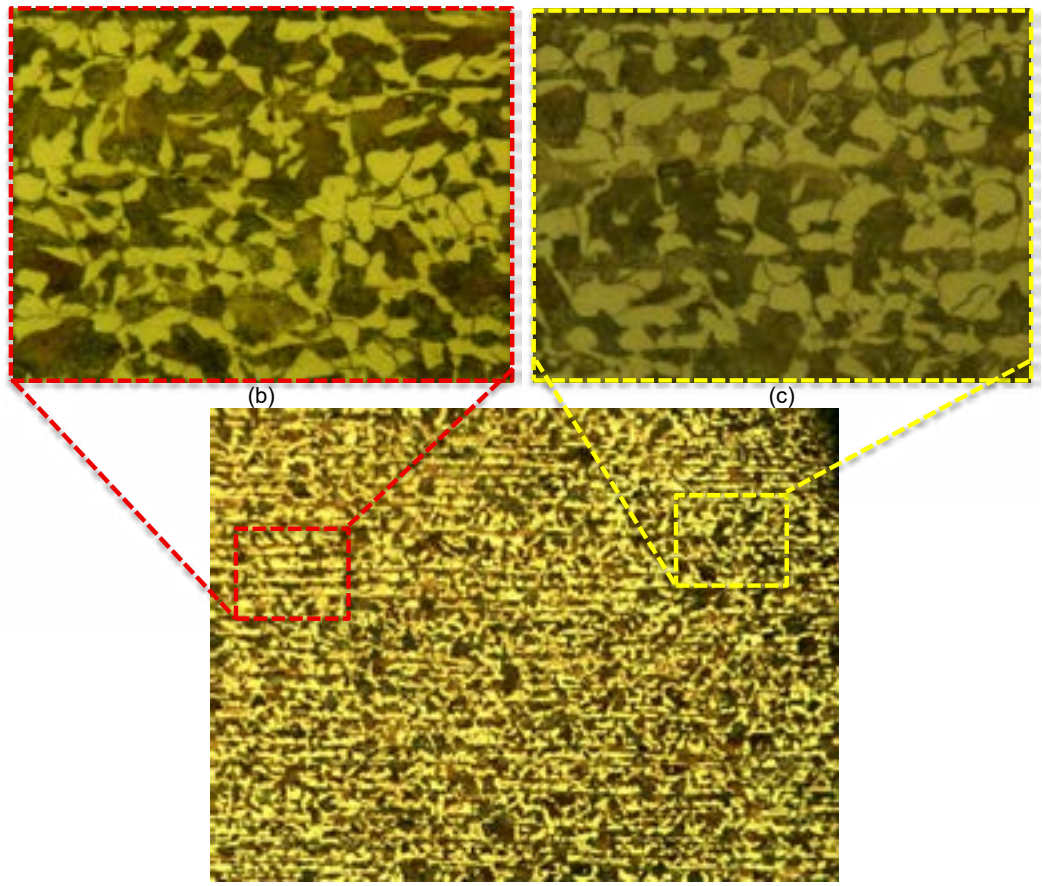



Figura 7. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de denteamento: (a) visão geral, com ampliação de 100×; (b) material de base (bulk) e (c) região superficial. As micrografias (b–c) apresentam ampliação de 500×.

A Figura 8 apresenta a condição microestrutural após a têmpera superficial por indução, permitindo relacionar o tratamento final às alterações acompanhadas durante a fabricação. A comparação entre o bulk, a região de transição e a zona termicamente afetada evidencia uma resposta heterogênea ao ciclo térmico. Em relação à condição após o denteamento, apresentada na Figura 7, observa-se uma modificação expressiva da morfologia e da distribuição dos constituintes na região superficial. Essa diferença torna a etapa de têmpera superficial particularmente relevante para o rastreamento proposto, pois a interpretação da descarbonetação passa a exigir a consideração das transformações de fase produzidas pelo próprio tratamento.

Nas Figura 8(a1) e Figura 8 (a2), o bulk apresenta microestrutura ferrítico-perlítica, com regiões claras de ferrita e colônias de perlita cuja organização lamelar é identificável na maior ampliação. Essa constituição se aproxima daquela observada nas etapas anteriores à têmpera, sendo compatível com a preservação da microestrutura em regiões menos afetadas pelo aquecimento localizado. O bulk constitui, portanto, uma referência interna para avaliar a extensão das modificações produzidas pelo tratamento. A manutenção desse aspecto também indica que a alteração apresentada nas demais regiões não corresponde a uma transformação uniforme de toda a seção examinada.

A região de transição, Figura 8(b1) e Figura 8 (b2), apresenta mudança no aspecto das colônias escuras e maior continuidade de áreas claras, coexistindo com regiões que ainda conservam características da estrutura ferrítico-perlítica. Essa configuração é compatível com diferentes graus de austenitização ao longo da seção. Segundo Speer e Gaster (2013), a formação da austenita em estruturas ferrítico-perlíticas envolve inicialmente o consumo da perlita, seguido pelo avanço da transformação sobre a ferrita. Sob aquecimento rápido, a transformação e a homogeneização do carbono podem permanecer incompletas. Esse mecanismo oferece uma interpretação para a heterogeneidade da região de transição, sem exigir que toda diferença entre seus constituintes decorra de perda de carbono para a atmosfera.

Nas Figura 8(c1) e Figura 8 (c2), correspondentes à zona termicamente afetada, predominam áreas de ataque mais claro, acompanhadas por regiões escuras descontínuas e agrupamentos com contornos mais evidentes. A distribuição observada difere da alternância entre ferrita e colônias perlíticas bem definidas no bulk. Entretanto, o contraste apresentado não permite identificar toda essa região como exclusivamente ferrítica ou integralmente martensítica. Em estudo sobre barras

de AISI 1045 submetidas à têmpera por indução, Rocha, Nunes e Hirsch (2012) identificaram martensita fina próxima à superfície, juntamente com ferrita localizada associada à descarbonetação. Esse resultado demonstra que uma região endurecida pode coexistir com porções superficialmente empobrecidas em carbono, tornando necessária a identificação dos constituintes e de sua posição em relação à borda.

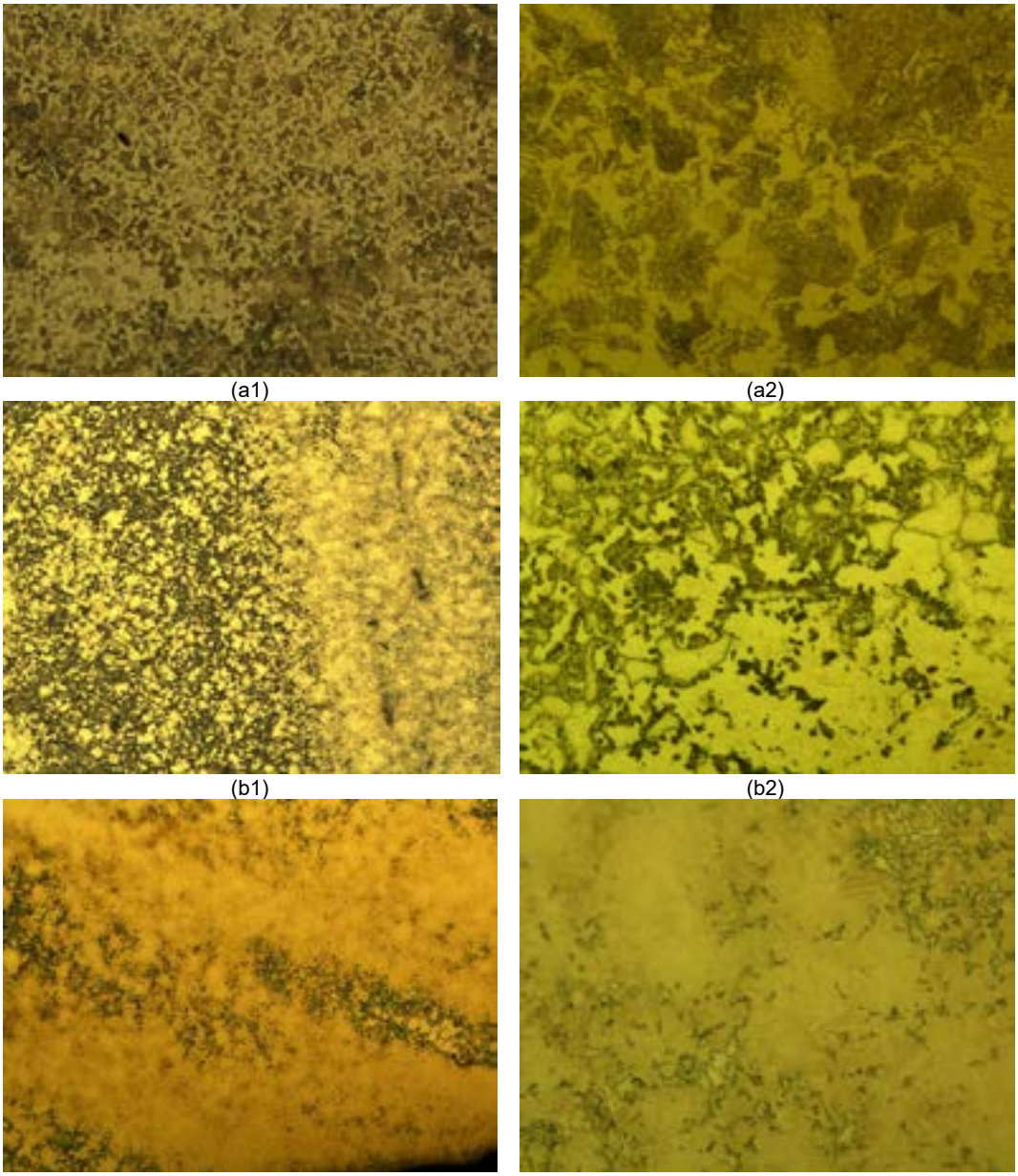



Figura 8. Micrografias ópticas da seção transversal da região superficial do disco de aço SAE 1045 após a operação de tempera superficial por indução: (a) região do bulk, (b) região de transição e (c) região da zona termicamente afetada. As micrografias apresentam ampliações de (1) 100× e (2) 500×.

Essa distinção é central para interpretar a Figura 8. Após a têmpera, a diminuição da quantidade de perlita reconhecível não constitui, isoladamente, evidência de descarbonetação, pois sua dissolução durante a austenitização integra o mecanismo esperado do tratamento. Além disso, Speer e Gaster (2013) descrevem que ciclos rápidos podem produzir austenita quimicamente heterogênea e favorecer a presença de ferrita após o resfriamento, mesmo sem perda global de carbono. Assim, a maior participação de áreas claras deve ser avaliada considerando tanto um possível empobrecimento superficial quanto a transformação incompleta ou heterogênea durante o ciclo térmico. A identificação de uma dessas condições apenas pela tonalidade da micrografia poderia confundir fenômenos metalurgicamente distintos.

A comparação com as Figura 5 a Figura 7 permite delimitar melhor o significado desse resultado. Após as usinagens, os campos examinados apresentavam constituição ferrítico-perlítica semelhante à do interior, sem uma camada superficial claramente distinguível pelos critérios empregados. Após a têmpera, a Figura 8 documenta uma nova condição microestrutural na região

periférica. O rastreamento associa essa mudança à etapa final, mas a atribuição de sua origem à descarbonetação requer distinguir a transformação térmica da efetiva redução do teor de carbono. Uma eventual camada residual, pouco evidente antes da têmpera, também pode apresentar resposta ao endurecimento diferente daquela do material subjacente, possibilidade discutida por Wright (2014) ao abordar a influência da descarbonetação prévia sobre tratamentos por indução.

Caso ocorra perda adicional de carbono durante o aquecimento, sua extensão dependerá da interação entre transporte difusivo, reações superficiais e condições de exposição. Liu et al. (2014) demonstraram que a descarbonetação e a oxidação podem ocorrer simultaneamente, de modo que a camada remanescente resulta da competição entre esses processos. Consequentemente, a extensão da zona termicamente afetada não deve ser tomada como a profundidade descarbonetada: a primeira está relacionada ao ciclo térmico capaz de modificar a microestrutura, enquanto a segunda corresponde à região efetivamente empobrecida em carbono. Essa diferenciação é especialmente relevante na Figura 8, cuja região superficial apresenta transformação expressiva, mas não fornece uma medida direta da distribuição de carbono.

## 4. CONCLUSÕES

O rastreamento metalográfico ao longo da fabricação de sprockets em aço SAE 1045 permitiu estabelecer as seguintes conclusões:

- Após o corte a plasma, foram identificadas alterações superficiais compatíveis com descarbonetação, caracterizadas pela maior participação aparente de ferrita e pela modificação da distribuição da perlita em relação ao interior. A heterogeneidade superficial permaneceu após o recozimento, sem evidências suficientes para determinar sua variação de profundidade.
- O bandeamento ferrítico-perlítico constituiu uma heterogeneidade distinta da alteração superficial associada à descarbonetação, permanecendo identificável após o recozimento.
- Após o torneamento convencional, a região superficial apresentou microestrutura semelhante à do interior, condição mantida após o torneamento CNC e o denteamento. Esse resultado é compatível com a remoção da região anteriormente alterada, sem comprovar a eliminação de eventuais gradientes residuais de carbono.
- Após a têmpera por indução, foram identificadas diferenças entre o metal de base ferrítico-perlítico, a região de transição e a zona termicamente afetada. Essas diferenças evidenciam a resposta localizada ao tratamento, mas não permitem atribuir a alteração superficial exclusivamente à descarbonetação.
- A avaliação sequencial permitiu acompanhar qualitativamente as modificações superficiais e sua relação com as operações de fabricação. Na condição temperada, a interpretação exige distinguir as transformações de fase da efetiva perda de carbono, evitando equiparar a extensão da zona termicamente afetada à profundidade descarbonetada.

## REFERÊNCIAS

ALGODI, S. J. M.; SALMAN, A. A. Experimental investigations of the plasma arc cutting of AISI 1020 carbon steel plate. Al-Nahrain Journal for Engineering Sciences, v. 27, n. 2, p. 193–198, 2024. DOI: 10.29194/NJES.27020193.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM E1077-14(2021): standard test methods for estimating the depth of decarburization of steel specimens. West Conshohocken: ASTM International, 2021. DOI: 10.1520/E1077-14R21. Disponível em: https://doi.org/10.1520/E1077-14R21.

ISHTIAQ, M.; INAM, A.; TIWARI, S.; SEOL, J. B. Microstructural, mechanical, and electrochemical analysis of carbon doped AISI carbon steels. Applied Microscopy, v. 52, art. 10, 2022. DOI: 10.1186/s42649-022-00079-w.

JOO, M. S.; SUH, D. W.; BHADESHIA, H. K. D. H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines. ISIJ International, v. 53, n. 8, p. 1305–1314, 2013. DOI: 10.2355/isijinternational.53.1305.

LIU, Y.; ZHANG, W.; TONG, Q.; WANG, L. Effects of temperature and oxygen concentration on the characteristics of decarburization of 55SiCr spring steel. ISIJ International, Tokyo, v. 54, n. 8, p. 1920–1926, 2014. DOI: 10.2355/isijinternational.54.1920. Disponível em: https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.1920.

MARUDA, R. W. et al. Structural and microhardness changes after turning of the AISI 1045 steel for minimum quantity cooling lubrication. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 26, p. 431–438, 2017. DOI: 10.1007/s11665-016-2450-4.

PINHEIRO, P. M. et al. Modeling and simulation of the induction hardening process: evaluation of gear deformations and parameter optimization. Processes, Basel, v. 12, n. 7, art. 1428, 2024. DOI: 10.3390/pr12071428. Disponível em: https://doi.org/10.3390/pr12071428.

SPEER, J. G.; GASTER, R. J. Austenitizing in steels. In: DOSSETT, J.; TOTTEN, G. E. (ed.). Steel Heat Treating Fundamentals and Processes. ASM Handbook, v. 4A. ASM International, 2013. p. 309–316. DOI: 10.31399/asm.hb.v04a.a0005786.

ROCHA, A. S.; NUNES, R. M.; HIRSCH, T. Analysis by design of experiments of distortion potentials in drawn and induction hardened wire. Materials Research, v. 15, n. 2, p. 266–276, 2012. DOI: 10.1590/S1516-14392012005000020.

**45º SENAFOR**
**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# OBTENÇÃO DE CAMADAS BORETADAS, NITRETADAS E CEMENTADAS DURANTE A FUNDIÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR

Roger Bianchi [(a)]
Rafael Luciano Dalcin [(a)]
Cristiano José Scheuer [(a)]

[(a)] Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PGMec), Departamento de Engenharia Mecânica, Santa Maria, RS, Brasil.

## RESUMO

Este trabalho avaliou a obtenção de camadas boretadas, nitretadas e cementadas em ferro fundido nodular durante o próprio processo de fundição, por meio da aplicação de tintas reativas nas cavidades de moldes de areia antes do vazamento do metal. Foram utilizadas formulações contendo ferroboro, nitreto de silício e carbeto de silício como precursores para a formação, respectivamente, das camadas boretada, nitretada e cementada. As superfícies obtidas foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura com EDS, difração de raios X, microdureza Vickers, nanoindentação, nanorrisco e ensaios de desgaste por deslizamento a seco. Os três tratamentos promoveram modificações na região superficial do ferro fundido, com características distintas. A boretação resultou em camada mais definida e no maior endurecimento superficial, com dureza média de 16,89 GPa. A nitretação produziu uma região modificada mais espessa, com dureza de 14,41 GPa, enquanto a cementação apresentou alteração superficial menos pronunciada, com dureza de 9,54 GPa, frente a 4,01 GPa do material de base. Nos ensaios de desgaste esfera-sobre-placa, a condição nitretada apresentou o menor coeficiente de desgaste, de $5{,}24 \times 10^{-6}$ mm³/N·m, seguida da condição boretada, enquanto o material de base apresentou $19{,}34 \times 10^{-6}$ mm³/N·m. Os resultados demonstram a viabilidade da formação de camadas termoquímicas durante a fundição do ferro fundido nodular, destacando-se a boretação pelo maior endurecimento superficial e a nitretação pelo melhor desempenho tribológico.

**Palavras-chave:** ferro fundido nodular; tratamentos termoquímicos in situ; boretação; nitretação; cementação; desgaste.

# FORMATION OF BORIDED, NITRIDED, AND CARBURIZED LAYERS DURING DUCTILE IRON CASTING


## ABSTRACT

This work evaluated the formation of borided, nitrided, and carburized layers on ductile iron during the casting process itself by applying reactive coatings to sand mold cavities prior to metal pouring. Formulations containing ferroboron, silicon nitride, and silicon carbide were used as precursors for the formation of borided, nitrided, and carburized layers, respectively. The resulting surfaces were characterized by scanning electron microscopy coupled with energy-dispersive spectroscopy (SEM/EDS), X-ray diffraction (XRD), Vickers microhardness, nanoindentation, nanoscratch testing, and dry sliding wear tests. All three treatments promoted modifications in the surface region of the ductile iron, although with distinct characteristics. Boriding produced a more clearly defined layer and the highest surface hardening, with an average hardness of 16.89 GPa. Nitriding produced a thicker modified region, with a hardness of 14.41 GPa, whereas carburizing resulted in a less pronounced surface modification, with a hardness of 9.54 GPa, compared with 4.01 GPa for the untreated material. In ball-on-flat wear tests, the nitrided condition exhibited the lowest wear coefficient, $5.24 \times 10^{-6}$ mm³/N·m, followed by the borided condition, whereas the untreated material reached $19.34 \times 10^{-6}$ mm³/N·m. The results demonstrate the feasibility of forming thermochemical layers during ductile iron casting, with boriding providing the greatest surface hardening and nitriding the best tribological performance.


**Keywords:** nodular cast iron; in situ thermochemical treatments; boriding; nitriding; carburizing; wear.

## 1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos nodulares são empregados em componentes automotivos, agrícolas e de máquinas sujeitos a solicitações mecânicas relevantes, como engrenagens, eixos, mancais, carcaças e componentes de sistemas de transmissão. A combinação entre boa fundibilidade, custo competitivo e resistência mecânica, em grande parte, da presença da grafita com morfologia esferoidal, que reduz a concentração de tensões em comparação à grafita lamelar [1]. Entretanto, em componentes submetidos a contato mecânico, o desempenho em serviço pode ser limitado pelas propriedades da região superficial, onde se concentram fenômenos como atrito, abrasão, deformação plástica localizada e remoção progressiva de material.

O aumento da resistência superficial desses materiais pode ser obtido por tratamentos termoquímicos, nos quais elementos ativos são incorporados à região próxima à superfície, promovendo alterações composicionais e a formação de fases com propriedades distintas das do substrato [2]. Entre essas rotas, a boretação pode produzir boretos de ferro de elevada dureza [4], enquanto a nitretação favorece a formação de fases ricas em nitrogênio capazes de aumentar a dureza e a resistência ao desgaste [5]. A cementação, por sua vez, promove enriquecimento em carbono e alterações no sistema Fe–C, podendo modificar a microestrutura e a resposta mecânica da região superficial [6].

Convencionalmente, esses tratamentos são realizados após a obtenção da peça fundida, exigindo uma etapa adicional de processamento, com consumo de energia, tempo de tratamento, movimentação de componentes e, em alguns casos, preparação prévia da superfície. Uma possibilidade distinta é utilizar o próprio ciclo térmico da fundição como fonte de energia para promover a modificação superficial. Para isso, materiais precursores podem ser incorporados a revestimentos reativos aplicados diretamente à cavidade do molde antes do vazamento. O contato do metal líquido com esses revestimentos estabelece elevadas temperaturas e gradientes químicos na interface molde–metal, favorecendo reações, dissolução de espécies e transporte de elementos para a superfície da peça durante sua solidificação [3]. Dessa forma, a formação da camada modificada passa a ocorrer simultaneamente à fabricação do componente, reduzindo a necessidade de uma etapa termoquímica posterior.

Nesse contexto, este trabalho avaliou a obtenção de camadas boretadas, nitretadas e cementadas durante a fundição de ferro fundido nodular, utilizando revestimentos reativos contendo diferentes precursores aplicados às cavidades de moldes de areia. As camadas formadas foram comparadas quanto às suas características microestruturais e às fases presentes, bem como quanto às respostas mecânica, tribomecânica e tribológica, buscando estabelecer relações entre a natureza da modificação superficial e o desempenho das diferentes condições obtidas

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1. Material e tratamentos termoquímicos

O substrato foi um ferro fundido nodular classe FE 50007, equivalente ao EN-GJS-500-7 (GGG-50). Foram utilizados moldes de areia contendo quatro cavidades por condição. Antes do vazamento, as superfícies das cavidades foram revestidas manualmente com tintas reativas contendo 60 g da fase sólida, 37 mL de aguarrás e 3 g de agente de suspensão KM2000. Os precursores empregados foram ferroboro, com partículas inferiores a 100 µm, para boretação; $Si_3N_4$, com d50 de 1,1 µm, para nitretação; e SiC, com D50 de 29,2 µm, para cementação.

Após a secagem do revestimento, o ferro fundido foi vazado entre 1380 e 1420 °C. A interação entre o metal líquido e a camada reativa promoveu transferência localizada dos elementos ativos para a superfície durante o enchimento e a solidificação, conforme o princípio apresentado na Figura 1.

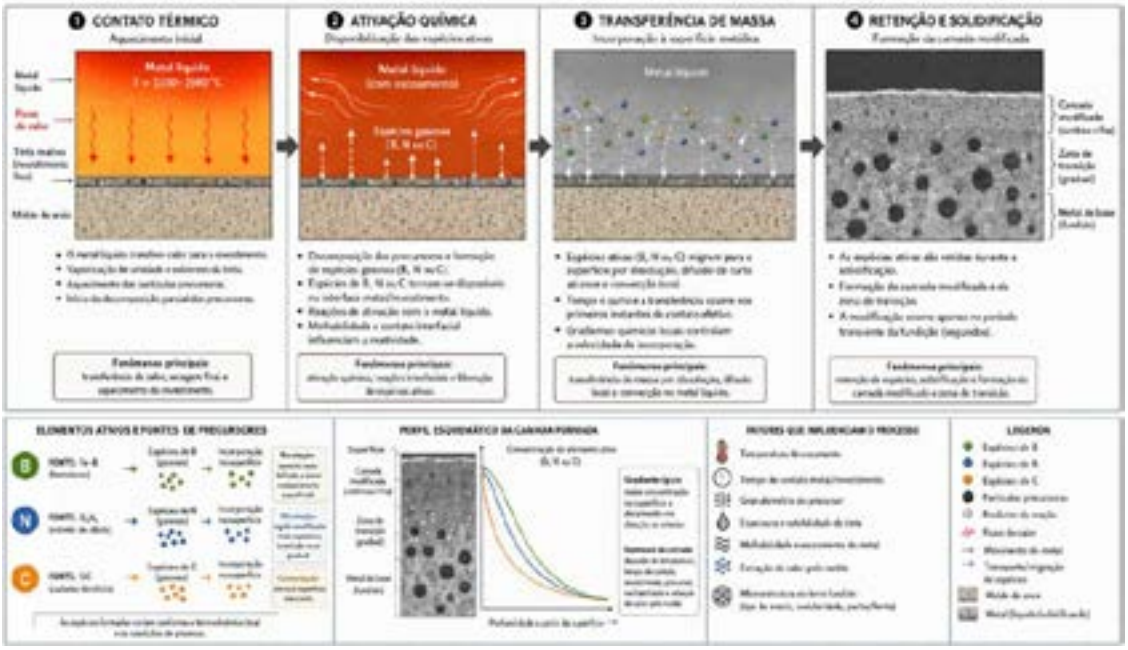



Figura 1. Princípio do tratamento termoquímico in situ durante a fundição, com ativação dos precursores, transferência de massa e formação da camada modificada.

### 2.2. Técnicas de caracterização

As amostras foram seccionadas transversalmente, embutidas a quente, lixadas com SiC até granulometria 1200 e polidas com alumina de 1 µm. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia eletrônica de varredura em equipamento JEOL JSM-6360, com EDS e varredura em linha, e a identificação de fases por difração de raios X em difratômetro Bruker D8 ADVANCE, com radiação CuKα, intervalo de 20 a 90° e velocidade de 1°/min.

Os perfis de microdureza Vickers foram obtidos com carga de 300 gf e tempo de 15 s. A nanoindentação instrumentada foi realizada com penetrador Berkovich até 400 mN, utilizando matriz de 5 × 5 indentações e análise pelo método de Oliver e Pharr [7]. No mesmo sistema

foram executados ensaios de nanorrisco com carga crescente de 0,01 a 400 mN ao longo de 900 µm, a 10 µm/s, com três repetições por condição.

O comportamento tribológico foi avaliado por desgaste recíproco esfera-sobre-placa a seco, conforme ASTM G133, usando esfera de $Al_2O_3$ de 6 mm, carga normal de 20 N, frequência de 2 Hz, amplitude de 10 mm e distância total de 1000 m. Os ensaios foram conduzidos a 22 ± 2 °C e umidade relativa de 60 ± 5%. O coeficiente de desgaste foi determinado a partir da perda de massa e da densidade do material, e as trilhas foram examinadas por microscopia.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. Camadas modificadas e identificação de fases

Os três precursores produziram alterações detectáveis na região superficial do ferro fundido. A Figura 2 mostra diferenças claras na morfologia e nos gradientes de composição. A condição boretada apresentou interface relativamente nítida e enriquecimento superficial de B; a nitretada exibiu a região modificada mais espessa e uma transição mais gradual; e a cementada apresentou contraste menos acentuado, coerente com a elevada concentração de carbono já existente no material de base.

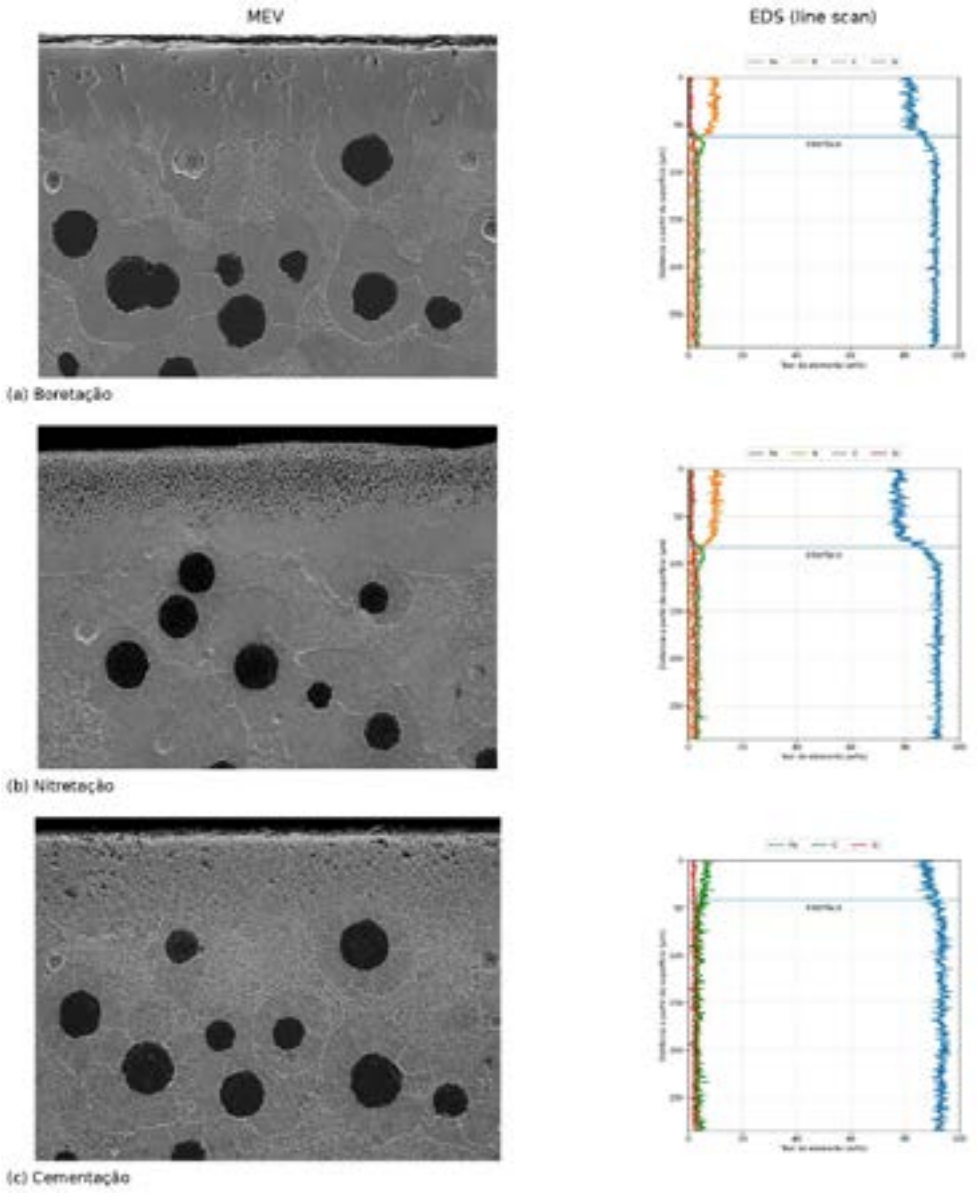



Figura 2. Micrografias por MEV e perfis de composição por EDS das regiões superficiais: (a) boretação, (b) nitretação e (c) cementação.

Os difratogramas confirmaram a natureza distinta das camadas. Na superfície boretada foram identificados picos compatíveis com $Fe_2B$, $Fe_3B$, FeB e $Fe_{23}B_6$, além das fases do substrato; na nitretada foram observados $Fe_2N$, $Fe_3N$ e $Fe_4N$; e na cementada prevaleceram fases associadas ao sistema Fe–C, incluindo $Fe_3C$, juntamente com ferrita, austenita residual, grafita e óxidos de ferro. Esses resultados são compatíveis com os mecanismos descritos para boretação, nitretação e enriquecimento por carbono em ferros fundidos [4–6].

### 3.2. Resposta mecânica e tribomecânica

Os perfis de microdureza evidenciaram forte gradiente de propriedades a partir da superfície (Figura 3). A camada boretada apresentou os maiores valores, próximos de 1500–1700 $HV_{0,3}$ nas primeiras dezenas de micrômetros, seguida da nitretada, em torno de 1050–1150 $HV_{0,3}$. A condição cementada apresentou endurecimento mais moderado e convergiu mais rapidamente para os valores do substrato. Em maiores profundidades, todas as condições tenderam à faixa de dureza do material de base.

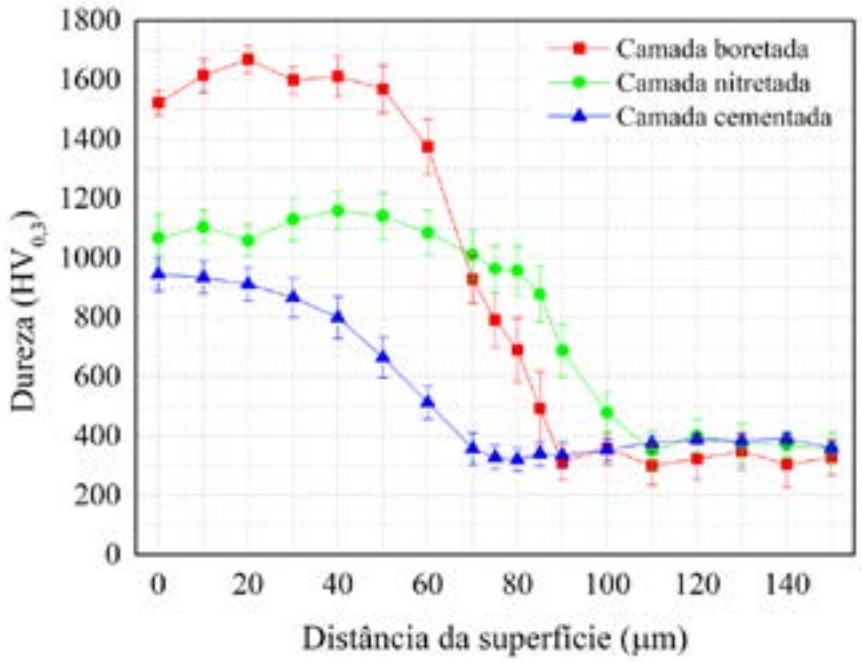



Figura 3. Perfis de microdureza Vickers das condições boretada, nitretada e cementada em função da distância da superfície.

Tabela 1. Propriedades médias obtidas por nanoindentação.

| Condição | H (GPa) | E (GPa) | H/E | $H^3/E^2$ |
|---|---|---|---|---|
| Material de base | 4,01 ± 0,31 | 181,21 ± 2,77 | 0,022 | 0,0019 |
| Boretada | 16,89 ± 0,71 | 309,60 ± 5,37 | 0,054 | 0,0502 |
| Nitretada | 14,41 ± 0,97 | 247,95 ± 4,43 | 0,058 | 0,0486 |
| Cementada | 9,54 ± 0,60 | 213,08 ± 3,12 | 0,044 | 0,0191 |

A nanoindentação confirmou o ganho de resistência mecânica das camadas (Tabela 1). A boretação atingiu a maior dureza média, 16,89 GPa, enquanto a nitretação apresentou o maior valor de H/E (0,058) e valor de $H^3/E^2$ próximo ao da camada boretada. Esses índices são usados como indicadores complementares da capacidade de acomodar deformação elástica e resistir à deformação plástica localizada [8]. Nos nanorriscos, as superfícies boretada e nitretada apresentaram profundidades residuais próximas de 0,94 µm e recuperação elástica de aproximadamente 40%, contra 2,41 µm e 11,5% no material de base. A condição nitretada também apresentou a maior dureza ao risco, 3,45 GPa, seguida da boretada, com 2,85 GPa.

### 3.3. Comportamento tribológico

A evolução do coeficiente de atrito durante o deslizamento é apresentada na Figura 4. O material de base apresentou o menor coeficiente médio, 0,183, enquanto a superfície nitretada atingiu o maior valor, 0,754. As condições boretada e cementada apresentaram valores intermediários. Os diferentes períodos de running-in indicam que cada camada estabelece uma interface de contato própria antes de atingir o regime aproximadamente estacionário.

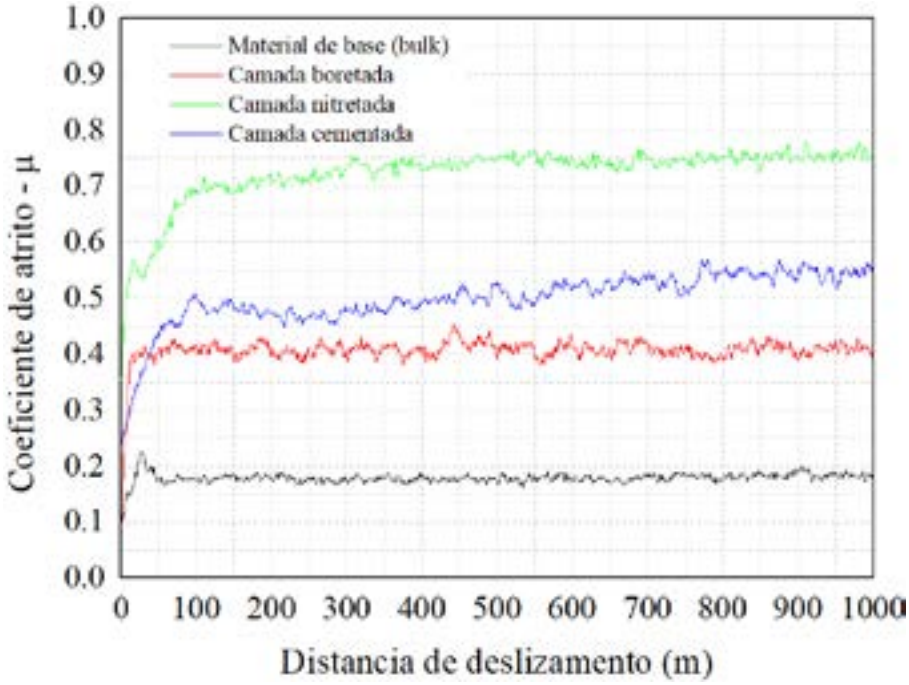



Figura 4. Evolução do coeficiente de atrito durante o desgaste por deslizamento das condições tratadas e do material de base.

Tabela 2. Síntese dos ensaios de desgaste por deslizamento.

| Condição | μ | Running-in (m) | k (×10⁻⁶ mm³/N·m) |
|---|---|---|---|
| Material de base | 0,183 ± 0,05 | ~40 | 19,34 ± 1,52 |
| Boretada | 0,409 ± 0,09 | ~25 | 8,39 ± 2,29 |
| Nitretada | 0,754 ± 0,01 | ~90 | 5,24 ± 0,74 |
| Cementada | 0,541 ± 0,04 | ~70 | 12,70 ± 1,63 |

Apesar do maior atrito, a camada nitretada apresentou o menor coeficiente de desgaste, 5,24 × $10^{-6}$ mm³/N·m, correspondendo a redução expressiva em relação ao material de base, que atingiu 19,34 × $10^{-6}$ mm³/N·m. A boretada também reduziu o desgaste, para 8,39 × $10^{-6}$ mm³/N·m, enquanto a cementada apresentou desempenho intermediário. Assim, nesta configuração, baixo coeficiente de atrito não significou necessariamente baixa taxa de desgaste. Em ferros fundidos, o comportamento do contato resulta da interação entre grafita, matriz metálica, detritos e capacidade de suporte da região superficial [9].

A relação entre o coeficiente de desgaste e os índices micromecânicos é mostrada na Figura 5. De modo geral, o aumento de H/E e $H^3/E^2$ foi acompanhado por redução do desgaste, evidenciando a importância conjunta da recuperação elástica e da resistência à deformação plástica. A boretação maximizou a dureza, mas a nitretação apresentou o melhor desempenho tribológico global, indicando que a resistência ao desgaste depende do conjunto de propriedades da camada, e não de um único parâmetro mecânico.

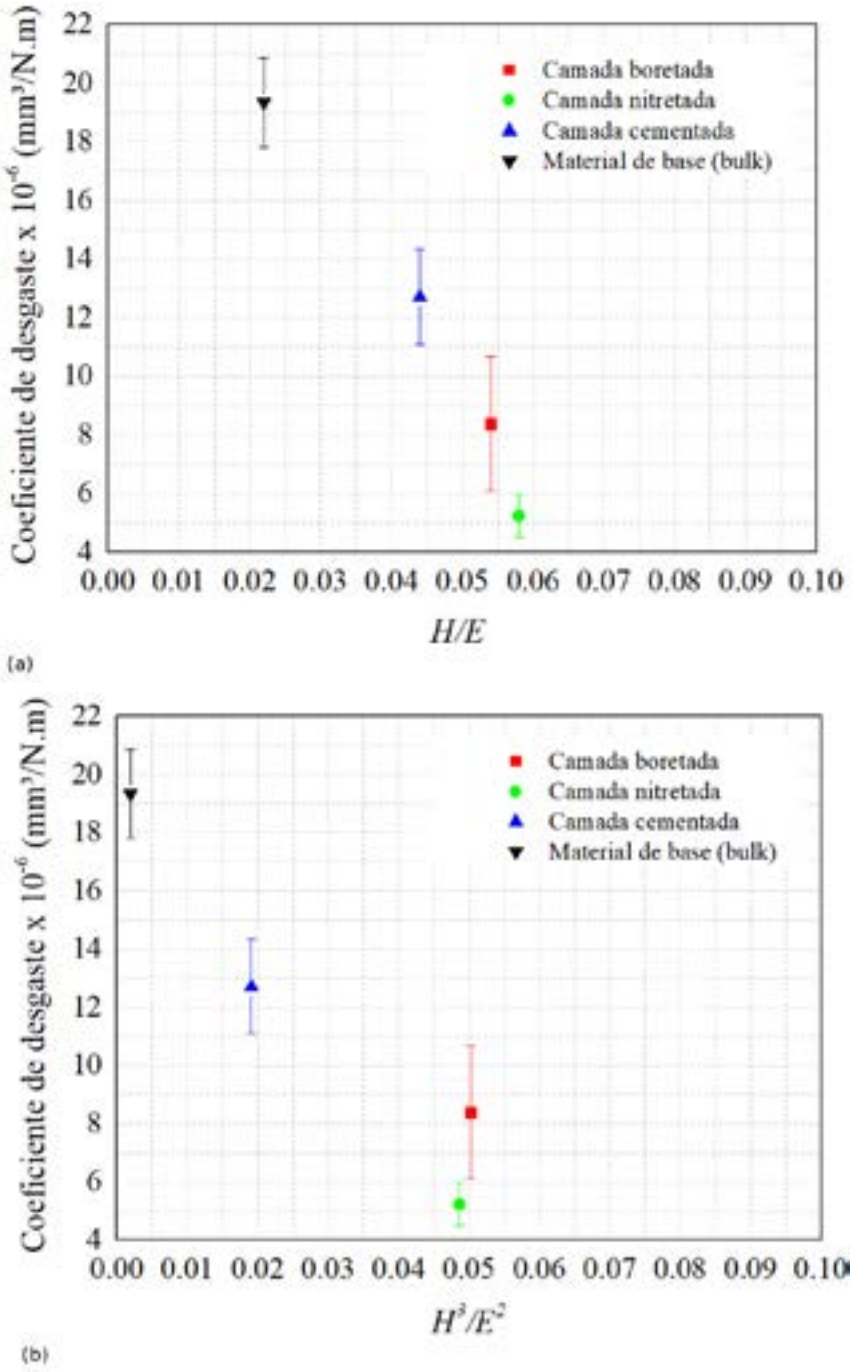



Figura 5. Relação entre o coeficiente de desgaste e os índices micromecânicos: (a) H/E e (b) $H^3/E^2$.

## 4. CONCLUSÕES

- Os tratamentos termoquímicos in situ de boretação, nitretação e cementação modificaram a região superficial do ferro fundido nodular durante a própria etapa de fundição, demonstrando a viabilidade da rota proposta.
- A boretação produziu a camada com interface mais definida e o maior endurecimento, atingindo dureza média de 16,89 GPa e módulo de elasticidade de 309,60 GPa.
- A nitretação gerou uma região modificada mais espessa e gradual, elevada recuperação elástica nos ensaios de nanorrisco e o menor coeficiente de desgaste no deslizamento, 5,24 × $10^{-6}$ $mm^3/N{\cdot}m$.
- A cementação promoveu alteração superficial mensurável e comportamento intermediário, com dureza média de 9,54 GPa, efeito compatível com o elevado teor de carbono já presente no substrato.

• A seleção entre as rotas deve considerar a solicitação predominante: a boretação favoreceu o endurecimento e a resistência ao risco, enquanto a nitretação apresentou o melhor desempenho global em desgaste. A otimização futura deve considerar espessura do revestimento reativo, temperatura de vazamento, repetibilidade e escalonamento do processo.

## REFERÊNCIAS

[1] GUESSER, W. L. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos. São Paulo: Blucher, 2009.

[2] BURAKOWSKI, T.; WIERZCHON, T. Surface Engineering of Metals: Principles, Equipment, Technologies. Boca Raton: CRC Press, 1999.

[3] FISCHER, S. F.; MUSCHNA, S.; BÜHRIG-POLACZEK, A.; BÜNCK, M. In situ surface hardening of cast iron by surface layer metallurgy. Materials Science and Engineering A, v. 615, p. 61-69, 2014. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.062.

[4] SAHIN, S.; MERIC, C. Investigation of the effect of boronizing on cast irons. Materials Research Bulletin, v. 37, n. 5, p. 971-979, 2002. DOI: 10.1016/S0025-5408(02)00697-9.

[5] FONTANA, L. C.; SUDAIA, D. P.; RECCO, A. A. C.; OLAH NETO, A.; BORGES, P. C.; GUESSER, W. L. Cast iron plasma nitriding in $N_2/H_2$/Ar working gas: the role of auxiliary gases ($H_2$/Ar) in the growing kinetics of compound layers. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 19, e2645, 2022. DOI: 10.4322/2176-1523.20222645.

[6] SALAWU, E. Y.; ADEDIRAN, A. A.; AJAYI, O. O.; INEGBENEBOR, A. O.; DIRISU, J. O. On the analyses of carbon atom diffused into grey cast iron during carburisation process. Scientific Reports, v. 12, n. 1, p. 18303, 2022. DOI: 10.1038/s41598-022-22136-w.

[7] OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus from indentation load-displacement data. Journal of Materials Research, v. 7, p. 1564-1582, 1992.

[8] BEAKE, B. D. The influence of the H/E ratio on wear resistance of coating systems - insights from small-scale testing. Surface and Coatings Technology, v. 442, 128272, 2022. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128272.

[9] SUN, W.; WANG, B.; LIU, X.; WANG, Y.; ZHANG, J. Controlling the tribology performance of gray cast iron by tailoring the microstructure. Tribology International, v. 167, 107343, 2022. DOI: 10.1016/j.triboint.2021.107343.

# AVALIAÇÃO COMPARATIVA DA DISPERSÃO DE GRAFENO EM LÍQUIDOS IÔNICOS IMIDAZÓLICOS

Isadora Schell Frozza[1], Sandra Raquel Kunst[3], Leonardo Moreira[2], Carlos Leonardo Pandolfo Carone[1]

[1] Universidade Feevale, Novo Hamburgo, RS 93352-000, Brasil
[2] Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Porto Alegre, RS, Brasil
[3] Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil
* schellisadorafrozza@gmail.com

## RESUMO

A obtenção de dispersões homogêneas de grafeno ainda representa um dos principais desafios para a produção de nanocompósitos poliméricos, uma vez que a forte interação entre suas folhas favorece a reagregação do material e limita o aproveitamento de suas propriedades. Nesse contexto, os líquidos iônicos têm se mostrado uma alternativa promissora para promover a dispersão e estabilização do grafeno por meio de interações não covalentes, preservando sua estrutura e suas características físico-químicas. Assim, este trabalho teve como objetivo avaliar comparativamente a dispersão de grafeno em três líquidos iônicos imidazólicos, [BMIM][$BF_4$], [BMIM][$NTf_2$] e [HMIM][$PF_6$], Inicialmente, os líquidos iônicos foram caracterizados por meio de análises de pH, condutividade elétrica e espectroscopia na região do infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), sendo os resultados comparados com dados da literatura. Pelos resultados obtidos, as propriedades físico-químicas apresentaram comportamento compatível com os valores reportados, indicando a adequação dos materiais para a etapa de dispersão. Em seguida, as dispersões foram preparadas utilizando grafeno em pó na proporção mássica de 5:1 entre líquido iônico e grafeno, sob agitação controlada, favorecendo a interação entre os componentes e a estabilização das folhas de grafeno. Os espectros de FTIR das dispersões mantiveram as bandas características dos líquidos iônicos, indicando a preservação de suas estruturas químicas e sugerindo a ocorrência de interações não covalentes entre os líquidos iônicos e a superfície do grafeno, em concordância com os mecanismos descritos na literatura. A comparação entre os três sistemas contribui para compreender a influência da estrutura química dos líquidos iônicos na dispersão do grafeno e fornece subsídios para estudos posteriores de aplicação.

Palavras-chave: grafeno; líquidos iônicos; dispersão; FTIR.

## 1. INTRODUÇÃO

A obtenção de dispersões estáveis de grafeno em meios líquidos e, posteriormente, em matrizes poliméricas, permanece um desafio para a transferência de propriedades como elevada área superficial, razão de aspecto, resistência mecânica e mobilidade eletrônica aos materiais de engenharia [1–3]. A forte interação entre as folhas de grafeno favorece a reagregação e a formação de aglomerados, tornando o estado de dispersão determinante para o desempenho do compósito [2, 3].

A exfoliação em fase líquida é uma rota para obtenção de grafeno de poucas camadas, e a escolha do meio de dispersão influencia a eficiência da separação e a estabilidade das folhas [5, 6]. Nesse contexto, líquidos iônicos (LIs) apresentam baixa pressão de vapor e propriedades ajustáveis pela combinação entre cátion e ânion [10, 11]. Estudos demonstram que LIs podem atuar na exfoliação e estabilização de grafeno, e que a natureza de ambos os íons influencia o tamanho das folhas, o número

de camadas e a concentração do material disperso [7–9]. Em LIs imidazólicos, o cátion pode interagir com a superfície grafênica por interações cátion–π e outras interações não covalentes, enquanto a organização do ânion na interface também contribui para o comportamento do sistema [9].

Neste trabalho, foram comparados [BMIM][$BF_4$], [BMIM][$NTf_2$] e [HMIM][$PF_6$], permitindo analisar principalmente o efeito do ânion entre os dois líquidos com cátion [BMIM]+ e, no sistema [HMIM][$PF_6$], a influência combinada da mudança de ânion e do aumento da cadeia alquílica de C4 para C6. Os líquidos foram caracterizados por pH, condutividade elétrica e espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), e as dispersões de grafeno foram avaliadas por FTIR.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1. Materiais

Foram utilizados os LIs 1-butil-3-metilimidazólio tetrafluoroborato ([BMIM][$BF_4$]), 1-butil-3-metilimidazólio bis(trifluorometilsulfonil)imida ([BMIM][$NTf_2$]) e 1-hexil-3-metilimidazólio hexafluorofosfato ([HMIM][$PF_6$]) (fornecedor e pureza), cujas estruturas e massas molares são apresentadas na Figura 1 e na Tabela 1. O grafeno foi empregado na forma de pó (fornecedor, número de camadas e área superficial).

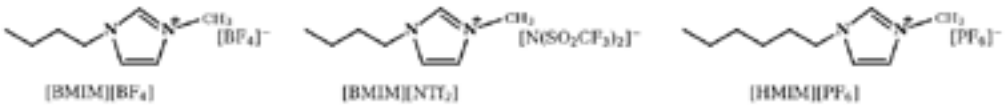



*Figura 1. Estruturas dos líquidos iônicos avaliados: [BMIM][$BF_4$], [BMIM][$NTf_2$] e [HMIM][$PF_6$].*

**Tabela 1.** Líquidos iônicos avaliados.

| **Líquido iônico** | **Abreviatura** | **Fórmula** | **M (g mol⁻¹)** |
|---|---|---|---|
| 1-butil-3-metilimidazólio tetrafluoroborato | [BMIM][$BF_4$] | $C_8H_{15}BF_4N_2$ | 226,02 |
| 1-butil-3-metilimidazólio bis(trifluorometilsulfonil)imida | [BMIM][$NTf_2$] | $C_{10}H_{15}F_6N_3O_4S_2$ | 419,37 |
| 1-hexil-3-metilimidazólio hexafluorofosfato | [HMIM][$PF_6$] | $C_{10}H_{19}F_6N_2P$ | 312,24 |

### 2.2. Preparação das dispersões

Para cada LI, 10 mL de líquido e 2 g de grafeno em pó (5:1) foram submetidos a banho de ultrassom por cerca de 10 min, seguidos de agitação magnética a 40–50 °C por 1 h e rotação a 5000 rpm. Os materiais, obtidos com aspecto de gel, foram armazenados em ambiente seco por 48 h (Figura 2). Confirmar: tipo de ultrassom e se houve nova agitação antes do FTIR.

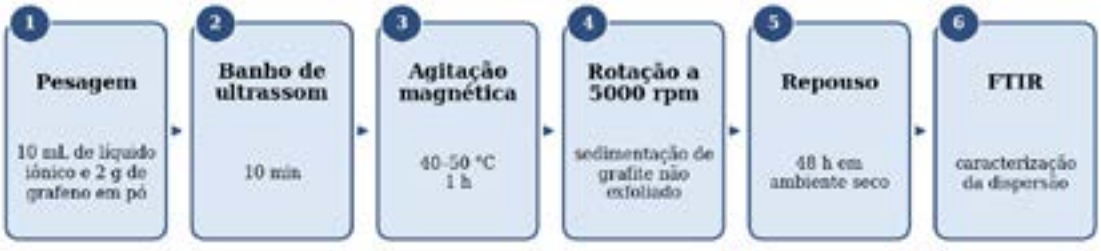



*Figura 2. Etapas de preparo e caracterização das dispersões de grafeno em líquidos iônicos.*

### 2.3. Caracterização dos líquidos iônicos e das dispersões

O pH foi determinado em soluções aquosas dos LIs (concentração), à temperatura ambiente, com pHmetro (modelo). A condutividade dos LIs puros foi medida com Digimed DM-32 a 23,4 °C. Os espectros de FTIR foram obtidos em espectrômetro PerkinElmer, software Spectrum 10.5.1, de 4000 a 650 $cm^{-1}$ (modo de medida, resolução e número de varreduras). Os espectros dos LIs puros foram registrados em 28/07/2025 e os das dispersões em 30/09/2025.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. pH e condutividade elétrica dos líquidos iônicos

Os pH das soluções aquosas dos três LIs foram ácidos (Tabela 2): 4,26 para [BMIM][$BF_4$], 3,71 para [BMIM][$NTf_2$] e 3,62 para [HMIM][$PF_6$]. Esses valores devem ser interpretados como resultados das soluções nas condições empregadas, e não como propriedades intrínsecas dos líquidos iônicos puros, pois concentração, teor de água e composição do meio podem influenciar a leitura. A literatura também mostra que $[BF_4]^-$ e $[PF_6]^-$ apresentam comportamentos distintos em presença de água e espécies ácidas [14, 15], de modo que a hidrólise é um fator a ser considerado, mas não explica isoladamente todas as diferenças observadas.

**Tabela 2.** pH das soluções aquosas dos LIs, antes e após a adição de grafeno, e condutividade elétrica dos LIs puros**.**

| Líquido iônico | pH sem grafeno | pH com grafeno | Condutividade (mS $cm^{-1}$) |
|---|---|---|---|
| [BMIM][$BF_4$] | 4,26 | 2,16 | 7,278 |
| [BMIM][$NTf_2$] | 3,71 | 4,25 | 5,529 |
| [HMIM][$PF_6$] | 3,62 | 2,28 | 1,168 |

A condutividade dos LIs puros seguiu a ordem [BMIM][$BF_4$] (7,278 mS $cm^{-1}$) > [BMIM][$NTf_2$] (5,529 mS $cm^{-1}$) > [HMIM][$PF_6$] (1,168 mS $cm^{-1}$). A condutividade depende da concentração e da mobilidade dos portadores de carga, sendo influenciada pela viscosidade [16]. O menor valor para [HMIM][$PF_6$] é coerente com sua maior viscosidade e com a cadeia hexila, que tende a reduzir a mobilidade iônica [17]. A presença de água também pode alterar a viscosidade e a condutividade dos LIs [18]. Como o teor de água não foi determinado, os valores absolutos devem ser interpretados com

cautela, embora a ordem de grandeza e a posição relativa do [HMIM][$PF_6$] sejam coerentes com a literatura.

### 3.2. FTIR dos líquidos iônicos puros

Os espectros dos LIs puros (painéis a das Figuras 4 a 6) exibem um conjunto de bandas do cátion imidazólio que se repete nos três líquidos e bandas intensas do ânion que os distinguem (Tabela 3). Entre 3170 e 3120 $cm^{-1}$ aparecem os estiramentos C–H de carbono $sp^2$ do anel, região sensível à interação com o ânion [21, 22], e entre 2970 e 2860 $cm^{-1}$, os estiramentos C–H alifáticos das cadeias butila e hexila. As bandas em 1574 $cm^{-1}$, atribuída ao estiramento C=C e C=N do anel, e em 1466–1470 $cm^{-1}$, às deformações de $CH_2$ e $CH_3$, são praticamente idênticas nos três líquidos. Os ânions dominam a região de baixo número de onda: o $[BF_4]^-$ produz uma banda larga e muito intensa centrada em 1035 $cm^{-1}$, do estiramento B–F; o $[NTf_2]^-$ produz as bandas em 1349 e 1137 $cm^{-1}$ (estiramentos assimétrico e simétrico do $SO_2$), em 1182 $cm^{-1}$ ($CF_3$) e em 1052 $cm^{-1}$ (S–N–S); e o $[PF_6]^-$ produz a banda estreita e muito intensa em 826 $cm^{-1}$, do estiramento P–F. Na região de 850 a 740 $cm^{-1}$, a deformação C–H do anel fora do plano contribui com bandas em 846 e 751 $cm^{-1}$ ([BMIM][$BF_4$]), 849, 790 e 741 $cm^{-1}$ ([BMIM][$NTf_2$]) e 741 $cm^{-1}$ ([HMIM][$PF_6$]). As bandas de O–H entre 3700 e 3200 $cm^{-1}$ são muito fracas ou ausentes nos três espectros, o que indica baixo teor de água no momento da medida, embora o infravermelho não substitua a titulação de Karl Fischer para essa finalidade.

**Tabela 3.** Principais bandas de FTIR dos líquidos iônicos puros ($cm^{-1}$).

| Atribuição | [BMIM][$BF_4$] | [BMIM][$NTf_2$] | [HMIM][$PF_6$] |
|---|---|---|---|
| ν(C–H) do anel imidazólio | 3164; 3122 | n.r. | 3171; 3125 |
| ν(C–H) alifático | 2972; 2877 | n.r. | 2962; 2932; 2867 |
| ν(C=C, C=N) do anel | 1574 | 1574 | 1574 |
| δ($CH_2$, $CH_3$) | 1466 | 1470 | 1466 |
| Modos do anel e de C–N | 1172 | sobreposta | 1166 |
| Bandas do ânion | 1035 (ν B–F) | 1349 (ν_as $SO_2$); 1182 ($CF_3$); 1137 (ν_s $SO_2$); 1052 (S–N–S) | 826 (ν P–F) |
| δ(C–H) do anel, fora do plano | 846; 751 | 849; 790; 741 | 741 |

ν: estiramento; δ: deformação; n.r.: banda presente, sem rótulo de pico no espectro.

### 3.3. Aspecto das dispersões de grafeno

Após a sequência de ultrassom, agitação e rotação, os três sistemas resultaram em materiais escuros, com consistência de gel, que aderem às paredes do béquer (Figura 3). O aumento expressivo da viscosidade em relação aos LIs puros indica boa molhabilidade do grafeno pelos líquidos. A formação de gel é compatível com a elevada razão grafeno/LI empregada, de 2 g em 10 mL, isto é, 200 mg $mL^{-1}$, cerca de 40 a 200 vezes superior às concentrações de 0,95 a 5,33 mg $mL^{-1}$ relatadas para suspensões estáveis [7, 8]. Por isso, a fração de grafeno efetivamente esfoliada em poucas camadas não pode ser inferida do aspecto visual, e a concentração de material disperso não foi quantificada neste trabalho.

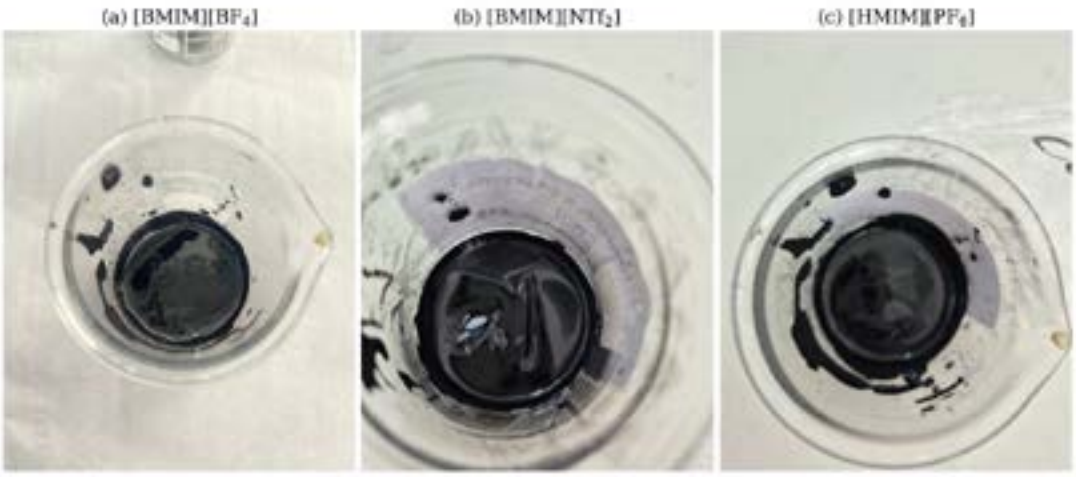



*Figura 3. Aspecto das dispersões de grafeno em (a) [BMIM][$BF_4$], (b) [BMIM][$NTf_2$] e (c) [HMIM][$PF_6$] após o preparo.*

### 3.4. FTIR das dispersões de grafeno

Os espectros das dispersões (painéis b das Figuras 4 a 6) mantêm todas as bandas características dos respectivos LIs, sem o surgimento de bandas que indiquem reação entre o líquido e o grafeno nem decomposição dos íons, o que está de acordo com a expectativa de que o grafeno não funcionalizado interaja com o LI por mecanismos não covalentes. A presença do grafeno manifesta-se principalmente na linha de base, cuja transmitância cai de 97–100 %T nos LIs puros para cerca de 71 %T no [BMIM][$BF_4$], 53 %T no [BMIM][$NTf_2$] e 61 %T no [HMIM][$PF_6$], em consequência da absorção e do espalhamento da radiação pelo carbono $sp^2$ e, possivelmente, da alteração do contato da amostra com o elemento de medida. Como o grafeno não funcionalizado não tem bandas intensas no infravermelho médio, a informação sobre a interação vem, por inferência, das bandas do LI. A Tabela 4 reúne os deslocamentos das bandas principais.

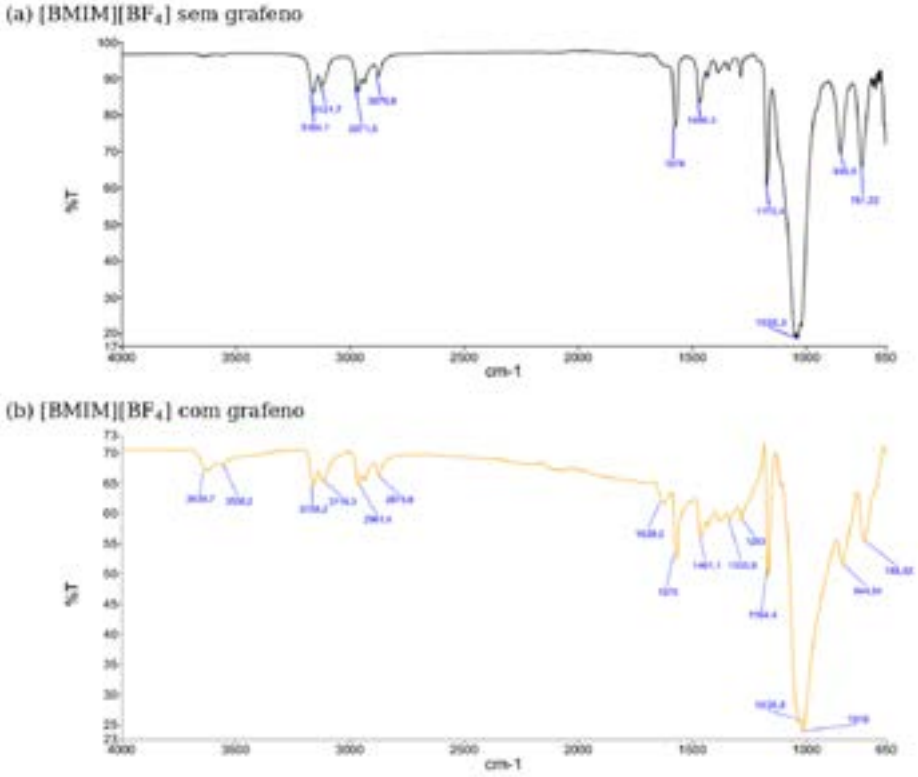



*Figura 4. Espectros de FTIR do [BMIM][$BF_4$] (a) puro e (b) com grafeno.*

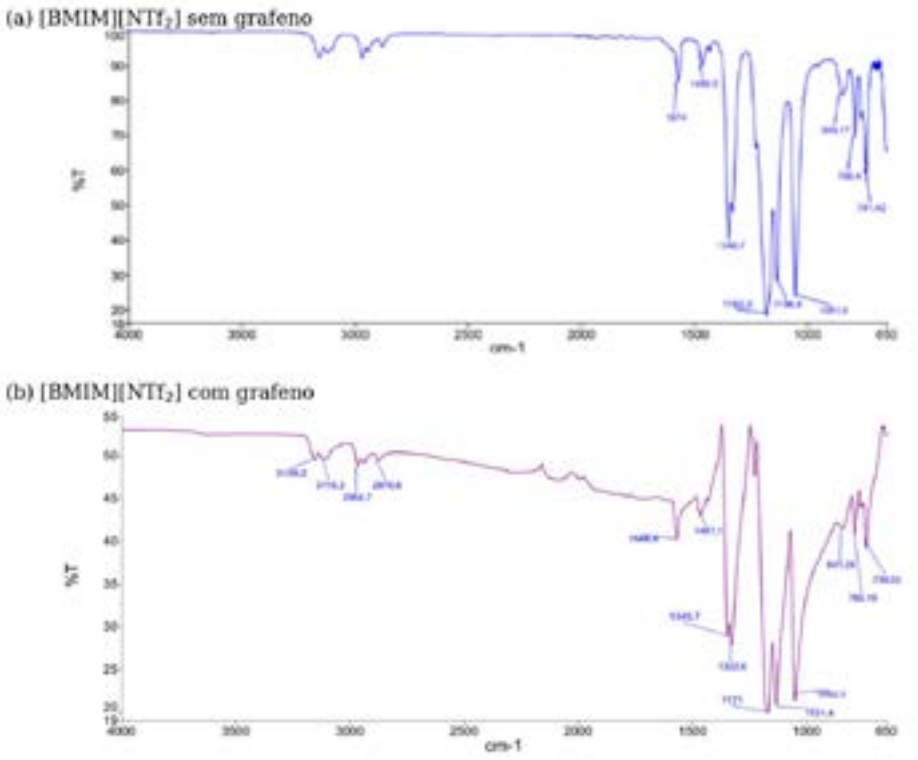



*Figura 5. Espectros de FTIR do [BMIM][$NTf_2$] (a) puro e (b) com grafeno.*

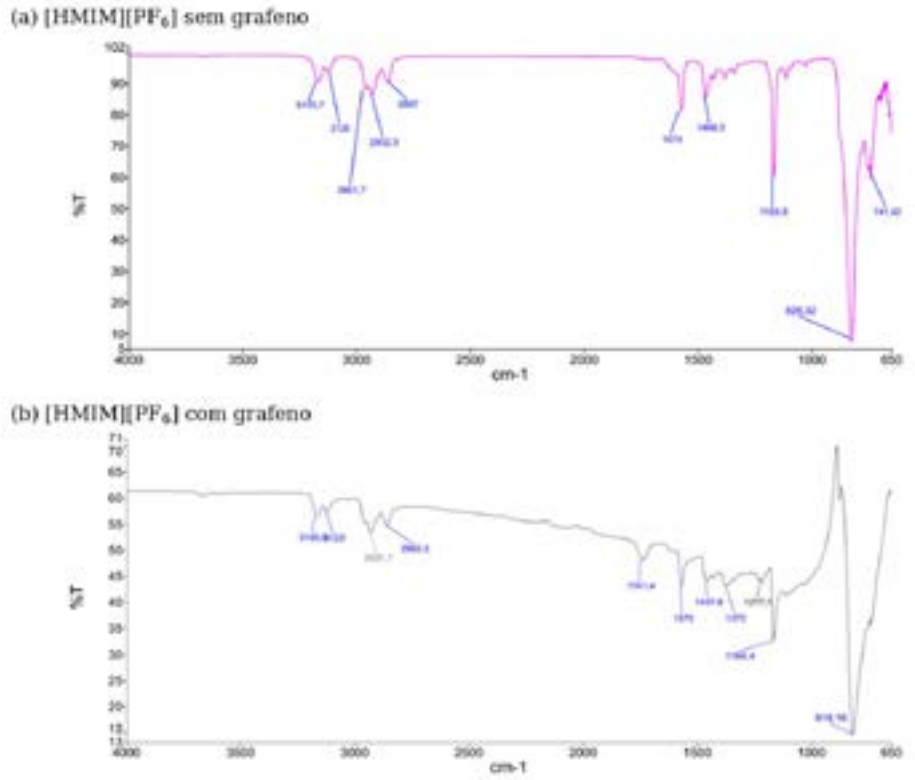



*Figura 6. Espectros de FTIR do [HMIM][PF₆] (a) puro e (b) com grafeno.*

No [BMIM][$BF_4$], bandas do anel e da cadeia alquílica deslocaram-se de 4 a 10 $cm^{-1}$ para menor número de onda (3164→3159, 3122→3116, 2972→2961, 1574→1570, 1466→1461 e 1172→1164 $cm^{-1}$), enquanto B–F permaneceu em 1035 $cm^{-1}$. A predominância dos deslocamentos nas vibrações do cátion é compatível com perturbação do entorno do imidazólio pela interação com o grafeno [7, 9]. Surgiram ainda bandas em 3631, 3558 e 1629 $cm^{-1}$ atribuídas a O–H/H–O–H de água [21, 22], provavelmente associadas à natureza higroscópica do LI e à área superficial do grafeno. Como o espectro puro foi registrado cerca de dois meses antes, diferenças de umidade entre as medidas não podem ser descartadas.

No [BMIM][$NTf_2$], observaram-se deslocamentos nas bandas do anel (1574→1567 e 1470→1461 $cm^{-1}$) e nas bandas do ânion associadas a $SO_2$ e $CF_3$ (1349→1346, 1182→1171 e 1137→1131 $cm^{-1}$), enquanto S–N–S permaneceu praticamente inalterado (1052→1052 $cm^{-1}$). A ausência de bandas de O–H é coerente com o caráter mais hidrofóbico do $[NTf_2]^-$ [12]. O deslocamento de 11 $cm^{-1}$ em 1182 $cm^{-1}$ é o maior observado, mas sua interpretação molecular permanece hipotética sem técnicas complementares.

No [HMIM][$PF_6$], P–F deslocou-se de 826 para 818 $cm^{-1}$, enquanto as bandas do cátion em 1466 e 2867 $cm^{-1}$ foram para 1458 e 2862 $cm^{-1}$; o C–H do anel deslocou-se 5 $cm^{-1}$ e a banda em 1166 $cm^{-1}$ apenas 1,5 $cm^{-1}$. Surgiu uma banda em 1741 $cm^{-1}$, na região de C=O, cuja origem não foi estabelecida. Não há bandas perceptíveis de O–H.

**Tabela 4.** Deslocamento das principais bandas de FTIR dos líquidos iônicos após a dispersão de grafeno ($cm^{-1}$).

| Líquido iônico | Banda | Sem grafeno | Com grafeno | Δ |
|---|---|---|---|---|
| **[BMIM][$BF_4$]** | ν(C–H) do anel | 3164,1 | 3159,2 | −4,9 |
| | ν(C–H) do anel | 3121,7 | 3116,3 | −5,4 |
| | ν(C–H) alifático | 2971,5 | 2961,4 | −10,1 |
| | ν(C=C, C=N) | 1574 | 1570 | −4,0 |
| | δ($CH_2$, $CH_3$) | 1466,3 | 1461,1 | −5,2 |
| | Anel e C–N | 1172,4 | 1164,4 | −8,0 |
| | ν(B–F) | 1035,3 | 1035,8 | +0,5 |
| | Banda nova (O–H) | — | 3630,7; 3558,2 | — |
| | Banda nova (H–O–H) | — | 1629,3 | — |
| **[BMIM][$NTf_2$]** | ν(C=C, C=N) | 1574 | 1566,6 | −7,4 |
| | δ($CH_2$, $CH_3$) | 1469,5 | 1461,1 | −8,4 |
| | ν_as($SO_2$) | 1348,7 | 1345,7 | −3,0 |
| | ν($CF_3$) | 1182,2 | 1171 | −11,2 |
| | ν_s($SO_2$) | 1136,5 | 1131,4 | −5,1 |
| | ν_as(S–N–S) | 1051,6 | 1052,3 | +0,7 |
| | δ(C–H) fora do plano | 849,2 | 841,2 | −7,9 |
| **[HMIM][$PF_6$]** | ν(C–H) do anel | 3170,7 | 3165,8 | −4,9 |
| | ν(C–H) alifático | 2867 | 2862,5 | −4,5 |
| | ν(C=C, C=N) | 1574 | 1570 | −4,0 |
| | δ($CH_2$, $CH_3$) | 1466,3 | 1457,8 | −8,5 |
| | Anel e C–N | 1165,9 | 1164,4 | −1,5 |
| | ν(P–F) | 826,3 | 818,2 | −8,2 |
| | Banda nova (C=O?) | — | 1741,4 | — |

Os deslocamentos de 1 a 5 $cm^{-1}$ estão próximos da resolução nominal usual de espectrômetros de FTIR, de modo que apenas os maiores, de cerca de 8 a 11 $cm^{-1}$ (1182 → 1171 e 849 → 841 $cm^{-1}$ no [BMIM][$NTf_2$]; 2972 → 2961 e 1172 → 1164 $cm^{-1}$ no [BMIM][$BF_4$]; 1466 → 1458 e 826 → 818 $cm^{-1}$ no [HMIM][$PF_6$]), podem ser considerados com segurança. Além disso, o gel e o líquido puro diferem em viscosidade e nas condições de contato com o elemento de medida, e o FTIR isolado não distingue interações π de efeitos de concentração. A confirmação da esfoliação e da natureza das interações requer técnicas complementares, como espectroscopia Raman, UV-Vis, análise termogravimétrica e microscopia, além da quantificação do grafeno disperso; esses ensaios são a continuação natural do trabalho. Em conjunto, os resultados apoiam a hipótese de interação não covalente, sem constituir prova dela.

## 4. CONCLUSÃO

Os três líquidos iônicos avaliados — [BMIM][$BF_4$], [BMIM][$NTf_2$] e [HMIM][$PF_6$] — apresentaram diferentes características físico-químicas, evidenciando a influência da estrutura dos líquidos iônicos sobre os sistemas contendo grafeno. A adição de grafeno promoveu alterações distintas no pH, com redução mais pronunciada para [BMIM][$BF_4$] e [HMIM][$PF_6$], enquanto [BMIM][$NTf_2$] apresentou aumento discreto. As medidas de condutividade dos líquidos iônicos puros também evidenciaram diferenças entre os sistemas, com valores de 7,278, 5,529 e 1,168 mS $cm^{-1}$ para [BMIM][$BF_4$], [BMIM][$NTf_2$] e [HMIM][$PF_6$], respectivamente.

As análises por FTIR demonstraram a manutenção das principais bandas características dos líquidos iônicos após a incorporação do grafeno, acompanhada por deslocamentos em diferentes regiões espectrais, indicando alterações no ambiente químico local dos componentes dos sistemas. A comparação entre os líquidos iônicos evidencia que tanto a natureza do ânion quanto as características estruturais do cátion podem influenciar o comportamento das dispersões. Dessa forma, os resultados reforçam a importância da avaliação conjunta das propriedades físico-químicas e espectroscópicas na compreensão desses sistemas. As dispersões obtidas constituem uma etapa preliminar para estudos posteriores de aplicação em materiais poliméricos, incluindo investigações em borrachas fluoradas, que não fazem parte do escopo deste trabalho.

**Agradecimentos**

Os autores agradecem ao CNPq, à CAPES, à FAPERGS e à FINEP pelo apoio financeiro e à Universidade Feevale pela infraestrutura.

## REFERÊNCIAS

[1] NOVOSELOV, K.S., FAL'KO, V.I., COLOMBO, L., et al, "A roadmap for graphene", Nature, v. 490, pp. 192–200, 2012.
[2] PAPAGEORGIOU, D.G., KINLOCH, I.A., YOUNG, R.J., "Graphene/elastomer nanocomposites", Carbon, v. 95, pp. 460–484, 2015.
[3] GOVINDARAJ, P., SOKOLOVA, A., SALIM, N., et al, "Distribution states of graphene in polymer nanocomposites: a review", Composites Part B: Engineering, v. 226, pp. 109353, 2021.
[4] LIU, M., CATALDI, P., YOUNG, R.J., et al, "High-performance fluoroelastomer-graphene nanocomposites for advanced sealing applications", Composites Science and Technology, v. 202, pp. 108592, 2021.
[5] HERNANDEZ, Y., NICOLOSI, V., LOTYA, M., et al, "High-yield production of graphene by liquid-phase exfoliation of graphite", Nature Nanotechnology, v. 3, pp. 563–568, 2008.
[6] NICOLOSI, V., CHHOWALLA, M., KANATZIDIS, M.G., et al, "Liquid exfoliation of layered materials", Science, v. 340, n. 6139, pp. 1226419, 2013.
[7] WANG, X., FULVIO, P.F., BAKER, G.A., et al, "Direct exfoliation of natural graphite into micrometre size few layers graphene sheets using ionic liquids", Chemical Communications, v. 46, n. 25, pp. 4487–4489, 2010.
[8] NUVOLI, D., VALENTINI, L., ALZARI, V., et al, "High concentration few-layer graphene sheets obtained by liquid phase exfoliation of graphite in ionic liquid", Journal of Materials Chemistry, v. 21, n. 10, pp. 3428–3431, 2011.
[9] BORDES, E., MORCOS, B., BOURGOGNE, D., et al, "Dispersion and stabilization of exfoliated graphene in ionic liquids", Frontiers in Chemistry, v. 7, pp. 223, 2019.
[10] WELTON, T., "Room-temperature ionic liquids. Solvents for synthesis and catalysis", Chemical Reviews, v. 99, n. 8, pp. 2071–2084, 1999.

[11] WASSERSCHEID, P., WELTON, T. (eds), Ionic Liquids in Synthesis, 2 ed., Weinheim, Wiley-VCH, 2008.
[12] HUDDLESTON, J.G., VISSER, A.E., REICHERT, W.M., et al, "Characterization and comparison of hydrophilic and hydrophobic room temperature ionic liquids incorporating the imidazolium cation", Green Chemistry, v. 3, n. 4, pp. 156–164, 2001.
[13] BONHÔTE, P., DIAS, A.P., PAPAGEORGIOU, N., et al, "Hydrophobic, highly conductive ambient-temperature molten salts", Inorganic Chemistry, v. 35, n. 5, pp. 1168–1178, 1996.
[14] FREIRE, M.G., NEVES, C.M.S.S., MARRUCHO, I.M., et al, "Hydrolysis of tetrafluoroborate and hexafluorophosphate counter ions in imidazolium-based ionic liquids", The Journal of Physical Chemistry A, v. 114, n. 11, pp. 3744–3749, 2010.
[15] SWATLOSKI, R.P., HOLBREY, J.D., ROGERS, R.D., "Ionic liquids are not always green: hydrolysis of 1-butyl-3-methylimidazolium hexafluorophosphate", Green Chemistry, v. 5, n. 4, pp. 361–363, 2003.
[16] WEINGÄRTNER, H., "Understanding ionic liquids at the molecular level: facts, problems, and controversies", Angewandte Chemie International Edition, v. 47, n. 4, pp. 654–670, 2008.
[17] HARRIS, K.R., KANAKUBO, M., WOOLF, L.A., "Temperature and pressure dependence of the viscosity of the ionic liquids 1-hexyl-3-methylimidazolium hexafluorophosphate and 1-butyl-3-methylimidazolium bis(trifluoromethylsulfonyl)imide", Journal of Chemical & Engineering Data, v. 52, n. 3, pp. 1080–1085, 2007.
[18] WIDEGREN, J.A., LAESECKE, A., MAGEE, J.W., "The effect of dissolved water on the viscosities of hydrophobic room-temperature ionic liquids", Chemical Communications, n. 12, pp. 1610–1612, 2005.
[19] PASCHOAL, V.H., FARIA, L.F.O., RIBEIRO, M.C.C., "Vibrational spectroscopy of ionic liquids", Chemical Reviews, v. 117, n. 10, pp. 7053–7112, 2017.
[20] JEON, Y., SUNG, J., SEO, C., et al, "Structures of ionic liquids with different anions studied by infrared vibration spectroscopy", The Journal of Physical Chemistry B, v. 112, n. 15, pp. 4735–4740, 2008.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E ELÉTRICO DE COMPÓSITOS DE PERFLUORELASTÔMEROS COM ADIÇÃO DE NEGRO DE FUMO CONDUTIVO E GRAFENO PARA ANÉIS DE VEDAÇÃO

Müller, Jones L [1]
Carone, Carlos L. P. [1]
Kunst, Sandra R. [2]

**RESUMO**

Durante a exploração e produção de petróleo, vedações de óleo à base de elastômeros fluorados são amplamente empregadas na montagem de tubos e equipamentos, com a finalidade de prevenir vazamentos e infiltrações de gases. Dentre esses materiais, os perfluorelastômeros (FFKM) destacam-se por sua elevada dureza, resistência química e à água, além de boa elasticidade e estabilidade estrutural sob condições extremas de temperatura e pressão. Entretanto, a exposição prolongada a ambientes severos ocasiona degradação dos anéis de vedação, aumentando o risco de falhas e exigindo manutenções frequentes, com impactos econômicos relevantes. Diante dessas limitações, observa-se crescente interesse na incorporação de nanocargas, como grafeno e negro de fumo condutivo, em formulações elastoméricas. Neste estudo, analisou-se a viabilidade de adicionar ao perfluorelastômero 2% em peso de grafeno e substituir 20% do negro de fumo convencional por negro de fumo condutivo, pelo processo de misturador fechado (Haake). Foram realizadas caracterizações mecânicas como ensaio de dureza e tração, caracterizações térmicas como termogravimetria (TGA) e caracterizações elétricas como condutividade. Os resultados obtidos demonstraram que, no teste de dureza Shore A, o FFKM padrão apresentou valor de 87,2, mantendo características típicas de um elastômero de alto desempenho mesmo após a adição das nanocargas. Na análise térmica por TGA, verificou-se início da

[1] Feevale University, Novo Hamburgo, RS 93352-000, Brazil
[2] Federal University of Rio de Janeiro, COPPE/UFRJ. Avenida Horácio Macedo, 2030, Centro de Tecnologia (CT)Cidade Universitária (Ilha do Fundão), Rio de Janeiro – RJ.

degradação a 470 °C, resultado considerado satisfatório. No ensaio de condutividade elétrica, o material padrão (sem adição de grafeno e NF condutivo) apresentou $3{,}3 \times 10^{-10}$ S/m, enquanto a formulação com nanocargas alcançou $3{,}1 \times 10^{-4}$ S/m. Portanto, a modificação do perfluorelastômero com nanocargas revelou-se eficiente, permitindo a transição de um material originalmente isolante para um elastômero com propriedades condutivas, sem comprometer suas características mecânicas e térmicas. Esses resultados evidenciam o potencial da abordagem para aplicações industriais críticas, especialmente em ambientes de alta exigência operacional.

Palavra-chave – Perfluorelastômeros; Nanocargas; Grafeno.

**Study of the Mechanical and Electrical Behavior of Perfluoroelastomer Composites with the Addition of Conductive Carbon Black and Graphene for O-Rings**

**ABSTRACT**

***During oil exploration and production, fluorinated elastomer-based seals are widely employed in pipe and equipment assemblies to prevent fluid leaks and gas infiltration. Among these materials, perfluoroelastomers (FFKM) stand out due to their high hardness, chemical and water resistance, good elasticity, and structural stability under extreme temperature and pressure conditions. However, prolonged exposure to severe environments leads to the degradation of sealing rings, increasing the risk of failure and requiring frequent maintenance with significant economic impacts.Given these limitations, there is a growing interest in incorporating nanofillers, such as graphene and conductive carbon black, into elastomeric formulations. In this study, the feasibility of adding 2 % graphene to perfluoroelastomer and substituting 20% of conventional carbon black with conductive carbon black via an internal mixer (Haake) process was analyzed. Mechanical characterizations (hardness and tensile testing), thermal characterizations (thermogravimetric analysis - TGA), and electrical characterizations (conductivity) were performed.The results demonstrated that in the Shore A hardness test, the baseline FFKM exhibited a value of 87.2, maintaining typical characteristics of a high-performance elastomer even after the addition of the nanofillers. Thermal analysis by TGA indicated the onset of degradation at 470 °C, which was considered a satisfactory outcome. In the electrical conductivity test, the baseline material (without graphene and conductive carbon black) exhibited $3{,}3 \times 10^{-10}$ S/m whereas the formulation with nanofillers reached $3{,}1 \times 10^{-4}$ S/m.Therefore, modifying the perfluoroelastomer with nanofillers proved to be efficient, enabling the transition from an inherently insulating material to an elastomer with conductive properties without compromising its mechanical and thermal characteristics. These results highlight the potential of this approach for critical industrial applications, particularly in highly demanding operational environments.***

***Keywords: Perfluoroelastomers; Nanofillers; Graphene.***

## 1. INTRODUÇÃO

A tragédia do ônibus espacial *Challenger* exemplifica o impacto catastrófico da falha em elementos de vedação: sob temperaturas próximas a zero no dia do lançamento, a perda de flexibilidade dos anéis de borracha, causou o vazamento de combustível e a subsequente explosão da nave (Superinteressante, 2021). A crescente demanda nos setores aeroespacial, automotivo e de petróleo e gás, impulsiona o uso de elastômeros fluorados em componentes expostos a fluidos agressivos e temperaturas acima de 200 °C (Korzeniowski *et al.,* 2022). Considerados materiais de elite na engenharia de polímeros, sua estabilidade termoxidativa e resistência a ácidos, solventes e estresses combinados decorrem da elevada energia da ligação carbono-flúor (C-F) (Lee et al., 2022). Em contraste com polímeros comuns, que sofrem rápida degradação e fadiga prematura, essa robustez química torna os elastômeros fluorados uma matriz ideal para a incorporação de nanocargas funcionais, como o grafeno, visando conferir condutividade elétrica ao material, sem comprometer suas propriedades de alto desempenho (Sharma et al., 2026)

A demanda por elastômeros de alto desempenho visa aprimorar vedações sob condições críticas (Surve *et al.,* 2024) e, como foco deste trabalho, conferir-lhes condutividade para facilitar inspeções *in loco*. Promissor para essa finalidade, o grafeno, estrutura bidimensional com alta condutividade e resistência 200 vezes superior à do aço, permite o desenvolvimento de nanocompósitos significativamente mais duráveis e funcionais (Yan *et al.*, 2016; Yu *et al*., 2020).

Desenvolvidos para conferir condutividade elétrica superior a compósitos elastoméricos, os negros de fumo condutivos, como o XC72 $1{,}7 \times 10^{1}$ S/m superam as cargas convencionais devido à sua maior área superficial (250 m²/g contra. 50 m²/g) e morfologia ramificada (Cabot Corporation, 2017, 2022). Essa estrutura facilita a formação de caminhos condutores na matriz elastomérica com menor teor de carga, evitando o prejuízo à processabilidade e às propriedades mecânicas provocado pelo excesso de negro de fumo convencional (Peidayesh *et al.,* 2024).

Nesse contexto, este trabalho investiga a preparação e a viabilidade do processamento de compósitos de borracha fluorada com grafeno e negro de fumo condutivo em equipamentos convencionais, visando à obtenção de condutividade elétrica no material.

## 2. METODOLOGIA

Os materiais que serão utilizados neste estudo, assim como os métodos de ensaios propostos serão abordados a seguir.

### 2.1. Materiais

#### 2.1.1 Perfluorelastômero

O perfluorelastômero (FFKM) que possui um sistema exclusivo por peróxido que não necessita de nenhum agente de cura, para que a cura seja realizada. Resultando uma faixa operacional significativamente mais ampla e resistência superior à deformação permanente por compressão do que qualquer outro perfluorelastomero. Ele oferece resistência química em diversos meios, incluindo ácidos, cetonas, aldeídos, ésteres, metanol, solventes, gases ácidos, hidrocarbonetos, vapor, água quente e fluxos de processos mistos, além de excelente resistência térmica.

Principais características (Solvay, 2014,Safety, 2024):

- Cor: Translúcido;
- Conteúdo de flúor: 95 %;
- Viscosidade Mooney (ML 1+10’ a 121 °C): 75 MU;
- Resistência térmica contínua: -10°C a 300 °C;
- Condutividade elétrica: $3{,}3 \times 10^{-10}$ S/m;

- Resistência química: Resistencia químicas em diversos meios, ácidos, cáusticos, cetonas, aldeídos, ésteres, éteres, metanol, solventes, gases ácidos, hidrocarbonetos, vapor, água quente e fluxos de processo mistos, além de excelentes resistência térmica;
- Gravidade específica: 2,05 g/cm³;
- Temperatura de cura: Pode ser processado entre 170 °C com pós-cura adicional a 290 °C por 8 horas.

2.1.2. Grafeno

O GP Graphene, fabricado pela 2DM, é um pó de grafeno obtido através do método de esfoliação. Este grafeno de uso geral é amplamente aplicado em compósitos, tintas, baterias, revestimentos e tintas condutivas, devido à sua alta condutividade elétrica e térmica, além de sua resistência mecânica (2D Materials, 2025).
Principais características (2D Materials, 2025):

- Aparência: Pó preto;
- Conteúdo de carbono: > 90 %;
- Área superficial específica: 90 m²/g;
- Densidade: 2,27 g/cm³;
- Tamanho lateral médio: 1 - 3 µm;
- Condutividade elétrica: $6{,}0x10^{5}$ - $10^{5}$ S/m (Tarhini; Tehrani-Bagha, 2023; Nwosu et al., 2021; Yin et al., 2025).

2.1.3. Negro de Fumo

O Negro de fumo convencional (também chamado de negro de carbono) é um tipo de negro térmico de granulação grossa utilizado principalmente como carga de reforço e pigmento. Ele aumenta a durabilidade, a resistência ao calor e a estabilidade dimensional de borrachas e plásticos (CANCARB, 2025)
Principais características (CANCARB, 2025):

- Negro de fumo: Convencional
- Aparência/cor: sólido, pó preto
- Número de iodo (NSA): 40 m²/g;
- Densidade: 1,80 g/cm³
- Tamanho de partícula: 38 - 42 nm;
- Área superficial: 40 - 45 m²/g;

2.1.4. Negro de Fumo Condutivo

O Negro de fumo condutivo é um material carbonáceo particulado, desenvolvido para conferir condutividade elétrica a compostos poliméricos. Possui alto nível de pureza e níveis baixos de extrato de solvente, teor de enxofre, teor de cinzas e resíduo de peneira (Cabot Corporation, 2017).
Principais características (Cabot Corporation, 2017):

- Negro de fumo: Condutivo;
- Densidade: 2,65 g/cm³
- Tamanho de partícula: ~30 nm;
- Área superficial: ~250 m²/g;
- Condutividade elétrica: $1{,}7x10^{1}$ – $7{,}4x10^{2}$ S/m (Abdollahi *et al*., 2025).

2.1.5. Peróxido

O peróxido orgânico atóxico à base de 2,5-Dimetil Hexano formulado para a reticulação e cura de polímeros indicado para a reticulação e cura de polímeros como fluorelastômeros e silicones (RETILOX,2026)

2.2. Produção do compósito

Na Tabela 1 apresenta as formulações do padrão e do compósito estudado.

**Tabela 1- Formulações do compósitos estudados.**

| Ingredientes | Quantidades, phr PADRÃO | Quantidades, phr 2G8F2FC |
|---|---|---|
| Elastômero FFKM | 100,00 | 100,00 |
| Negro de Fumo Condutivo | 0,00 | 8,20 |
| Negro de Fumo Convencional | 43,00 | 32,80 |
| WAX CARNAUBA | 1,50 | 1,50 |
| Grafeno | 0,00 | 2,00 |
| Peróxido | 1,50 | 1,50 |
| Total phr | 146,00 | 146,00 |

Fonte: Autor, (2026)

A Tabela 2 apresenta os tempos e a ordem de mistura dos materiais.

**Tabela 2. Tempo e ordem das matérias primas para a formulação dos compósitos.**

| | Ordem da adição dos materiais | Tempo da mistura em segundos PADRÃO |
|---|---|---|
| | ETAPA 1 | |
| 1 | Elastômero FFKM | 40 |
| 2 | Negro de Fumo Convencional | 90 |
| 3 | Negro de Fumo Convencional + Carnauba | 60 |
| 4 | Limpeza | 60 |
| 5 | Descarga (total) | 250 |
| | ETAPA 2 | |
| 1 | Compósito | 40 |
| 2 | Sistema de cura | 60 |
| 3 | Limpeza | 60 |
| 4 | Descarga (total) | 160 |
| | | **2G8F2FC** |
| | ETAPA 1 | |
| 1 | Elastômero FFKM | 40 |
| 2 | Negro de Fumo Convencional + Negro de fumo condutivo + Grafeno | 90 |
| 3 | Negro de Fumo Convencional + Carnauba | 60 |
| 4 | Limpeza | 60 |
| 5 | Descarga (total) | 250 |
| | ETAPA 2 | |
| 1 | Compósito | 40 |
| 2 | Sistema de cura | 60 |
| 3 | Limpeza | 60 |
| 4 | Descarga (total) | 160 |

Fonte: Autor, (2026)

No estudo, a produção do compósito foi avaliado pelo método de mistura direta em misturador fechado ( Haake) conforme ilustrado na Figura1.

**Figure 1- Etapas de produção do compósito com mistura direto em misturador fechado (HAAKE).**




Fonte: Autor, (2026)

A produção dos compósitos foi realizada, utilizando um reômetro de torque marca Haake Polylab OS, acoplado ao módulo câmara de misturas com rotores tangenciais (tipo Banbury), com capacidade de 78 cm³, temperatura inicial de 60 °C, rotação de 80 rpm e fator de enchimento de 70 %, em duas etapas, onde:
Etapa 1 - Produção dos compósitos sem o sistema de cura (peróxido), com o objetivo de evitar a pré-cura devido ao alto cisalhamento e tempo para incorporação e dispersão dos ingredientes, principalmente o negro de fumo convencional e negro de fumo condutivo e grafeno;
Etapa 2 - Após resfriamento dos compósitos produzidos na Etapa 1, foram processados novamente em Haake para adição do peróxido.

## 2.3. Caracterização dos compósitos

### 2.3.1 Análise Termogravimétrica (TGA)

A análise termogravimétrica foi realizada conforme a norma ASTM D6370-23, técnica utilizada para medir a variação de massa (perda ou ganho) envolvida em uma reação. Foi utilizado o equipamento TA Instruments TGA Discovery, com taxa de aquecimento de 10 °C/min, cadinho de platina, Forno EGA e faixa de temperatura de 30 °C até 900 °C, onde a 800 °C foi efetivada a troca de atmosfera de N2 para ar sintético.

O ensaio foi realizado no Instituto SENAI de Tecnologia em Química e Meio Ambiente, São Leopoldo/RS.

### 2.3.2 Determinação da Dureza Shore A

A Determinação da dureza Shore A foi realizada conforme norma ASTM D2240-15 (Reapproved 2021), em durômetro digital Shore A marca Bareiss, corpos de prova empilhados em 3 camadas, com auxílio de suporte para durômetro e tempo de leitura de 1 segundo.
A análise foi realizada para avaliação da dureza dos compósitos curados.
Nota: A/X/Y = A: indica o tipo de dureza; X: indica o valor médio de dureza; e Y: indica o tempo de leitura.

O ensaio foi realizado no Instituto SENAI de Tecnologia em Química e Meio Ambiente, São Leopoldo/RS.

2.3.3 Propriedades Elétricas

A avaliação da resistividade e condutividade foi realizada com base nas normas ASTM D257-14 e ASTM D4496-21, realizada em um eletrômetro Keithley 6517B com medição direta em 2 pontos (80-200VDC), tempo de leitura de 1 segundo, 300 medidas e corpos de prova em formato de barras de 120 x 15 mm.
De forma complementar, foi realizado o método de Staircase Forward Voltage Sweep para avaliar o comportamento dos compósitos com variação de tensão, partindo da polaridade inversa e finalizando na polaridade positiva.

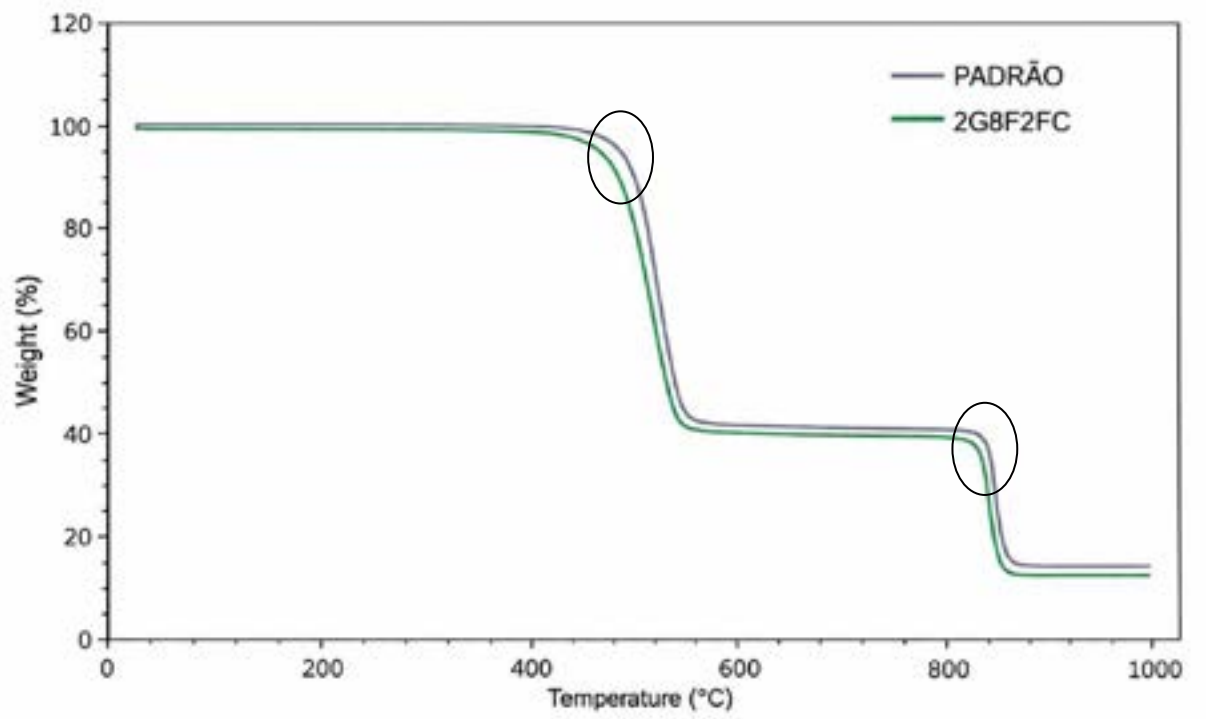
O ensaio foi realizado no Instituto FIRJAN, Rio de Janeiro.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise Termogravimétrica (TGA)

As curvas de TGA resultante do FFKM padrão e do teste 2G8F2FC são apresentados na Figura 2.

**Figure 2- Gráfico da TGA.**




Fonte: Autor, (2026)

Analisando o gráfico observa-se que o compósito com adição de grafeno e negro de fumo condutivo, não promoveram alterações significativas na estabilidade térmica do material, porque o negro de fumo condutivo e o grafeno não afetaram a cadeia polimérica. A maior perda de massa ocorre entre a temperatura de 470°C e 500°C perdas de massas muito semelhantes entre padrão e o 2G8F2FC. Um segundo evento ocorre na faixa de 820 a 850 °C em atmosfera oxidativa, relacionado à decomposição dos resíduos carbonáceos, também sem variações relevantes entre os sistemas analisados. O resíduo inorgânico final

(900°C) permanece próximo de 11,9 – 12,2% para os dois testes. Chen *et al*. (2022), que associam a degradação às nano cargas, que apresentam elevada condutividade térmica e são capazes de formar uma rede termicamente condutora junto às cadeias moleculares da borracha fluorada. Essa rede facilita a rápida transferência do calor externo para o interior do polímero, promovendo uma desintegração antecipada de sua estrutura.

3.2 Dureza Shore A

A Tabela 3 apresenta os resultados da análise da Dureza Shore A, do padrão como do compósito 2G8F2FC.

**Tabela 3- Dureza Shore A dos compósitos analisados.**

| Propriedade | Compósito | |
|---|---|---|
| | Padrão | 2G8F2FC |
| Dureza Shore A | 87,2 | 87,6 |
| Desvio padrão | 0,3 | 0,4 |

Fonte: Autor, (2026)

A dureza Shore A apresentou uma leve tendência de elevação na formulação 2G8F2FC.Essa propriedade se manteve estável , mesmo com a substituição parcial de 10,2 phr do negro de fumo convencional por um sistema híbrido de menor fração de negro de fumo condutivo (8,2 phr) e grafeno (2,0 phr), devido ao elevado efeito de reforço mecânico e à alta área superficil das nanocargas.. Essa nova combinação compensou a redução da carga tradicional ao restringir a mobilidade das cadeias poliméricas de FFKM e promover a formação de uma rede interconectada tridimensional. Comportamento análago foi relatado por La *et al.* (2018), que observaram um discreto aumento na dureza Shore A após a incorporação de grafeno em comparação à matriz pura. Em síntese, a substituição isotrópica de cargas manteve a rigidez e a flexibilidade do elastômero sem alterações significativas na dureza, assegurando a capacidade de estanqueidade macroscópica do material (Liu *et al.,* 2021).

3.3 Propriedades Elétricas

A Tabela 4 apresenta os resultados da análise da condutividade dos compósitos elastoméricos.

**Tabela 4- Tabela de condutividade dos compósitos.**

| Propriedade | Compósito | |
|---|---|---|
| | Padrão | 2G8F2FC |
| Condutividade, S/m | $3{,}3\times10^{-10}$ | $3{,}1\times10^{-4}$ |
| Desvio padrão | $2{,}1\times10^{-6}$ | $1{,}4\times10^{-5}$ |

Fonte: Autor, (2026)

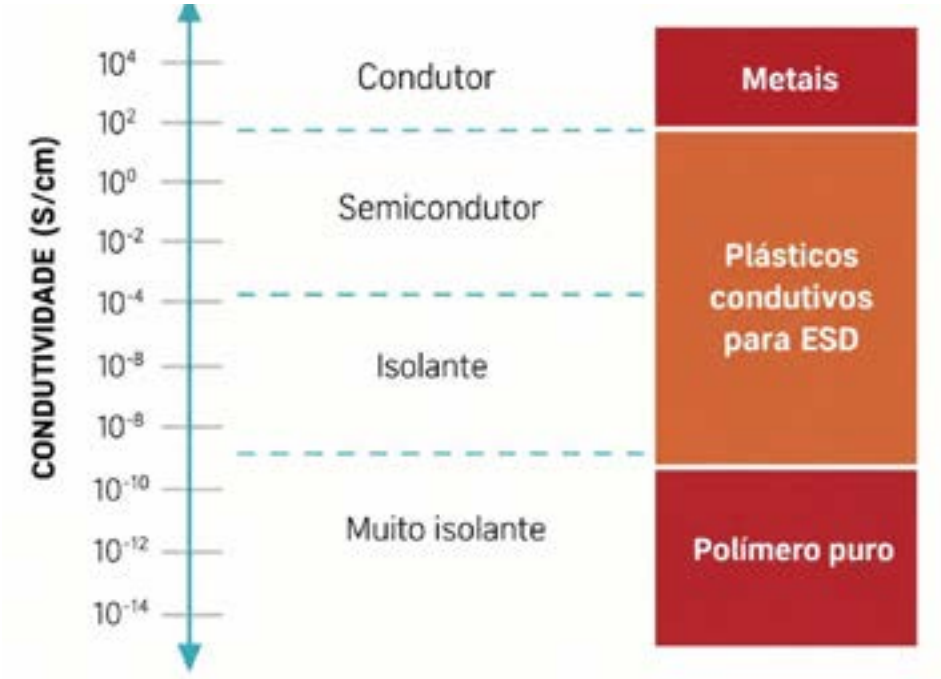
Esse aumento na condutividade elétrica era esperado em razão da incorporação de grafeno e negro de fumo condutivo à formulação, conforme evidenciado pelos resultados da Tabela 4. Abdollahi *et al.* (2025) constataram que a adição de apenas 1 phr de grafeno promove a formação de uma rede condutiva contínua, impulsionada pelo contato direto e

pela redução na distância entre as partículas. De forma análoga, Qin *et al.* (2020) alcançaram uma condutividade de 6,5x$10^{-4}$ S/m ao utilizar 2 phr de grafeno em compósitos similares.

Segundo a ficha técnica da Cabot Corporation (2023), o negro de fumo XC72 apresenta condutividade elétrica intrínseca de 1,7x$10^{1}$ S/m. Complementando essa informação, Russell *et al.* (2005) ressaltam que negros de fumo condutivos com condutividade na faixa de 3x$10^{0}$ S/m constituem uma alternativa viável para a obtenção de compósitos fluoroelastoméricos condutivos.

Como a matriz pura de FFKM apresenta caráter altamente isolante, com resistividade correspondente a uma condutividade de 3,3 × $10^{-10}$ S/m, os resultados obtidos demonstraram um ganho expressivo na formulação 2G8F2FC, atingindo 3,1 × $10^{-4}$ S/m (aumento de aproximadamente 6 ordens de magnitude). De acordo com os critérios definidos por Callister Jr. e Rethwisch (2020), esses valores permitem classificar o material resultante na categoria das borrachas condutoras ou semicondutores. Além disso, valores dessa ordem $10^{-4}$ S/m Figura 3 são consolidados pela literatura para compósitos elastoméricos condutivos com aplicação funcional (Ma *et al*., 2021; Cabot Corporation, 2017).

**Figure 3- Sistema de condutividade.**




Fonte: Cabot Corporation (2017)

A Figura 4 apresenta a ilustração esquemática de como o Negro de Fumo condutivo e o grafeno atuam dentro do polímero que atuam como caminhos preferenciais para a condução elétrica.

**Figure 4- Ilustração da Integrações dos materiais para a condutividade.**




Fonte: Autor, (2026).

Para garantir o alto desempenho elétrico e mecânico demonstrado no fluxo de corrente entre as camadas, a homogeneidade da mistura (alcançada no processamento em misturador fechado) desempenha um papel crítico. Uma dispersão homogênea evita a aglomeração excessiva do negro de fumo e a re-estocagem das folhas de grafeno, garantindo que o limite de percolação elétrica seja atingido em teores mais baixos de carga. Essa distribuição uniforme assegura a formação de uma rede condutiva contínua e tridimensional ao longo de toda a matriz de FFKM, minimizando pontos de concentração de tensão (*clusters*) e preservando a integridade estrutural e a flexibilidade do elastômero.

## 4. CONCLUSÕES

.

Pelos resultados obtidos, conclui-se que a modificação do perfluorelastômero (FFKM) com 2% em peso de grafeno e a substituição parcial pelo negro de fumo condutivo XC72 mostrou-se uma estratégia promissora. A abordagem promoveu a transição do material de um estado isolante para um elastômero com propriedades condutivas, alcançando um ganho de seis ordens de magnitude 3,1 × $10^{-4}$ sem comprometer sua estabilidade térmica (início de degradação em 470 °C) nem a dureza Shore A (aproximadamente 87). Embora tais resultados evidenciem o potencial do nanocompósito para o desenvolvimento de vedações inteligentes em ambientes industriais de alta exigência combinando integridade estrutural e a viabilidade de inspeção *in loco*, avaliações e testes adicionais mostram-se necessários para a plena validação do desempenho do material para uma futura transferência de tecnologia.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus orientadores pela orientação, disponibilidade e valiosas contribuições ao longo do desenvolvimento desta pesquisa. Agradeço também à empresa SERALL e ao CNPq pelo apoio e incentivo à pesquisa, fundamentais para a realização deste trabalho e para a divulgação de parte dos resultados obtidos.

.

## REFERÊNCIAS

[1] ASTM INTERNATIONAL. ASTM D6370-23: Standard Test Method for Rubber - Compositional Analysis by Thermogravimetry (TGA). West Conshohocken, PA: ASTM International, 2023.

[2] ASTM INTERNATIONAL. ASTM D257-14 (Reapproved 2021): Standard test methods for DC resistance or conductance of insulating materials. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021.

[3] ASTM INTERNATIONAL. ASTM D4496-21: Standard test method for dielectric breakdown voltage of insulating materials using spherical electrodes. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021.

[4] ASTM INTERNATIONAL. ASTM D2240-15 (Reapproved 2021): Standard test method for rubber property - durometer hardness. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021.

[5] 2D MATERIALS PTE LTD. GP Graphene Powder (10–500 Grams). Disponível em: https://e2-materials.com/product/gp-graphene-powder-10-500-grams/. Acesso em: 4 jun. 2025.

[6] ABDOLLAHI, F. et al. Unraveling of electrical conductivity for nanocomposites containing carbon black: a new insight into tunneling resistance. **Scientific Reports**, v. 15, art. 43554, 2025. DOI: 10.1038/s41598-025-27527-3.

[7] CABOT CORPORATION. Vulcan XC72 – Negro de carbono condutivo: ficha técnica. Cabot Brasil, 2017. Disponível em: https://www.cabotcorp.com.br/-/media/files/product-datasheets/datasheet-vulcan-xc72pdf.pdf. Acesso em: 27 set. 2026.

[8] CALLISTER JR., William D.; RETHWISCH, David G. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020. ISBN 978-8521637288.

[9] CANCARB, Folha de dados segurança Carbon Black 2025 Disponível em: https://cancarb.com/wp-content/uploads/CANCARB_SDS_PORTUGUESE.pdf. Acesso em: 21 jul. 2026.

[10] DETALHES que matam. **Superinteressante**, 2021. Disponível em: https://super.abril.com.br/historia/detalhes-que-matam/. Acesso em: 28 set. 2026.

[11] CHEN; et al. Enhancing the mechanical properties of fluororubber through the formation of crosslinked networks with aminated multi-walled carbon nanotubes and reduced graphene oxides. **Composites** Part C: OpenAccess,v.7,p.100245,2022.DOI: https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2022.100245

[12] KORZENIOWSKI, Stephen H.; BUCK, Robert C.; NEWKOLD, Robin M.; KASSMI, Ahmed El; LAGANIS, Evan; MATSUOKA, Yasuhiko; DINELLI, Bertrand; BEAUCHET, Severine; ADAMSKY, Frank; WEILANDT, Karl. A critical review of the application of polymer of low concern regulatory criteria to fluoropolymers II: fluoroplastics and fluoroelastomers. Integrated Environmental Assessment And Management, [S.L.], v. 19, n. 2, p. 326-354, 2022. http://dx.doi.org/10.1002/ieam.4646.

[13] LA, Duong Duc et al. A new approach of fabricating graphene nanoplates@natural rubber latex composite and its characteristics and mechanical properties. **C, Basel**, v. 4, n. 3, art. 50, 2018. DOI: 10.3390/c4030050.

[14] LEE, Pyoung-Chan; KIM, Su Young; KO, Youn Ki; HA, Jin Uk; JEOUNG, Sun Kyoung; LEE, Ju-Yub; KIM, Minsu. Durability and Service Life Prediction of Fluorocarbon Elastomer under Thermal Environments. Polymers, [S.L.], v. 14, n. 10, p. 2047,2022. MDPI AG. http://dx.doi.org/10.3390/polym14102047.

[15] LIU, Mufeng; CATALDI, Pietro; YOUNG, Robert J.; PAPAGEORGIOU, Dimitrios G.; KINLOCH, Ian A.. High-performance fluoroelastomer-graphene nanocomposites for advanced sealing applications. Composites Science And Technology, [S.L.], v. 202, p. 108592, 2021. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2020.108592.

[16] MA, Shufei et al. A high-performance, thermal and electrical conductive elastomer composite based on $Ti_3C_2$ MXene. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Amsterdam, v. 145, p. 106292, 2021. DOI: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106292

[17] PEIDAYESH; et al. Electroconductive rubber composites based on SBR containing carbon black, graphite, and their mixtures: electrical conductivity changes during cyclic deformation. **Engineering Proceedings,**

**Basel**, v. 79, n. 1, p. 91, 2024. Proceedings of the Sustainable Mobility and Transportation Symposium 2024, Győr, Hungary, 14–16 Oct. 2024. DOI: 10.3390/engproc2024079091.

[18] QIN; et al. Enhanced mechanical property, thermal and electrical conductivity of natural rubber/graphene nanosheets nanocomposites. **Polymer Composites**, v. 41, n. 4, p. 1299–1309, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1002/pc.25455. Acesso em: 24 setembro 2026.

[19] SAFETY Data Sheet. TECNOFLON PFR 95HT. 2024 Disponível em: https://www.m-cor.com/wp-content/uploads/2025/11/39346_TECNOFLON-PFR-95HT_US_EN_VC.pdf. Acesso em: 21 jul. 2026.

[20] SHARMA, Sachin Kumar; MILADINOVIć, Slavica; SHARMA, Lokesh Kumar; GAJEVIć, Sandra; SHARMA, Yogesh; SHARMA, Mohit; ČUKIć, Stefan; STOJANOVIć, Blaža. Graphene/CNT Nanocomposites: processing, properties, and applications. Nanomaterials, [S.L.], v. 16, n. 2, p. 100, 2026. MDPI AG. http://dx.doi.org/10.3390/nano16020100.

[21] SOLVAY Technical Data Sheet. TECNOFLON PFR 95HT. 2014 Disponível em: https://www.solvay.com/sites/g/files/srpend616/files/2018-10/Tecnoflon-PFR-95HT_EN-v2.1_0.pdf. Acesso em: 21 jul. 2026.

[22] YU, Wang; LI Sisi; Yang Haiyan; Luo Jie. Progress in the functional modification of graphene/graphene oxide: A review. **RSC advances**, v. 10, n. 26, p. 15328-15345, 2020.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# VEÍCULOS DIDÁTICOS E DE USO RESTRITO PARA UTILIZAÇÃO NA REGIÃO LITORÂNEA

Jorge Pimentel de Morais - Autor [1]
Lucas Melo Machado - Autor [2]
Marçal Rodrigues Pires - Orientador [3]
Vicente Mariano Canalli - Orientador [4]

**RESUMO**

Veículos elétricos de uso restrito são meios de transporte movidos a eletricidade que devido às suas características técnicas de velocidade, potência e segurança, não são destinados ao tráfego em vias públicas de trânsito rápido ou rodovias. Estes veículos em teoria podem ser projetados para um trajeto definido. Já os veículos elétricos didáticos consistem de plataformas, *kits* ou modelos em escala reduzida, desenvolvidos especificamente para o ensino, treinamento e aprimoramento técnico. Este artigo visa justificar a aplicação facilitada destes veículos em planícies da região litorânea, com menor fluxo de veículos e disponibilidade farta de energia solar fotovoltaica e eólica, agregando ainda a possibilidade de utilização da energia das marés. Na aplicação destes veículos, a poluição indireta gerada é mínima. Abre-se assim, um espaço para atuação no campo da Engenharia com foco na multidisciplinaridade, buscando incentivar a criatividade e o devido compromisso de priorização da segurança elétrica e mecânica. Também há espaço para o desenvolvimento de acessórios de baixo custo que atendam a legislação, como por exemplo a sinalização pontual. O incremento sensível das distâncias percorridas pelos veículos citados, se dá em função das menores potências de acionamento, o que também simplifica os veículos, proporcionando inclusive espaço para aplicação de baterias com menor densidade energética.

**Palavras Chave -** Veículos elétricos, veículos didáticos, região litorânea, circulação restrita, assistência a pedal.

[1] Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil
[2] Materials Engineering Master, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil
[3] Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.
[4] Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

Ainda, os gastos de energia podem ser mínimos com a utilização da técnica de pedal assistido. Este último, confirma a garantia de uma maior autonomia, para a mesma energia gerada, proporcionando ainda incentivo ao exercício físico e à saúde.

# EDUCATIONAL AND RESTRICTED-USE VEHICLES FOR USE IN COASTAL REGIONS

Jorge Pimentel de Morais - Author (1)
Lucas Melo Machado - Author (2)
Marçal Rodrigues Pires - Adviser (3)
Vicente Mariano Canalli - Adviser (4)

**ABSTRACT**

Restricted-use electric vehicles are means of transportation powered by electricity that, due to their technical characteristics of speed, power, and safety, are not intended for traffic on public highways or expressways. These vehicles can theoretically be designed for a defined route. Educational electric vehicles, on the other hand, consist of platforms, kits, or reduced-scale models developed specifically for teaching, training, and technical improvement. This article aims to justify the facilitated application of these vehicles in coastal plains, with lower traffic flow and abundant availability of photovoltaic and wind solar energy, also adding the possibility of using tidal energy. In the application of these vehicles, the indirect pollution generated is minimal. This opens up a space for Engineering to act with a focus on multidisciplinary, seeking to encourage creativity and the necessary commitment to prioritizing electrical and mechanical safety. There is also room for the development of low-cost accessories that comply with legislation, such as point-of-use signaling. The significant increase in distances traveled by the aforementioned vehicles is due to lower drive power, which also simplifies the vehicles, even providing space for the application of batteries with lower energy density. Furthermore, energy consumption can be minimal with the use of pedal-assist technology. This last feature confirms the guarantee of greater autonomy for the same energy generated, also encouraging physical exercise and health.

## 1.INTRODUÇÃO

Este artigo apresenta a região litorânea brasileira como um cenário otimizado para a aplicação de veículos propelidos a eletricidade de circulação restrita e didáticos [1-9]. Considera-se esta, uma iniciativa pioneira. Como aspectos importantes desta aplicação tem-se além da topografia plana, a sazonalidade e baixas densidades demográficas comuns a estas localidades. A topografia plana colabora com menores exigências de potência o que diretamente influi no custo do veículo e de suas baterias. Até mesmo a comum ausência de postos de combustível pode ser minimizada mediante a utilização de fontes de energia renováveis como a solar e eólica fartamente disponíveis em tais regiões, devido à intensa incidência de ventos e irradiação solar e nestas regiões. Estações de recarga simples podem facilitar a recarga de tais veículos. Os referidos veículos podem servir como fontes de renda e trabalho, permitindo o acesso à novas tecnologias e o seu desenvolvimento. A partir do conhecimento de tais veículos simples é possível incentivar cursos e serviços de manutenção, bem como destinados a condução de tais veículos. Neste ponto os veículos didáticos [5] são

importantes como ferramentas de ensino e desenvolvimento de metodologias destinadas ao projeto de veículos de uso restrito melhor elaborados, colocando ao alcance de interessados e usuários o acesso a esta tecnologia. O registro de tais veículos pode contribuir para o regramento do trânsito, desenvolver estudos de caso e competências, transporte de cargas e de pessoas. Até mesmo benefícios a saúde são possíveis com a aplicação de veículos a pedal assistido

## 2. CARACTERIZAÇÃO DOS VEÍCULOS ELÉTRICOS DE USO RESTRITO E DIDÁTICOS

Os seres humanos desenvolveram o instinto pela mobilidade, em função da busca por alimentos, água e abrigo. Com o advento da roda e dos veículos terrestres à propulsão humana e animal, a mobilidade tomou um impulso, que foi otimizado pela mecanização trazida pela Revolução Industrial. Desde então os veículos terrestres evoluíram a tal ponto, que nos dias de hoje são chamados de plataformas tecnológicas.
Para tanto, devem cumprir os Requisitos Legais e Normativos estabelecidos pelas exigências descritas a seguir:

### 2.1 – Requisitos legais

Os requisitos legais são fundamentados na Constituição da República Federativa do Brasil [10] e especialmente no Código de Trânsito Brasileiro [11] como segue:

#### 2.1.1. Constituição da República Federativa do Brasil:

A Constituição da República Federativa do Brasil estabelece:
No Título II – Dos Deveres e Garantias Fundamentais, Capítulo I – Dos Direitos e Deveres Individuais e Coletivos Artigo 5 estabelece que:
II – ninguém será obrigado a fazer ou deixar de fazer alguma coisa senão em virtude de lei (Princípio da Legalidade).
No Título III – Da Organização do Estado, Capítulo I – Da Organização Político-Administrativa
Artigo 22 afirma que compete privativamente à União legislar sobre:
IX – diretrizes da política nacional de transportes;
XI – trânsito e transportes;
No Título IV – Da Organização dos Poderes, Capítulo I – Do Processo Legislativo Subseção III Das Leis

#### 2.1.2 Código de Trânsito Brasileiro - CTB

A Lei 9.503 de 23 de setembro de 1997, institui o Código de Trânsito Brasileiro, cujos capítulos pertinentes são:
Capítulo III – DAS NORMAS GERAIS DE CIRCULAÇÃO E CONDUTA
Capítulo IX – DOS VEÍCULOS
Por uma questão pedagógica, convém citar a Seção II do Capítulo IX – Da Segurança dos Veículos:
*Artigo 103. O veículo só poderá transitar pela via quando atendidos os requisitos e condições de segurança estabelecidos neste Código e em normas do CONTRAN*.
Na regulamentação da Lei 9.503/97 [11], tem-se a *Resolução CONTRAN 996 de 15 de junho de 2023 – Dispõe sobre o trânsito em via pública, de ciclomotores, bicicletas elétricas e equipamentos e equipamentos de mobilidade individual autopropelidos. [12]*
Já a *Resolução CONTRAN 993, de 15 de junho de 2023 – Estabelece os equipamentos obrigatórios para a frota de veículos em circulação e relaciona o índice de regulamentações sobre segurança veicular aplicáveis.*

### 2.2. Requisitos normativos

Como requisitos normativos destaca-se a *Norma Técnica ABNT 13.776:2021 – Veículos rodoviários automotores, seus rebocados e combinados – Classificação* [13]. Já o *Regulamento (EU) 168/2023 DO PARLAMENTO EUROPEU E DO CONSELHO de 15 de janeiro de 2023* [14], permite adicionar contribuições importantes.

2.3. Letramento automotivo

O letramento automotivo é um conhecimento multidisciplinar que envolve o uso correto de terminologias, Códigos, Leis e Normas Técnicas que se relacionam aos veículos automotores terrestres. A análise crítica das terminologias utilizadas no Código de Trânsito Brasileiro [11] quando classifica os veículos, revela muitas inconsistências conceituais, como por exemplo, no seu Capítulo IX – DOS VEÍCULOS – Seção I – Disposições Gerais:

*Artigo 96. Os veículos classificam-se em:*
*I – quanto à tração*
*a. automotor;*
*b. elétrico;*
*c. de propulsão humana;*
*d. de tração animal;*
*e. reboque ou semi-reboque*

No caso, o termo tração está empregado de forma inadequada, tendo em vista que claramente se refere à propulsão. Já o termo automotor, cujo significado é mover-se por meios próprios, envolve também os elétricos. Oportuno lembrar o conceito de veículo automotor estabelecido no próprio CTB [11], em seu Anexo I – Dos conceitos e definições:

*VEÍCULO AUTOMOTOR - todo veículo a motor de propulsão que circule por seus próprios meios, e que serve normalmente para o transporte viário de pessoas e coisas, ou para a tração viária de veículos utilizados para o transporte de pessoas e coisas. O termo compreende os veículos conectados a uma linha elétrica e que não circulam sobre trilhos (ônibus elétrico).*

Ainda se falando em mover-se por meios próprios, a Resolução CONTRAN 996/23 [12], traz o termo equipamento de mobilidade individual autopropelido como tendo a mesma característica, de mover-se por meios próprios.

Ocorre que os ciclomotores e as bicicletas elétricas também são autopropelidos, como os demais veículos automotores terrestres.

Ainda na Resolução 996/23 [12]

Art. 2º Para efeitos desta Resolução, define-se:

*§ 5º É permitido o transporte de um passageiro, em dispositivo adequado previsto pelo fabricante, nos equipamentos de mobilidade individual autopropelidos que se assemelham a bicicletas com acelerador.* Questiona-se então, como é permitido o transporte de um passageiro, se estamos tratando de equipamentos de mobilidade individual.

Concluindo, este trabalho evidencia a seguir as omissões legislativas, bem como inconsistências conceituais, seja no âmbito Legal quanto na esfera Normativa.

No que tange ao letramento automotivo, a lacuna legislativa criada na Lei 9503/97 [11] bem como na Resolução CONTRAN 996/23 [12] e na Resolução CONTRAN 993/23 [13] quando omitem os veículos TRICICLETA e QUADRICICLETA, a Norma Técnica ABNT 13776:2021 [xx], no seu Item 2 – Termos e Definições – conceitualiza CICLO (Categoria L1 – Item 3.1.2) como sendo um veículo COM PELO MENOS DUAS RODAS, o que permite pensar em ciclos com três e quatro rodas.

Na mesma linha de raciocínio que tratam os TRICICLOS e QUADRICICLOS, deveriam citar as TRICICLETAS e QUADRICICLETAS.

Esta omissão se repete no Regulamento (EU) 168/2023 DO PARLAMENTO EUROPEU E DO CONSELHO de 15 de janeiro de 2023 [XX], no seu ARTIGO 4 – CATEGORIA DE VEÍCULOS, quando fala que a CATEGORIA L inclui veículos de DUAS, TRÊS ou QUATRO RODAS, a partir da CATEGORIA L1, mas não cita as TRICICLETAS e QUADRICICLETAS nas respectivas subcategorias.

3. RELAÇÃO COM AS ENERGIAS RENOVÁVEIS e TENOLOGIA DE MATERIAIS

A relação dos veículos propelidos a eletricidade de uso restrito e didático com as energias renováveis é indiscutível. Tendo em vista as baixas potências e a possibilidade de utilização urbana são perfeitamente compatíveis com a utilização de tais energias para o seu deslocamento. Energias como a solar, das marés e eólica podem produzir eletricidade com o desenvolvimento de pequenas estações de recarga. A presença de águas salinas pode ser um

incentivo ao desenvolvimento de materiais leves e resistentes a corrosão para aplicação em tais veículos. No futuro a farta disponibilidade do cloreto de sódio, pode alavancar o desenvolvimento de novas baterias para o armazenamento de energia. Processos de reciclagem também podem ser o foco da tecnologia de matérias de forma a preservar o meio ambiente.

## 4. ENTRAVES LEGAIS E NORMATIVOS DOS VEÍCULOS DIDÁTICOS E DE USO RESTRITO

Atualmente existem grandes entraves legais e normativos, quanto à utilização de veículos didáticos e de uso restrito em via pública. O estabelecimento de normas de circulação tem sido uma das dificuldades dos órgãos de trânsito, seja por motivos técnicos ou até mesmo políticos e de interesse comercial. Aspectos fundamentais ainda pendentes iniciam na identificação do veículo e terminam na competência e experiência do condutor, conhecimento de leis. A comunidade se ressente de cursos de formação voltados ao desenvolvimento de competências técnicas e legais o que tange a mobilidade elétrica, aspectos técnicos de segurança, meio ambiente, reciclagem, desenvolvimento de estruturas viárias e dispositivos e acessórios aplicáveis a estes veículos que permitem o transporte de cargas e de pessoas.

## 5. IMPORTÂNCIA DO REGISTRO DE VEÍCULOS DIDÁTICOS E DEDICADOS

Torna-se importante na atualidade, abordar gargalos de ordem multidisciplinar, que podem auxiliar no desenvolvimento integrado de veículos didáticos e dedicados aos recursos renováveis. Gargalos como fontes de energia, manutenção, segurança e custos tem sua solução simplificada na medida em que que a potência de tais veículos diminui em função do cenário de aplicação. Estabelecer aspectos como finalidade, restrição de percurso – data – hora – dia – mês ou sazonalidade é primordial na aplicação de veículos didáticos e de circulação restrita. O estabelecimento de normas de circulação, definição do perfil do condutor, responsabilidade técnica, critérios para o condutor, formação para a condução são não menos importantes neste tema. Aspectos técnicos como sinalização, iluminação, instrumentos, pedal assisitido e itens de segurança, podem ser estabelecidos a partir do registro do veículo. A placa de identificação pode incluir além da restrição de vias de percurso, potência, velocidade máxima, presença de pedal assistido, nichos de aplicação, nome da cidade e finalidade dos veículos. No caso dos veículos didáticos e de uso restrito é importante referenciar o espaço de pesquisa e além de uma responsabilidade técnica e capacitação do condutor.

## 6. ESPAÇO DE ATUAÇÃO PROFISSIONAL DA ENGENHARIA BRASILEIRA

Ao se analisar os veículos elétricos de baixa potência disponibilizados no comércio, depara-se na maioria das vezes, com a ausência de dispositivos de sinalização e iluminação. Este fato torna estes veículos menos adaptáveis às regras de trânsito pelo fato de serem tecnicamente limitados à condução. O desenvolvimento de dispositivos deste tipo, são propostos em []. A ideia é tornar acessíveis tais equipamentos para que possam contribuir com a segurança de passageiros e transeuntes em via pública

A vocação da Engenharia Brasileira é desenvolver dispositivos econômicos para o benefício da população. Um dos fatos que advém da responsabilidade técnica é o cumprimento dos aspectos legais e normativos relacionados a aplicação pleiteada. O teor multidisciplinar envolvido na mobilidade elétrica deve levar em conta o fato de que para que a mesma seja desenvolvida, o engenheiro possa além de atuar no desenvolvimento do veículo, sugerir alternativas e cenários vantajosos de aplicação. A população se ressente de regras para a mobilidade elétrica. Acidentes em geral são o resultado de um trânsito caóticos especialmente de veículos pequenos, sem uma análise prévia de suas características e sem orientações claras de circulação tanto de parte das autoridades, como de pedestres e condutores utilizadores ou não. O perfil econômico dos utilizadores inviabiliza a aquisição e uso de tais veículos que normalmente são caros. Quando adquiridos os veículos propelidos a eletricidade mais simples, não passam pela avaliação de um profissional antes de circular e tampouco tem um registro adequado para o conhecimento de suas características e seu regramento no trânsito. Da mesma forma, não se dá a devida importância formação dos condutores e tampouco se conhece regras de dirigibilidade em veículos com pedal assistido. Pequenos

veículos disponibilizados em geral, não possuem sequer dispositivos de sinalização, iluminação e eventualmente de segurança. Embora possam ser utilizados não obedecem a uma programação ou restrição de percurso. Algumas cidades, não dispõe sequer de postos de combustível, embora com um farto potencial para a aplicação de energias renováveis. Os veículos são adquiridos prontos, sequer sofrem ou passam pela avaliação de profissionais de engenharia nas etapas de projeto e aplicação. A proposta de aplicação e circulação de veículos de uso restrito e didáticos sob responsabilidade técnica, pode ser o início de uma transição para a mobilidade elétrica consciente e um avanço no desenvolvimento de veículos mais simples e seguros, acessíveis à população.

## 6. PROPOSTA PARA ELETROMOBILIDADE DIDÁTICA E DE USO RESTRITO NO LITORAL

Neste item são descritos os anacronismos legais e normativos no que diz respeito aos veículos elétricos propelidos a eletricidade didáticos e de uso restrito. Algumas sugestões são propostas e passos de uma metodologia, que visa sensibilizar os órgãos e autarquias de trânsito são apresentados., A ideia é de promover com vantagens técnico-sociais a circulação de veículos elétricos de uso restrito e didáticos em pequenas localidades do litoral brasileiro.

### 6.1. Discussão dos principais anacronismos legais e normativos

A análise cronológica da classificação dos veículos, sob o ponto de vista Legal, reflete um anacronismo técnico, bem como de ordem normativa.
Dos elementos conceituais utilizados, até mesmo uma total desatualização das políticas públicas em uso nos diversos países, como por exemplo o Regulamento (UE) 168/2013 do Parlamento Europeu e do Conselho [15], quando em seu Capítulo X fala sobre *VEÍCULOS PRODUZIDOS EM PEQUENAS SÉRIES,* Artigo 42 no Item 2, que *os Estados Membros podem isentar o tipo de veículos a que se refere o número 1 da aplicação de um ou mais requisitos substantivos previstos num ou mais atos delegados enumerados no Anexo II - (LISTA COMPLETA DE REQUISITOS PARA EFEITO DA HOMOLOGAÇÃO DE UM VEÍCULO) – desde que tenham estabelecido os correspondentes requisitos alternativos.*
Este Anexo II do Regulamento (UE) 168/2013 [15] corresponde ao Anexo II da Resolução CONTRAN 993/23 [13] – *ÍNDICE DAS RESOLUÇÕES – REQUISITOS TÉCNICOS GERAIS DE CONSTRUÇÃO DE VEÍCULOS.*
Já a Norma Técnica ABNT NBR 13776:2021 [14], em seu Item 3.1.9 – *Exceções*, cita que todos os requisitos aplicáveis aos veículos da *Categoria L – Veículos motorizados com até quatros rodas*, conforme 3.1.2 a 3.1.8 ( da Categoria L1 – Veículos motorizados de duas rodas até a Categoria L7 – Quadriciclo pesado) NÃO SE APLICAM AOS VEÍCULOS:
a) com velocidade máxima de projeto de 6 km/h;
h) com *pedalagem* assistida, equipados com um motor elétrico auxiliar com uma potência nominal máxima contínua menor ou igual a 350W, cuja alimentação seja interrompida, caso o ciclista pare de pedalar, e seja reduzida progressivamente e finalmente interrompida antes de a velocidade do veículo atingir 25 km/h.

### 6.2. Sugestão de alterações em aspectos legais

Conforme evidenciado no Item anterior, o anacronismo legislativo tem como consequência um atraso nos patamares tecnológicos, criando entraves ao uso de novas tecnologias, totalmente alinhadas a eficiência energética e ao uso do solo, contribuindo na melhora dos cenários urbanos.
Assim sendo, sua flexibilização se impõe, ainda mais tendo em vista o elemento conceitual trazido no Regulamento (UE) 168/2013, trata-se de *VEÍCULOS DE PEQUENAS SÉRIES.*

### 6.3. Sugestão de alterações em aspectos normativos

A Norma Técnica ABNT NBR 13776:2021 [14] foi baseada no Regulamento (UE) 168/2013 [15], mas de forma bastante simplificada, quando omite OS VEÍCULOS PRODUZIDOS EM PEQUENAS SÉRIES, bem como as TRICICLETAS E QUADRICICLETAS, e sua repercussão, quando permite que *os Estados Membros podem isentar o tipo de veículos a que se refere o número 1 da aplicação de um ou mais requisitos substantivos previstos num*

*ou mais atos delegados enumerados no Anexo II - (LISTA COMPLETA DE REQUISITOS PARA EFEITO DA HOMOLOGAÇÃO DE UM VEÍCULO) – desde que tenham estabelecido os correspondentes requisitos alternativos.*



(a) *tricicleta* [6] (b) *quadricicleta* [16]

**Figura 1:** *Veículos propelidos a eletricidade e pedal derivados da bicicleta*

Assim sendo, basta que se adote a mesma linha de raciocínio, no Anexo II da Resolução CONTRAN 993/23 [13], bem como na Resolução CONTRAN 996/23 [12], no sentido de permitir a circulação restrita dos veículos descritos neste trabalho.

6.4. Resumo da metodologia proposta

Em resumo, a proposta deste trabalho consiste em revisar os elementos conceituais vigentes, tanto legais como normativos, no sentido de atualizar o patamar tecnológico veicular, conceitualizando novos tipos de categorias, bem como sua aplicação, adequando-os aos conceitos de eficiência energética, mobilidade sustentável e o uso otimizado dos espaços públicos urbanos.

7. ESTUDO DE CASO PROPOSTO

Neste item é descrito um estudo de caso, envolvendo um veículo da categoria dos ciclos e de uso restrito. Ao final uma metodologia é proposta para o encaminhamento dos pleitos.

7.1. Veículos elétricos envolvendo a categoria dos ciclos

Dentre os protótipos idealizados no ECPC-VC está a *tricicleta elétrica*, veículo elétrico dedicado cujo objetivo inicial seria transitar em vias secundárias e planas na região metropolitana, entre a universidade e um condomínio de inúmeros moradores. A trajetória e inclinações percentuais são ilustrados no levantamento topográfico da figura 2.



(a) Ida ao condomínio à universidade (b) Retorno da universidade ao condomínio

**Figura 2:** Levantamento da trajetória percorrida pela *tricicleta*

As principais vantagens dos ciclos elétricos assistidos são:

a) Incentivo ao exercício físico e à saúde pela presença do pedal assistido
b) Auxílio ao ciclista em aclives
c) O incremento sensível das distâncias percorridas pelo ciclista

e) Menores despesas com estacionamento e garagem
f) Isenção de impostos
g) Isenção de seguro
h) Mínima poluição indireta gerada
i) Gastos de energia mínimos com o deslocamento
j) Garantia de uma maior autonomia para a mesma energia gerada
k) Compatibilidade com energias alternativas
l) Capacidade de regeneração via *KERS – Kinetic Energy Recovery Systems*
m) Condução mais simples
n) Praticidade com abastecimento na garagem da residência
o) Independência do usuário, em relação ao carro e ao transporte urbano
p) Mobilidade urbana facilitada
q) Menores despesas com manutenção
r) Grandes privilégios na aplicação em face das planícies litorâneas brasileiras

7.2. Metodologia sugerida para circulação em via pública nas regiões litorâneas

Os passos da metodologia sugeridos, que visam promover a circulação de veículos elétricos de uso restrito e didáticos nas regiões litorâneas são vistos na figura 3:

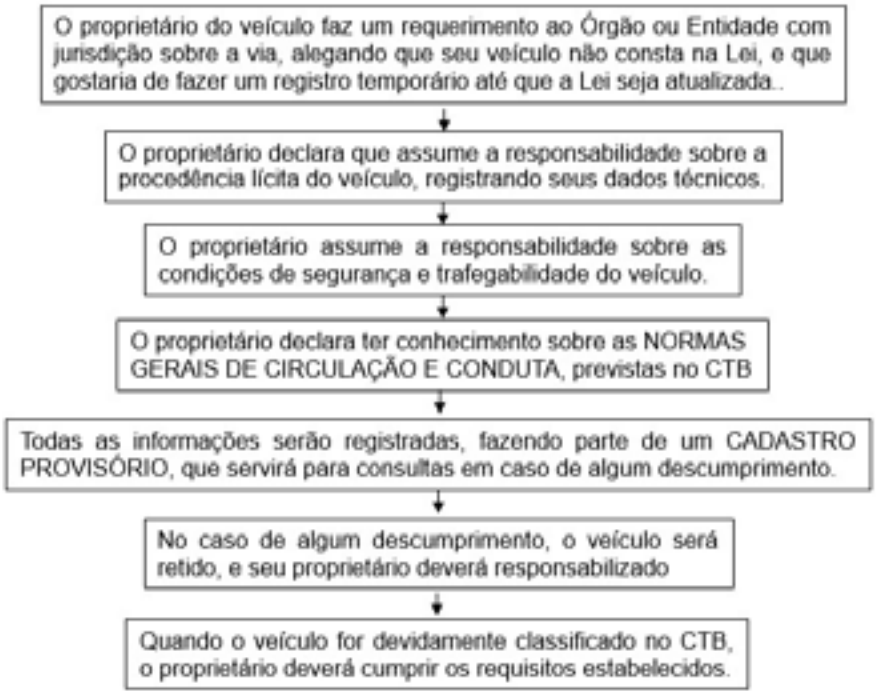



**Figura 3:** Diagrama com os passos sugeridos para circulação em regiões litorâneas

## CONCLUSÃO

Este artigo apresenta a região litorânea brasileira como um cenário otimizado para a aplicação de veículos propelidos a eletricidade de circulação restrita e didáticos. Buscou-se os conceitos de veículos auto propelidos a eletricidade de uso restrito e didáticos. A partir do conhecimento de tais veículos simples é possível incentivar cursos e serviços de manutenção, bem como destinados a condução de tais veículos. Neste ponto os veículos didáticos são importantes como ferramentas de ensino e desenvolvimento de metodologias destinadas ao projeto de veículos de uso restrito melhor elaborados, colocando ao alcance de interessados e usuários o acesso a esta tecnologia. O registro de tais veículos pode contribuir para o regramento do trânsito, desenvolver estudos de caso e competências, transporte de cargas e de pessoas. Até mesmo benefícios a saúde são possíveis com a aplicação de veículos a pedal assistido. Também foi discutido o fato de que os veículos elétricos propelidos a eletricidade de uso restrito e didáticos são perfeitamente compatíveis com as energias renováveis fartamente

disponibilizadas na região em pauta. Entraves legais e normativos são analisados incluindo a importância do registro de tais veículos considerados diferenciados, até mesmo por sua condução a cargo de pessoal com formação técnica e com o conhecimento das leis de trânsito. Neste quesito destaca-se um farto espaço de atuação multidisciplinar da Engenharia brasileira. Finalmente foram descritos os anacronismos legais e normativos no que diz respeito aos veículos elétricos propelidos a eletricidade didáticos e de uso restrito. Algumas sugestões são propostas, incluindo os passos de uma metodologia, que visa sensibilizar os órgãos e autarquias de trânsito são apresentados. A ideia é de promover com vantagens técnico-sociais a circulação de veículos elétricos de uso restrito e didáticos em pequenas localidades do litoral brasileiro.

## AGRADECIMENTO

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer, pelo incentivo às iniciativas.

## REFERÊNCIAS

[1] PICCINI R.A., DE MORAIS J.P., VELASQUEZ E.V.L., MACHADO L.M., PIRES M.R., DE LIMA J.C.M., CANALLI V.M., Protótipo para Aquisição de Dados de Conjugado Mecânico do Chassis, RENOMAT 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2023.

[2] PICCINI R.A., DE MORAIS J.P., DE LIMA J.C.M., CANALLI V.M., Sistema GPS Incorporado ao Teste de Chassi de Quadriciclo Didático, RENOMAT 13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2024.

[3] DE AZEREDO N.L., MELO C.R., DUARTE H.L.N., MACHADO L.M., MARCHIORI M.C., CABRAL H.G., DE MORAIS J.P., DE LIMA J.C.M, CANALLI.V.M., Projeto Guarda-Chuva e Protótipo de Veículo Elétrico**,** RENOMAT 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2023.

[4] DE MORAIS J.P., DOS SANTOS G.M., BELLANCA E.T., MACHADO L.M., MARCHIORI M.C., BASTOS P.W.S., FRAGA V.C.S., CANALLI V.M., Veículos Propelidos a Eletricidade, RENOMAT 12th International Conference on Materials and. Processes for Renewable Energies, 2023.

[5] DE MORAIS J.P., RAMBO C.E.B., MACHADO L.M., PIRES M.R., CANALLI V.M., Importância da Anexação da Espécie Veículo Didático à Classificação do Artigo 96 do Código de Trânsito Brasileiro, RENOMAT 14th International Conference on Materials and. Processes for Renewable Energies, 2025.

[6] DE MORAIS J.P., RAMBO C.E.B., MACHADO L.M., PIRES M.R., CANALLI V.M., Lacuna Legislativa Relacionada à *Tricicleta* Elétrica com Pedal Assistido até 350W, RENOMAT 14th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2025.

[7] CABRAL E.D., DE MORAIS J.P., RAMBO C.E.B., MACHADO L.M., PIRES M.R., CANALLI V.M., Projeto, Roteamento e Instalação de Acessórios e Dispositivos de Iluminação e Sinalização Pontual e Eficiente em Protótipo de *Tricicleta* Elétrica, RENOMAT 14th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2025.

[8] CANALLI V.M., DE MORAIS J.P., MACHADO L.M., PIRES M.R., VIEIRA M.C.B., Consolidação do Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V. Canali, RENOMAT 13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2024.

[9] GOMES J.S.V., BERGEL F., QUADROS L.M.N., MACHADO L.M., CANALLI.V.M., Protótipo de Motor Elétrico para o Cubo de Rodas, RENOMAT 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies, 2023.

[10] Constituição da República Federativa do Brasil

[11] Lei 9.503 de 23 de setembro de 1997 – Institui o Código de Trânsito Brasileiro

[12] Resolução CONTRAN 996 de 15 de junho de 2023. Dispõe sobre o trânsito em via pública, de ciclomotores, bicicletas elétricas e equipamentos e equipamentos de mobilidade individual autopropelidos.

[13] Resolução CONTRAN 993, de 15 de junho de 2023. Estabelece os equipamentos obrigatórios para a frota de veículos em circulação e relaciona o índice de regulamentações sobre segurança veicular aplicáveis

[14] Norma Técnica ABNT NBR 13.776:2021, Veículos rodoviários automotores, seus rebocados e combinados – Classificação

[15] Regulamento (EU) 168/2023 DO PARLAMENTO EUROPEU E DO CONSELHO de 15 de janeiro de 2023

[16] (2026) SITE: YOUTUBE WIND BIKES BICICLETAS - Quadriciclo Elétrico 350 Watts 36 Volts 15 Ah Wind Bikes - https://www.youtube.com/watch?v=4oGU02TsGxk

**45º SENAFOR**
**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE CORTE NA INTEGRIDADE MECÂNICA E SUPERFICIAL DE CHAPAS DE AÇO S355MC COM FURAÇÃO

Ricieri Luiz Pascotini Mainardi [a,b]
Vágner Braga [b]
Diego Tolotti de Almeida [b]
Cristiano José Scheuer [a]

[a] Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PGMec), Departamento de Engenharia Mecânica, Santa Maria, RS, Brasil.
[b] Bruning Tecnometal Ltda., Panambi, RS, Brasil.

## RESUMO

Este trabalho avaliou a influência do processo de obtenção de furações na integridade mecânica e superficial do aço DIN EN 10149-2 S355MC, com espessura de 8 mm, comparando corte a laser com nitrogênio, corte a laser com oxigênio e usinagem convencional. A caracterização incluiu microdureza Vickers, metalografia, microscopia eletrônica de varredura com EDS, dobramento e tração. Os cortes a laser produziram uma camada superficial martensítica, com espessura aproximada de 311 µm para a rota com $N_2$ e 233 µm para a rota com $O_2$, enquanto a condição usinada manteve microestrutura ferrítico-perlítica até a superfície. As médias globais de microdureza foram próximas entre as rotas, cerca de 169 HV para $N_2$, 170 HV para $O_2$ e 166 HV para usinagem, evidenciando que a alteração térmica permaneceu concentrada junto à borda. Nos corpos de prova com furo, a resistência máxima à tração variou de 437 a 444 MPa e o limite de escoamento de 334 a 341 MPa, com diferenças pequenas entre os processos. O alongamento foi ligeiramente maior na condição usinada. Os resultados indicam que, sob carregamento estático, as rotas a laser preservam níveis de resistência próximos aos obtidos por usinagem, embora modifiquem localmente a microestrutura e a condição da borda, aspectos relevantes para a qualificação do processo em componentes sujeitos a solicitações cíclicas.

**Palavras-chave:** processos de fabricação; corte a laser; usinagem; integridade superficial; propriedades mecânicas; aço estrutural.

# INFLUENCE OF THE CUTTING PROCESS ON THE MECHANICAL AND SURFACE INTEGRITY OF S355MC STEEL PLATES WITH HOLES


## ABSTRACT

This work evaluated the influence of hole-making routes on the mechanical and surface integrity of 8 mm-thick DIN EN 10149-2 S355MC steel, comparing laser cutting with nitrogen, laser cutting with oxygen, and conventional machining. Characterization comprised Vickers microhardness, metallography, scanning electron microscopy with EDS, bending, and tensile tests. Laser-cut edges exhibited a martensitic surface layer approximately 311 μm thick for the $N_2$ route and 233 μm for the $O_2$ route, whereas the machined condition retained a ferrite-pearlite microstructure up to the surface. Overall microhardness averages were similar, about 169 HV for $N_2$, 170 HV for $O_2$, and 166 HV for machining, indicating a highly localized thermal effect. For perforated tensile specimens, ultimate tensile strength ranged from 437 to 444 MPa and yield strength from 334 to 341 MPa, with small differences among the manufacturing routes. Elongation was slightly higher for machined holes. Under static loading, the laser routes therefore maintained strength levels close to those obtained by machining, while locally modifying the edge microstructure and surface condition. These local effects should be considered when qualifying the process for components subjected to cyclic loading.


**Keywords:** manufacturing processes; laser cutting; machining; surface integrity; mechanical properties; structural steel.

## 1. INTRODUÇÃO

Aços microligados de alta resistência destinados à conformação a frio, como o S355MC, são empregados em componentes estruturais e automotivos por combinarem resistência mecânica, conformabilidade e possibilidade de redução de massa. Em componentes como longarinas, a fabricação envolve grande número de recortes e furações, de modo que a escolha do processo de corte pode afetar simultaneamente produtividade, precisão dimensional e condição da borda.

O corte a laser é atraente por sua flexibilidade, elevada velocidade e capacidade de produzir geometrias complexas. Entretanto, por se tratar de um processo térmico, estabelece gradientes elevados de temperatura junto à borda, podendo gerar zona termicamente afetada, transformações microestruturais, variações de dureza, tensões residuais e alterações topográficas. O gás de assistência também participa da remoção do material fundido e modifica a interação térmica e química na frente de corte; oxigênio e nitrogênio, por exemplo, operam por mecanismos distintos [1].

Estudos em aços estruturais e automotivos mostram que a condição da borda pode influenciar principalmente o comportamento sob carregamentos cíclicos. Para o S355MC, a qualidade superficial, a extensão da região transformada e a presença de defeitos de borda têm sido relacionadas à iniciação de trincas por fadiga [2,3]. Comparações recentes entre corte térmico e mecânico em aços da classe S355 também confirmam que o histórico térmico pode produzir endurecimento localizado e microestruturas diferentes das obtidas por processos mecânicos [4].

Nesse contexto, este trabalho compara três rotas industriais para obtenção de furações em chapas de aço S355MC de 8 mm: corte a laser com $N_2$, corte a laser com $O_2$ e usinagem convencional. A avaliação foi baseada na caracterização da microestrutura e da superfície de corte, em perfis de microdureza e em ensaios estáticos de dobramento e tração, buscando verificar em que medida as alterações locais introduzidas pelo corte se refletem na resposta mecânica global.

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1. Material, aplicação e condições de fabricação

O material avaliado foi o aço DIN EN 10149-2 S355MC, em chapas com espessura nominal de 8 mm, utilizado na fabricação de longarinas automotivas. Na rota produtiva de referência, as furações são obtidas por usinagem; as rotas alternativas avaliadas utilizam corte a laser com gases de assistência $N_2$ e $O_2$. A aplicação e as geometrias dos corpos de prova são sintetizadas na Figura 1.

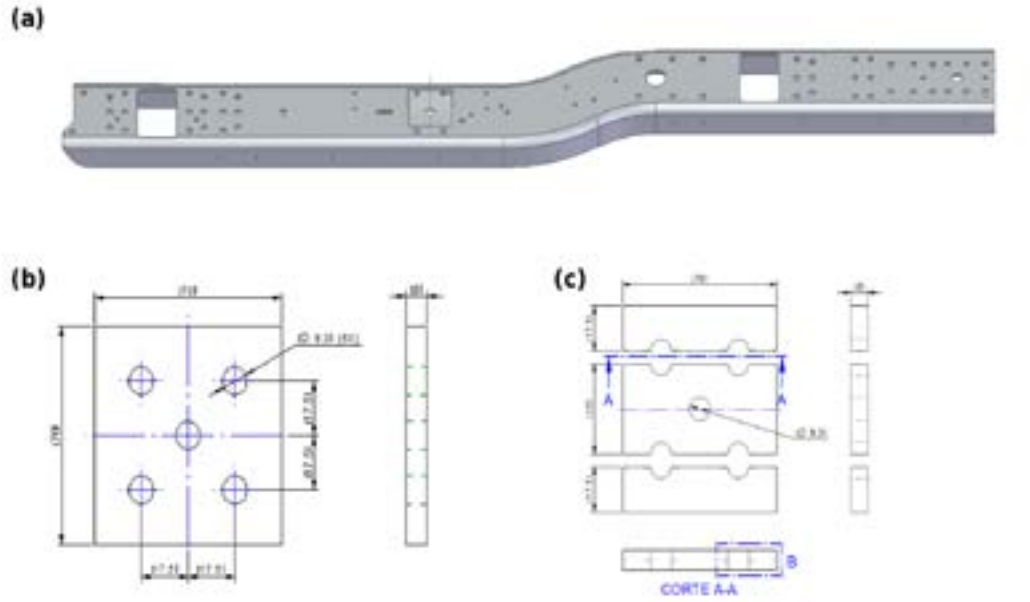



Figura 1. (a) aplicação em longarina; (b) corpo de prova para microdureza; e (c) geometria utilizada no ensaio de tração.

Tabela 1. Parâmetros das rotas de fabricação das furações.

| Rota | Equipamento | Potência | Velocidade/avanço | Pressão/rotação |
|---|---|---|---|---|
| Laser $N_2$ | TruLaser 5030 - Trumpf | 12 kW | 8200 mm/min | 15 bar |
| Laser $O_2$ | BySpeed - Bystronic | 3000 W | 1400 mm/min | 0,5 bar |
| Usinagem | - | - | avanço: 10.000 mm/min | rotação: 4507 rpm |

As condições $N_2$ e $O_2$ correspondem a rotas industriais completas, executadas em equipamentos, potências, velocidades e pressões diferentes. Portanto, eventuais diferenças entre elas devem ser interpretadas como efeito combinado da rota de corte, e não exclusivamente do gás de assistência.

### 2.2. Microdureza e caracterização da borda

Para a microdureza foram utilizados corpos de prova de 70 x 70 mm contendo cinco furos de 9,3 mm de diâmetro. Após a fabricação das furações, as amostras foram seccionadas por eletroerosão, minimizando a introdução de alterações térmicas ou mecânicas adicionais na região analisada. Foram realizadas 26 indentações distribuídas ao longo da espessura e nas proximidades da borda, com quatro repetições por rota, seguindo o procedimento de microdureza Vickers adotado no programa experimental e a ASTM E92.

A caracterização metalográfica foi realizada conforme ASTM E7, com preparação segundo ASTM E3 e ataque com Nital 3,5% segundo ASTM E407. Foram examinadas as regiões da superfície de corte e do núcleo. Adicionalmente, a superfície foi analisada por microscopia eletrônica de varredura (MEV), com microanálise por espectroscopia de raios X por dispersão de energia (EDS), conforme ASTM E1508. As análises foram realizadas nas regiões inicial e final do corte para as três rotas.

### 2.3. Ensaios mecânicos

Nos ensaios de dobramento foram utilizados corpos de prova de 50 x 200 mm, com 8 mm de espessura. A resposta foi comparada entre a condição sem furação e as condições com furo central produzido a laser com N2 ou O2. Os dados fornecidos para esta etapa não continham uma série completa de dobramento para furação usinada; por isso, essa condição não foi incluída na comparação de dobramento.

Os ensaios de tração utilizaram corpos de prova do tipo gravata, adaptados à ASTM E8/E8M, com comprimento total de 200 mm, largura das extremidades de 48,5 mm e largura da seção reduzida de 38,5 mm. Nas condições perfuradas foi utilizado furo central de 9,3 mm. Foram ensaiadas cinco amostras para cada rota de furação e cinco corpos de prova sem furo, empregados como referência para evidenciar o efeito geométrico da descontinuidade.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1. Microestrutura e integridade da borda

A principal diferença entre os processos foi observada na microestrutura próxima à superfície de corte. Nas rotas a laser, a região superficial foi identificada como 100% martensítica, com espessura média da camada transformada de aproximadamente 311,31 µm para N2 e 233,48 µm para O2. No núcleo, manteve-se a matriz ferrítico-perlítica, com cerca de 80% de ferrita e 20% de perlita na amostra N2 e 75%/25% na amostra O2. Na condição usinada, tanto a superfície quanto o núcleo apresentaram microestrutura ferrítico-perlítica, sem camada transformada detectada.

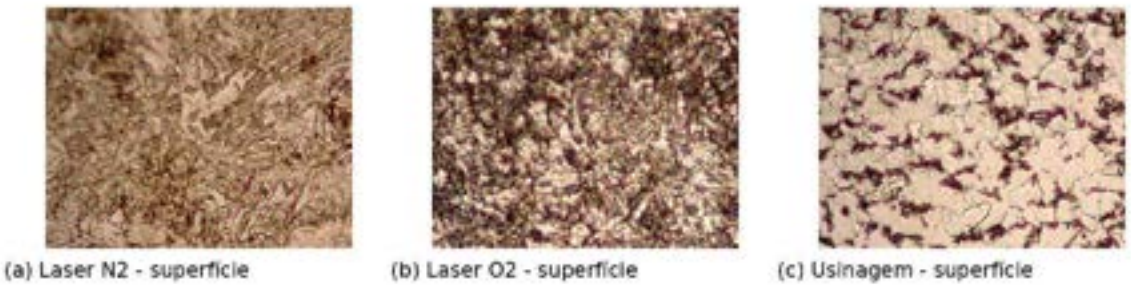



Figura 2. Microestruturas representativas da região superficial: (a) laser $N_2$, (b) laser $O_2$ e (c) usinagem. Ataque: Nital 3,5%; aumento original: 1000x.

O resultado confirma que o ciclo térmico do laser é suficiente para austenitizar localmente a vizinhança imediata da borda, seguida de resfriamento rápido e transformação martensítica. Comportamento semelhante é descrito para aços estruturais S355 submetidos a processos térmicos de corte [4]. A maior extensão da camada na condição $N_2$ não deve ser atribuída isoladamente ao gás, pois as duas rotas utilizaram equipamentos e parâmetros distintos.

As imagens de MEV evidenciaram porosidades locais na condição $N_2$, porosidade e inclusões/área oxidada na condição $O_2$ e uma descontinuidade localizada na condição usinada. Apesar dessas feições morfológicas, as análises por EDS nas regiões inicial e final não indicaram surgimento de novos elementos ou alteração composicional global relevante; as amostras

permaneceram compatíveis com aço carbono. Assim, as diferenças mais importantes entre as rotas foram microestruturais e morfológicas, e não de composição química global.

### 3.2. Microdureza

Os perfis médios de microdureza são apresentados na Figura 3. Considerando todas as 104 medições de cada rota, as médias globais foram 168,9 HV para $N_2$, 169,8 HV para $O_2$ e 166,2 HV para usinagem. As médias por posição variaram de aproximadamente 164 a 180 HV para $N_2$, 163 a 185 HV para $O_2$ e 153 a 174 HV para usinagem. As condições a laser, portanto, apresentaram valores médios ligeiramente superiores e picos localizados mais pronunciados, enquanto a usinagem mostrou resposta globalmente mais baixa.

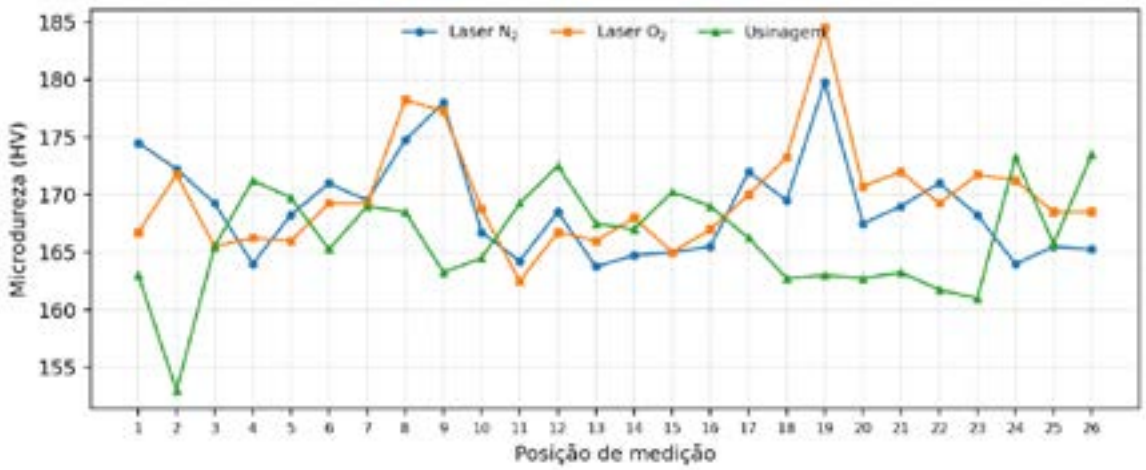



Figura 3. Perfis médios de microdureza Vickers para as três rotas de fabricação.

A diferença relativamente pequena entre as médias globais, apesar da presença de martensita na borda cortada a laser, indica que o endurecimento é fortemente localizado. A espessura da camada transformada, inferior a aproximadamente 0,32 mm, é pequena frente à espessura total da chapa, de 8 mm. Dessa forma, medições distribuídas ao longo da seção incorporam predominantemente a resposta do substrato ferrítico-perlítico. Esse resultado reforça a necessidade de combinar perfis de dureza com caracterização metalográfica quando o objetivo é avaliar integridade de borda.

### 3.3. Dobramento

No dobramento, a presença da furação central reduziu a força máxima média em relação ao corpo de prova sem furo. A condição de referência atingiu 6345 kgf, enquanto $N_2$ e $O_2$ apresentaram 5683 e 5712 kgf, respectivamente, correspondendo a reduções próximas de 10%. A deformação média na força máxima foi 33,72 mm sem furo, 33,12 mm com $O_2$ e 27,82 mm com $N_2$. A condição $N_2$ apresentou maior dispersão de deformação, influenciada por uma repetição com deformação substancialmente inferior às demais.

Tabela 2. Síntese dos ensaios de dobramento.

| Condição | n | Força máx. média (kgf) | DP força (kgf) | Deformação média (mm) | DP deformação (mm) |
|---|---|---|---|---|---|
| Sem furo | 5 | 6345 | 567 | 33,72 | 1,87 |
| Laser $N_2$ | 5 | 5683 | 424 | 27,82 | 9,91 |
| Laser $O_2$ | 3 | 5712 | 516 | 33,12 | 4,73 |

Como as rotas $N_2$ e $O_2$ apresentaram forças máximas médias muito próximas, os dados disponíveis não evidenciam diferença relevante de capacidade de carga estática entre os dois processos de corte. O efeito dominante é a concentração de deformação introduzida pela própria geometria do furo.

### 3.4. Tração

Os ensaios de tração confirmaram que, entre os corpos de prova perfurados, a rota de fabricação do furo teve influência limitada sobre a resistência estática. A resistência máxima média foi 443,7 MPa para usinagem, 443,1 MPa para $N_2$ e 437,2 MPa para $O_2$. Os limites de escoamento médios foram, respectivamente, 336,1, 340,6 e 334,1 MPa. Em relação à usinagem, as diferenças de resistência máxima foram inferiores a 1,5% para as duas rotas a laser.

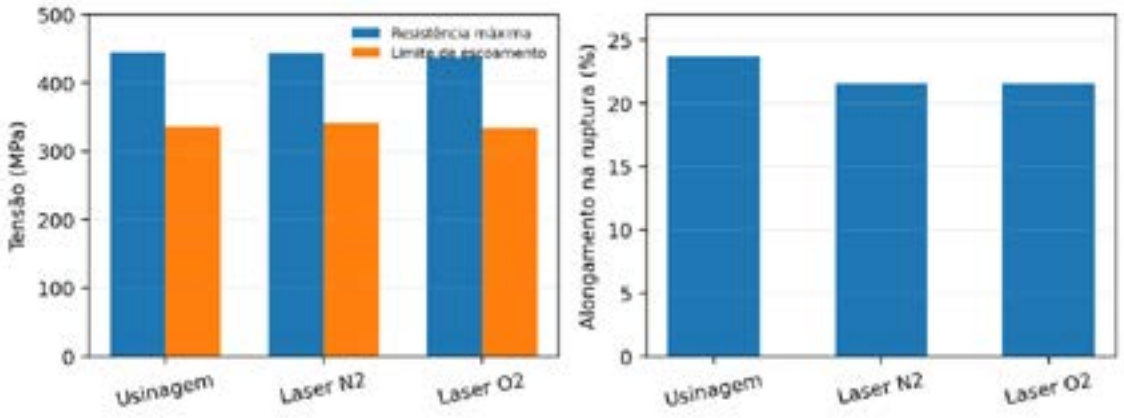



Figura 4. Comparação das propriedades médias em tração dos corpos de prova com furação.

Tabela 3. Resultados médios dos ensaios de tração.

| Condição | n | Resistência máxima (MPa) | Limite de escoamento (MPa) | Alongamento na ruptura (%) |
|---|---|---|---|---|
| Sem furo | 5 | 555,8 | 418,7 | 49,64 |
| Usinagem | 5 | 443,7 | 336,1 | 23,68 |
| Laser $N_2$ | 5 | 443,1 | 340,6 | 21,56 |
| Laser $O_2$ | 5 | 437,2 | 334,1 | 21,54 |

O alongamento na ruptura foi 23,68% na condição usinada e aproximadamente 21,5% nas duas condições a laser, diferença próxima de 9% em relação à usinagem. A redução é coerente com a presença de uma camada martensítica mais dura e menos dúctil junto à borda, embora os ensaios realizados não permitam separar esse efeito de outras características locais do corte, como rugosidade, estrias e pequenas descontinuidades.

A comparação com os corpos de prova sem furo evidencia um efeito muito mais intenso da geometria do que da rota de fabricação. A referência sem furo apresentou resistência máxima de 555,8 MPa, limite de escoamento de 418,7 MPa e alongamento de 49,64%. A introdução do furo altera a seção resistente e concentra tensões, fazendo com que a resposta nominal caia substancialmente. Portanto, para a análise comparativa entre processos, a referência mais apropriada é a comparação entre as três condições perfuradas, que compartilham a mesma geometria.

### 3.5. Implicações para a aplicação industrial

Considerando apenas os carregamentos estáticos investigados, os resultados indicam que as duas rotas a laser mantêm níveis de resistência próximos aos obtidos com furação usinada. Isso sugere potencial para substituição de etapas de usinagem quando produtividade e

simplificação do fluxo forem relevantes. Entretanto, a equivalência estática não implica equivalência em fadiga. Para componentes como longarinas, submetidos a carregamentos cíclicos, a camada martensítica, a rugosidade e eventuais defeitos da borda podem atuar como sítios de iniciação de trincas. Trabalhos específicos com S355MC mostram que o desempenho em fadiga é sensível às características da borda produzida por corte [2,5]. Assim, a qualificação industrial definitiva deve incluir ensaios de fadiga representativos do componente e controle sistemático da qualidade de corte.

## 4. CONCLUSÕES

- O corte a laser modificou localmente a microestrutura da borda do S355MC, formando uma camada martensítica com aproximadamente 311 μm na rota $N_2$ e 233 μm na rota $O_2$; a usinagem preservou a microestrutura ferrítico-perlítica até a superfície.
- As médias globais de microdureza foram próximas entre as três rotas (168,9 HV para $N_2$, 169,8 HV para $O_2$ e 166,2 HV para usinagem), demonstrando que o efeito térmico está concentrado em uma região estreita junto à borda.
- Nos ensaios de tração dos corpos de prova perfurados, as diferenças de resistência máxima e limite de escoamento entre laser e usinagem foram pequenas. O alongamento foi ligeiramente inferior para as condições a laser.
- No dobramento, $N_2$ e $O_2$ apresentaram força máxima média praticamente equivalente entre si e cerca de 10% inferior à condição sem furo; a dispersão de deformação foi maior para $N_2$.
- O efeito geométrico da presença do furo foi mais pronunciado que o efeito da rota de fabricação sobre as propriedades estáticas. Para aplicação em componentes sujeitos a carregamentos cíclicos, entretanto, a alteração microestrutural e a condição da borda justificam validação complementar por fadiga.

## REFERÊNCIAS

[1] RIVEIRO, A.; QUINTERO, F.; BOUTINGUIZA, M.; DEL VAL, J.; COMESAÑA, R.; LUSQUIÑOS, F.; POU, J. Laser Cutting: A Review on the Influence of Assist Gas. Materials, v. 12, n. 1, 157, 2019. DOI: 10.3390/ma12010157.

[2] THOMAS, D. J.; WHITTAKER, M. T.; BRIGHT, G. W.; GAO, Y. The influence of mechanical and CO2 laser cut-edge characteristics on the fatigue life performance of high strength automotive steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 211, n. 2, p. 263-274, 2011. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.09.018.

[3] BURSI, O. S.; D'INCAU, M.; ZANON, G.; RASO, S.; SCARDI, P. Laser and mechanical cutting effects on the cut-edge properties of steel S355N. Journal of Constructional Steel Research, v. 133, p. 181-191, 2017. DOI: 10.1016/j.jcsr.2017.02.012.

[4] DIEKHOFF, P.; SUN, J.; NITSCHKE-PAGEL, T.; DILGER, K. A comparative study of the thermal and mechanical cutting influence on the cut-edge hardness of structural steels S355 and S1100. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 130, p. 5951-5964, 2024. DOI: 10.1007/s00170-023-12937-2.

[5] THOMAS, D. J. Optimising laser cut-edge durability for steel structures in high stress applications. Journal of Constructional Steel Research, v. 121, p. 40-49, 2016. DOI: 10.1016/j.jcsr.2016.01.013.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Avaliação Cinética e Caracterização Físico-Mecânica de Filmes de PLA Nucleados com Substratos Vegetais

*Jessica A. Souza, Universidade do Vale dos Sinos_UNISINOS*
*Cristiane K. Santin, Universidade Federal de Pelotas _UFPEL e Universidade do Vale dos Sinos_UNISINOS*

**RESUMO**

A substituição de plásticos fósseis por biodegradáveis como o PLA reduz o impacto ambiental, mas seu uso é limitado pela baixa taxa de cristalização. Este estudo avaliou o uso de resíduos vegetais (gel de *Aloe vera* e alho-poró) como agentes nucleantes para o PLA. Os aditivos aumentaram a cristalinidade e aceleraram a formação de cristais, sem alterar a transição vítrea ou a composição química. Houve redução das temperaturas de fusão e de cristalização a frio, além de mudanças morfológicas, mecânicas e de cor. O filme com *Aloe vera* destacou-se por manter a deformação e a transparência do PLA puro. Ambas as fontes vegetais mostraram-se alternativas promissoras para otimizar o PLA.

**Palavras-chave:** PLA, substratos vegetais, nucleantes.

# Kinetic and Physico-Mechanical Evaluation of PLA Films Incorporating Plant-Based Nucleating Agents


## ABSTRACT

*Replacing fossil-based polymers with biodegradable alternatives such as poly(lactic acid) (PLA) reduces environmental impact; however, its large-scale application is hindered by slow crystallization rates. This study evaluated plant residues—Aloe vera gel powder and leek leaves—as nucleating agents for PLA. The additives increased crystallinity and accelerated crystal growth without altering the glass transition temperature or chemical composition. Reductions in melting and cold crystallization temperatures were observed, alongside morphological, mechanical, and color changes. Notably, the Aloe vera film maintained the elongation and transparency of neat PLA. Overall, both plant sources represent promising bio-based alternatives to enhance PLA's technological potential.*


***Key words**:* PLA, Plant substrates, nucleating agents.

## 1. INTRODUÇÃO

Empregados predominantemente na fabricação de embalagens descartáveis de uso único, polímeros sintéticos de origem fóssil possuem um ciclo de uso curto,sendo descartados e desencadeando consequências socioambientais. Como alternativa sustentável para mitigar esses impactos ambientais, o desenvolvimento de bioplasticos e de polímeros com potencial biodegradável tem norteado pesquisas e inovações na área. Nesse cenário, o poli(ácido láctico) (PLA) ganha expressividade por ser um polímero biodegradável com propriedades físico-químicas comparáveis às dos polímeros *commodities*, além de apresentar o menor custo de fabricação entre os polímeros sintéticos biodegradáveis. No entanto, sua produção e aplicação em escala industrial são limitadas por sua baixa taxa de cristalização. Essa característica compromete suas propriedades mecânicas e estabilidade térmica, restringindo seu processamento e uso em embalagens que demandam maior resistência [1]. Para superar tais restrições, pesquisas vêm investigando a incorporação de agentes de nucleação funcionais onde a utilização de substratos e substâncias de origem natural surge como uma estratégia promissora, alinhando eficiência técnica a um baixo impacto ecológico.

A *Aloe vera* (*Aloe barbadensis* Miller), popularmente conhecida como babosa, apresenta grande potencial para essa finalidade. Conforme apontado por Criollo [2], sua adição em bioplásticos aprimora propriedades físicas e químicas devido à presença de polissacarídeos mucilaginosos (0,55% dos sólidos totais de seu gel interno), os quais conferem capacidade de gelificação e retenção. Paralelamente, o alho-poró (*Allium porrum*), cujo consumo alimentício se restringe ao bulbo, gera expressivo volume de folhas verdes descartadas. Trata-se de um subproduto agrícola abundante, de baixo custo e pouco explorado, propício para o reaproveitamento ecológico. Diante disso, o presente estudo investigou o uso do gel mucilaginoso de *Aloe vera* (em pó) e das folhas verdes de alho-poró (*Allium porrum*) como sítios de nucleação para a cristalização do PLA. Para fins comparativos, foram confeccionados filmes de PLA puro, PLA com *Aloe vera* e PLA com alho-poró via técnica de *casting*.

A cinética de cristalização dos filmes foi avaliada por Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC), aplicando-se o modelo de Avrami, cujos resultados evidenciaram o potencial de ambos os resíduos vegetais como agentes de nucleação. Complementarmente, foram realizadas caracterizações térmicas, mecânicas, morfológicas e colorimétricas, a partir das quais observou-se a influencia sobre as transiçoes termicas primarias e sobre o grau de cristalinidade; assim como sobre a rigidez e valores de tensão de ruptura em relação ao PLA puro. Quanto a cor observou-se uma variação quando da adição dos aditivos naturais, sendo que o filme aditivado com *Aloe vera* apresentou maior semelhança visual ao filme padrão de PLA. Os resultados confirmam que a *Aloe vera* e o alho-poró atua como promissores agentes nucleantes de origem vegetal e biodegradável, promovendo modificações brandas nas propriedades mecânicas as quais podem ser posteriormente otimizadas por ajustes de formulação ou inclusão de aditivos. O estudo viabiliza novas rotas para a modulação da cristalização do PLA, destacando o valor da valorização de subprodutos agrícolas na engenharia de materiais para o desenvolvimento de embalagens ecológicas e de alto valor agregado.

## 2. METODOLOGIA

### *2.1 Material e Métodos*

Foi utilizado o polímero PLA (Ingeo™ Biopolymer, código 003D, grau filme) produzido pela empresa NatureWorks LLC (EUA), voltado para a confecção de embalagens alimentícias. As folhas de *Aloe vera* foram obtidas de cultivo local, sendo filetadas para a extração do gel mucilaginoso. As folhas verdes de alho-poró (*Allium porrum*) foram adquiridas no comércio local e separadas do bulbo. Como solvente, utilizou-se diclorometano (Dinâmica, 99,5% de pureza).

#### *2.1.1 Preparo dos Substratos Naturais*

O gel de *Aloe vera* extraído foi triturado e seco em estufa a 105 °C por 240 minutos. Os sólidos secos foram processados e macerados para redução granulométrica, selecionando-se as partículas que passaram pelas peneiras de 35 e 48 mesh (série Tyler). Quanto ao alho-poró, suas folhas foram higienizadas em água corrente e submetidas à secagem em estufa a 150 °C por 90 minutos para remoção total de umidade de suas fibras. Em seguida, o material foi triturado, macerado e classificado granulometricamente nas mesmas peneiras de 35 e 48 mesh (Tyler).

#### *2.1.2 Obtenção dos Filmes Poliméricos*

Os filmes foram preparados pela técnica de *casting*. Para favorecer a dispersão, os pós dos agentes nucleantes (5% m/m) foram submetidos a um banho ultrassônico (Elmasonic S 30H) em diclorometano antes da adição do PLA. Na sequência, incorporou-se o PLA em *pellets*, mantendo a mistura sob agitação em chapa de aquecimento por 3 horas até a completa dissolução. A solução obtida foi vertida em placas para a lenta evaporação do solvente e formação das películas. As amostras foram preparadas em triplicata e codificadas como: $PLA_P$ **(**Filme de PLA puro;referência); $PLA_{AV}$ (Filme de PLA aditivado com *Aloe vera* 5% m/m) e $PLA_{AP}$ (Filme de PLA aditivado com alho-poró 5% m/m)

### *2.2 Caracterizações*

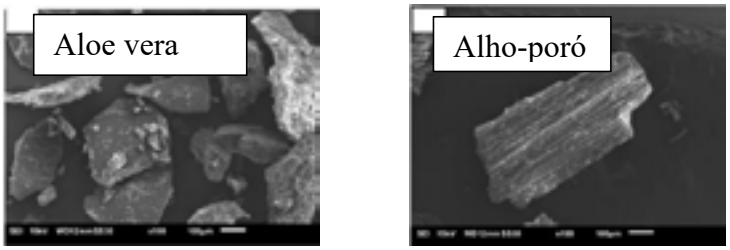
Os pós vegetais foram avaliados quanto ao teor de umidade (Analisador de umidade Mark 3, Sartorius), grupos funcionais por Espectroscopia no Infravermelho por Transformada de Fourier com Refletância Total Atenuada (ATR-FTIR; Thermo Scientific Nicolet iS50, 4000 a 650 $cm^{-1}$, resolução de 4 $cm^{-1}$, 32 varreduras), e morfologia/tamanho de partícula por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV; JEOL JSM-6010LA, modo SEI, 15 kV) e microscopia por incisão de fótons (Olympus SZX-16). Os filmes foram **c**aracterizados por ATR-FTIR, MEV, colorimetria e brilho (Spectro-Guide 45/0 Gloss), ensaios mecânicos de tração (Máquina Universal de Ensaios EMIC DL 5000, célula de carga de 1 kN, velocidade de 10 mm/min) e propriedades térmicas/cinética por Calorimetria Exploratória Diferencial

(DSC; TA Instruments Discovery DSC 250, sob atmosfera de $N_2$ a 50 mL/min e taxa de aquecimento de 10 °C/min, de 25 °C a 200 °C). Os dados experimentais foram submetidos à Análise de Variância (ANOVA).

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

O teor de umidade residual dos pós vegetais, após o tratamento térmico e a moagem, foi de 7,1 ± 0,1% para a *Aloe vera;* resultado condizente com o reportado por Lacerda [3], e de 8,8 ± 0,4% para o alho-poró. A análise de ATR-FTIR dos substratos revelou as bandas vibracionais características de matrizes lignocelulósicas e polissacarídicas sendo a 3292 $cm^{-1}$ (atribuída ao estiramento de grupos hidroxila, associada à umidade residual e à estrutura de polissacarídeos); a 2921 $cm^{-1}$ (referente ao estiramento assimétrico de grupos CH2); a 1725, 1598, 1419, 1373 e 1239 $cm^{-1}$(associadas a estiramentos C=O, COO e C-O-C característicos de grupos acetila) e a 1027, 895, 808 e 768 $cm^{-1}$ (relacionadas às ligações éter C-O-C) [4,5]. As micrografias obtidas por MEV das partículas de *Aloe vera* e alho-poró, utilizadas para avaliar a morfologia superficial e a distribuição dimensional dos agentes de nucleação, estão apresentadas na Figura 1.

Figura 1: Micrografia eletrônica de varredura da Aloe vera (a) e do alho-poro (b), ambos em pó. Magnificação 100x; modo SEI.




(a) (b)

Fonte: elaborado pelos autores

As micrografias permitiram identificar irregularidades na morfologia superficial, no formato e na dimensão das partículas de ambos os substratos. A *Aloe vera* apresentou partículas menores e com formato predominantemente arredondado, de aspecto poroso e esponjoso. Santos [6], ao sintetizar um biopolímero de *Aloe vera*, relatou comportamento semelhante e atribuiu essa aparência esponjosa à característica higroscópica do material. Por sua vez, o alho-poró exibiu partículas de formato predominantemente alongado, com presença de fibras dispostas longitudinalmente ao longo do comprimento da partícula, morfologia análoga à descrita por Marinelli et al. [7]. Por meio das Análises de MEV, determinou-se o diâmetro médio de partícula de 232,0 ± 90,2 µm para a *Aloe vera* e de 284,5 ± 179,0 µm para o alho-poró. A microscopia por incisão de fótons corroborou tais resultados, confirmando a heterogeneidade dimensional dos materiais e revelando diâmetros médios na faixa de 240,6 ± 112,9 µm para a *Aloe vera* e de 311,9 ± 204,2 µm para o alho-poró, valores em consonância com os obtidos via MEV. A análise microscópica da superfície dos filmes aditivados ($PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$) evidenciou uma dispersão mais homogênea das partículas de *Aloe vera* na matriz de PLA em comparação às partículas de alho-poró. Infere-se que essas variações no processo de dispersão e na homogeneidade final dos filmes estejam diretamente associadas às diferenças morfológicas e granulométricas apresentadas por cada substrato vegetal.

Ademais, as superfícies dos filmes foram investigadas quanto às suas propriedades colorimétricas, cujos parâmetros de cor e brilho obtidos para as amostras $PLA_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ encontram-se dispostos na Tabela 1.

Tabela 1.Valores dos parâmetros de cor e brilho pelo sistema CIELab dos filmes de $PL_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$.

| Amostra | L* | a* | b* | x | ΔE** |
|---|---|---|---|---|---|
| $PLA_P$ | 91,23 | -1,01 | 2,16 | 56,7 | - |
| $PLA_{AV}$ | 89,06 | -0,40 | 5,50 | 51,8 | 4,02 |
| $PLA_{AP}$ | 82,11 | +0,36 | 13,21 | 20,7 | 14,38 |

**Calculado em relação ao $PLA_P$

As propriedades mecânicas dos filmes $PLA_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ estão apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Resultados das propriedades mecânicas avaliadas pelo ensaio de tração como tensão na ruptura (Mpa), deformação na ruptura (%) e módulo elástico (MPa).

| Filme | Tensão na Ruptura [Mpa] | Deformação na Ruptura [%] | Módulo Elástico [MPa] |
|---|---|---|---|
| $PLA_P$ | $40,1 \pm 5,4^a$ | $6,3 \pm 1,1^a$ | $886 \pm 39^a$ |
| $PLA_{AV}$ | $25,7 \pm 5,9^b$ | $6,2 \pm 0,5^a$ | $504 \pm 96^b$ |
| $PLA_{AP}$ | $9,1 \pm 4,3^c$ | $2,9 \pm 0,3^b$ | $392 \pm 57^b$ |

Legenda: Os valores apresentados em uma mesma coluna e com diferentes letras indicam diferença significativa entre as médias ($p \leq 0,05$).

Os resultados apresentados na Tabela 2 demonstram que a incorporação dos substratos naturais promoveu uma diminuição na tensão de ruptura e no módulo elástico dos materiais, com diferença estatisticamente significativa ($p < 0,05$) em relação ao filme de PLA puro ($PLA_P$). Comportamento análogo foi reportado por Sanson, Ribeiro e Carvalho [8] ao avaliarem as propriedades mecânicas de filmes compósitos de PLA reforçados com fibras de celulose provenientes de papelão reciclado (nas concentrações de 10% e 20% em massa). No que tange à deformação na ruptura, o filme $PLA_{AV}$ apresentou desempenho satisfatório, sem diferença estatística significativa ($p > 0,05$) em comparação ao $PLA_P$, o que sugere que a incorporação da *Aloe vera* como agente de nucleação não comprometeu a ductilidade da matriz de PLA. Em contrapartida, o filme $PLA_{AP}$ exibiu uma redução de 54% na deformação em relação ao $PLA_P$, evidenciando um menor alongamento do material em decorrência do efeito do agente nucleante à base de alho-poró.
Os parâmetros associados aos eventos térmicos obtidos durante o segundo corrida de aquecimento do PLA puro e dos filmes aditivados com os agentes de nucleação encontram-se sumarizados na Tabela 3.

Tabela 3. Valores das transições térmicas (Tg, Tm e $T_{CF}$) e temperatura, entalpia ($\Delta H$) e grau de cristalinidade (Xc %) referentes aos eventos térmicos.

| Amostra | $T_g$ [°C] | $T_{CF}$ [°C] | $T_m$ [°C] | $\Delta H_{CF}$ [J/g] | $\Delta H_m$ [J/g] | $X_{CF}$ [%] |
|---|---|---|---|---|---|---|
| $PLA_P$ | 60 | 124 | 150 | 14,5 | 17,0 | 2,6 |
| $PLA_{AV}$ | 60 | 115 | 148 | 21,2 | 23,9 | 3,1 |
| $PLA_{AP}$ | 60 | 114 | 148 | 20,6 | 24,4 | 4,3 |

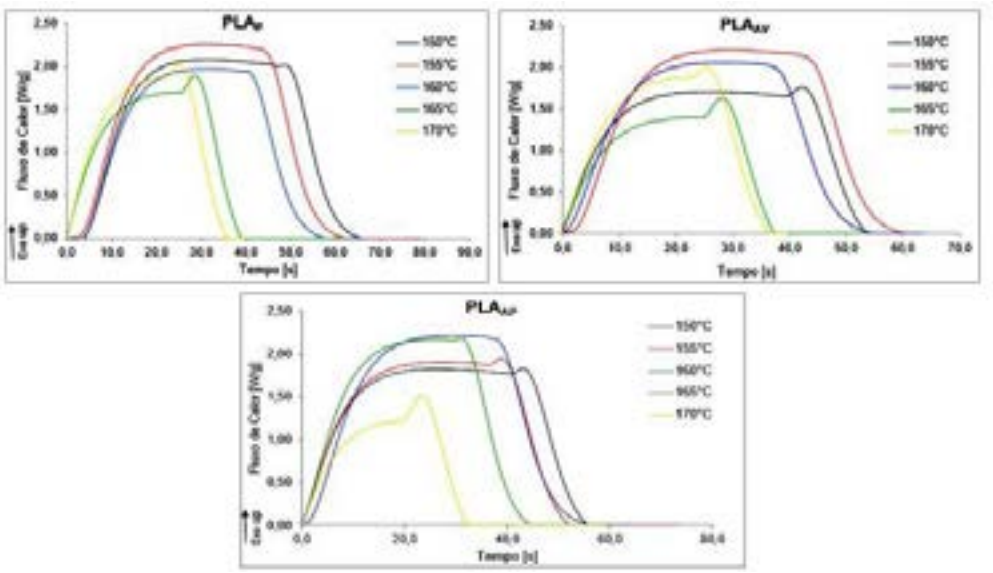
Observa-se que a temperatura de transição vítrea (Tg) manteve-se inalterada entre as três amostras analisadas. Esse comportamento evidencia que a incorporação dos agentes de nucleação na matriz polimérica do PLA não interferiu na mobilidade segmental

de suas regiões amorfas. Em contrapartida, para a temperatura de cristalização a frio (Tc), o filme $PLA_P$ exibiu valores superiores em comparação às amostras $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$. Tal deslocamento de Tc tambem foi visualizado nos estudos de De Oliveira [9], que observou efeito análogo ao incorporar fibras de curauá na matriz de PLA. No que se refere às temperaturas de fusão (Tm), registrou-se um sutil estreitamento e afilamento dos picos endotérmicos para os filmes $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ em relação ao $PLA_P$, comportamento frequentemente associado a alterações na distribuição do tamanho e perfeição dos cristalitos formados.

Ademais, constatou-se um aumento expressivo no grau de cristalinidade (% Xc) de 18% para o biofilme $PLA_{AV}$ e de 62% para o $PLA_{AP}$ em relação ao filme padrão ($PLA_P$). Conforme destacado por De Oliveira [9], o incremento na cristalinidade indica a intensificação do processo de nucleação e crescimento cristalino na matriz polimérica. Tais resultados confirmam a eficácia da *Aloe vera* e do alho-poró como promissores agentes de nucleação.

Para aprofundar a compreensão desse efeito, o estudo cinético da cristalização isotérmica foi conduzido segundo o modelo de Avrami, cujos termogramas e curvas ajustadas encontram-se representados na Figura 2.

Figura 2: Perfil das curvas de cristalização isotérmica do $PLA_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ nas temperaturas de 150°C, 155°C, 160°C, 165°C e 170°C.




Fonte: elaborado pelos autores

A partir da Figura 2, observa-se a influência das isotermas de cristalização no processo de transição de fases. O deslocamento das curvas para menores intervalos de tempo indica que, em maiores temperaturas, ocorre uma redução no tempo necessário para a cristalização, o que influencia diretamente a velocidade do processo e a mobilidade molecular das cadeias poliméricas [10], favorecendo o ordenamento cristalino. Ademais, o crescimento dos cristalitos é governado pela formação prévia de núcleos estáveis, a partir dos quais se dá a reorganização e a incorporação contínua de segmentos de cadeias [11]; comportamento evidenciado em todas as formulações investigadas.

Para a amostra de PLA puro ($PLA_P$), observou-se um crescimento homogêneo dos cristalitos ao longo do tempo na faixa de temperatura entre 150 °C e 160 °C. Já para os biofilmes, esse perfil uniforme ocorreu nas temperaturas de 155 °C e 160 °C para o $PLA_{AV}$, e restritamente a 160°C para o $PLA_{AP}$. Nas demais temperaturas testadas, verificou-se heterogeneidade na taxa de crescimento cristalino, caracterizada pelo surgimento de um "ombro" nas curvas isotérmicas. Os parâmetros cinéticos de cristalização, incluindo o tempo de meia-vida (t1/2) e a constante de taxa de cristalização de Avrami (k) obtida a partir do

exponencial do intercepto linear (ln(k)) da equação de Avrami linearizada, encontram-se na Tabela 4.

Tabela 4. Tempo de meia vida e constante cinética de cristalização para as amostras de $PLA_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ nas temperaturas de 150°C, 155°C, 160°C, 165°C e 170°C.

| Temperatura [°C] | $PLA_P$ | | $PLA_{AV}$ | | $PLA_{AP}$ | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $t_{1/2}$ [s] | $k*10^3$ [$s^{-1}$] | $t_{1/2}$ [s] | $k*10^3$ [$s^{-1}$] | $t_{1/2}$ [s] | $k*10^3$ [$s^{-1}$] |
| 150 | 32,9926 | 0,1030 | 26,9905 | 3,7968 | 27,6506 | 2,4101 |
| 155 | 30,4696 | 0,1127 | 29,1322 | 0,2138 | 25,8926 | 2,2793 |
| 160 | 28,9658 | 0,0946 | 25,7126 | 0,6488 | 26,4465 | 0,3321 |
| 165 | 20,3291 | 3,5610 | 19,8156 | 5,2240 | 21,6716 | 1,8168 |
| 170 | 18,3497 | 4,5360 | 18,5836 | 3,4735 | 17,3766 | 8,2867 |

A partir dos dados apresentados na Tabela 4, observa-se para a amostra de $PLA_P$ uma redução no tempo de meia-vida de cristalização (t1/2), demonstrando que em temperaturas mais elevadas o crescimento dos cristalitos ocorre de maneira mais acelerada. Contudo, registrou-se um aumento expressivo nos valores da constante cinética de cristalização (k) nas temperaturas de 165 °C e 170 °C. Esse fenômeno está associado a alterações na dinâmica de reorganização das cadeias: embora os cristalitos cresçam rapidamente, a mobilidade molecular nessa faixa de temperatura não favoreceu o aumento proporcional da constante cinética, conforme retratado pelo surgimento de um "ombro" que antecede o decaimento nas isotermas da Figura 2.

Comportamento análogo foi identificado para os filmes $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$. Ademais, infere-se que a incorporação do alho-poró como agente de nucleação promoveu alterações mais pronunciadas na taxa de crescimento e na dinâmica de ordenamento cristalino do PLA, observando-se, contudo, indícios de degradação desse substrato vegetal na condição isotérmica de 170 °C. Complementando a análise cinética e visando elucidar o mecanismo de nucleação, bem como a dimensão da morfologia do crescimento cristalino, determinou-se o expoente de Avrami (n) a partir do coeficiente angular do ajuste linear da equação de Avrami. Os valores obtidos para todas as formulações, nas temperaturas de 150 °C, 155 °C, 160 °C, 165 °C e 170 °C, encontram-se compilados na Tabela 5

Tabela 5. Expoente de Avrami, *n*, para as amostras de $PLA_P$, $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$ nas temperaturas de 150°C, 155°C, 160°C, 165°C e 170°C.

| Temperatura [°C] | $PLA_P$ | $PLA_{AV}$ | $PLA_{AP}$ |
|---|---|---|---|
| 150 | 2,55 | 1,58 | 1,71 |
| 155 | 2,57 | 2,42 | 1,76 |
| 160 | 2,65 | 2,16 | 2,35 |
| 165 | 1,77 | 1,65 | 1,95 |
| 170 | 1,73 | 1,84 | 1,55 |

Observa-se um aumento do expoente de Avrami até a temperatura de 160ºC, com posterior diminuição neste parâmetro, indicando um favorecimento do processo de cristalização. Ainda, os valores indicam um processo heterogêneo, bidimensional, na forma de disco tanto para o filme de $PLA_P$ quanto para $PLA_{AV}$ e $PLA_{AP}$.

## 4. CONCLUSÕES

As análises morfológicas por MEV e estereomicroscopia (microscopia por incisão de fótons) indicaram diâmetros médios de partícula de 232,6 ± 90,2 µm e 240,6 ± 112,9 µm para a *Aloe vera*, e de 284,5 ± 179,0 µm e 311,9 ± 204,2 µm para o alho-poró,

respectivamente. Os teores de umidade residual determinados foram de 7,1 ± 0,1% para a *Aloe vera* e de 8,8 ± 0,4% para o alho-poró. A espectroscopia de ATR-FTIR confirmou a presença de grupos funcionais característicos de polissacarídeos em ambos os substratos vegetais, os quais foram incorporados sem alterar a estrutura química fundamental da matriz de PLA. Na avaliação colorimétrica, o filme aditivado com *Aloe vera* ($PLA_{AV}$) manteve uma elevada similaridade visual com o filme padrão de PLA puro ($PLA_P$), atingindo 96%, enquanto o filme com alho-poró ($PLA_{AP}$) apresentou 86% de similaridade. Do ponto de vista microscópico, os filmes com adição dos pós vegetais exibiram fragmentos visíveis e dispersos na matriz, resultando em uma morfologia heterogênea com separação de fases. Em relação às propriedades térmicas, a adição dos substratos naturais não alterou a temperatura de transição vítrea (Tg) nem a temperatura de fusão (Tm) dos materiais. No entanto, promoveu um aumento expressivo no grau de cristalinidade (Xc), com incrementos de 20% para o $PLA_{AV}$ e de 66% para o $PLA_{AP}$ em relação ao $PLA_P$.

Quanto às propriedades mecânicas, a inserção dos aditivos vegetais provocou uma diminuição nos valores de tensão na ruptura e módulo de Young, sugerindo que as partículas atuaram também como concentradores de tensão na matriz polimérica. Apesar disso, o filme $PLA_{AV}$ manteve um desempenho de deformação na ruptura estatisticamente equivalente ao do PLA puro ($p > 0,05$).

A análise da cinética de cristalização isotérmica pelo modelo de Avrami demonstrou que a taxa de cristalização foi fortemente influenciada tanto pela variação de temperatura quanto pela presença dos aditivos, os quais aceleraram o processo de ordenamento cristalino do polímero. Dentre os substratos testados, o gel de *Aloe vera* destacou-se como o agente nucleante mais promissor em termos de eficiência cinética e manutenção das propriedades físico-mecânicas da matriz.

Em suma, o conjunto de caracterizações físicas, químicas, térmicas, morfológicas e mecânicas confirmou a viabilidade técnica do uso do gel de *Aloe vera* e das folhas de alho-poró como agentes nucleantes biodegradáveis de origem vegetal, fornecendo subsídios relevantes para a modulação da cristalização e o desenvolvimento de embalagens poliméricas ecológicas de maior valor agregado.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Instituto SENAI de Inovação em Engenharia de Polímeros, pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

## REFERÊNCIAS

[1] FENG, Y.; MA, P.; XU, P.; WANG, R.; DONG, W.; CHEN, M.; JOZIASSE,C. The Crystallization Behavior of Poly(lactic acid) With Different Types of Nucleating Agents. **Int. J. of Biol. Macrom.** 106, p. 955- 962, 2018.

[2] CRIOLLO, D.M.Z. **Evaliación de Biopelículas Formuladas a partir de Almidón de Banano Verde (Musa paradisíaca) y Yuca (Manichot esculenta) com Gel de Sábila (Aloe Vera).** Universidad Nacional de Piura, Facultad de Ingeniería Industrial, Escuela Professional de Agroindustrial e Industrias Alimentarias. 2019, 119p.

[3] LACERDA, G.E. **Composição Quimica, Fitoquímica e Dosagem de Metais Pesados das Cascas das Folhas Secas e do Gel Liofilizado de *Aloe vera* Cultivadas em Hortas Comunitárias da Cidade de Palmas, Tocantins.** Dissertação de Mestrado – Ciências da Saúde. Universidade Federal do Tocantins, Palmas, 2016.

[4] DALONSO, N; IGNOWSKI, E; MONTEIRO, C.M.A; GELSLEICHTER, M; WAGNER, T.M; SILVEIRA, L.L; SILVA, D.A.K. Extração e Caracterização de Carboidratos Presentes no Alho (*Allium sativum):*Proposta de Metodologia Alternativa. **Ciência e Tecnologia de Alimentos**, Campinas. 29(4): 793-797, 2009.

[5] MINJARES-FUENTES, R; FEMENIA, A; COMAS-SERRA, F; ROSSELLÓ,C; RODRÍGUEZ-GONZÁLES, V.M; GONZÁLES-LAREDO, R.F; GALLEGOS-INFANTE, J.A; MEDINA-TORRES, L. Effect of Different Drying Procedures on Physicochemical Properties and Flow Behavior of Aloe Vera (*Aloe barbadensis Miller)* gel. **LWT – Food Science and Technology**. Vol. 74, pp. 378- 386, 2016.

[6] SANTOS, W.S. **Caracterização de Biopolímeros Extraídos da Babosa (*Aloe arborescens)* e Avaliação no Processo de Floculação e Coagulação no Tratamento de Água.** Trabalho de Conclusão.Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR), Pato Branco, 2017.

[7] MARINELLI, A.L; MONTEIRO, M.R; AMBRÓSIO, J.D. Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com Fibras Vegetais Naturais da Biodiversidade: Uma Contribuição para a Sustentabilidade Amazônica. **Polímeros: Ciência e Tecnologia.** vol. 18, nº2, p.92-99, 2008.

[8] SANSON, E.L., RIBEIRO, K.C. CARVALHO, B.M. **Caracterização Térmica, Mecânica e Morfológica de Compósitos Biodegradáveis de PLA-Celulose.** XXVI Encontro Anual de Iniciação Científica, Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2017.

[9] DE OLIVEIRA, J.M. **Obtenção e Caracterização de Compósitos Biodegradáveis de Poliácido Láctico (PLA) Reforçados com Fibras de Curauá.** Tese (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia. Faculdade Gama e Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, Brasília, 2016.

[10] WELLEN, R.M.R. **Cinética de Cristalização a Frio do Poli(Tereftalato de Etileno).** Tese (Mestrado em Engenharia Química). Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande, 2002.

[11] DARTORA, P. C. **Cristalização e Morfologia do Poli(Ácido Láctico) com Agente Nucleante Heteropolissacarídeo de Fonte Natural.** Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# Avaliação de características de fabricação do processo LPBF para o aço maraging 18Ni300 por meio de um artefato de qualificação

Eric Lucas Sousa Della Torre [1]
Ellen Pietschmann [2]
João Pedro Girardi [2, 3]
Emanoel Henmerson Cavalcante Soares [1]
Modesto Hurtado Ferrer [1]

**RESUMO**

A manufatura aditiva por fusão a laser em leito de pó (LPBF) possibilita a fabricação de componentes metálicos com geometrias complexas, porém sua aplicação requer a caracterização das limitações dimensionais e superficiais associadas ao processo. Neste trabalho, foi avaliado o processamento do aço maraging 18Ni300 por meio da fabricação de um artefato de qualificação (QTA), contemplando paredes finas, furos horizontais, elementos circulares e superfícies com diferentes orientações. As paredes com espessuras nominais entre 0,2 e 1,0 mm apresentaram desvios relativos entre +1,67% e −4,17%. Nos furos horizontais, apenas o diâmetro de 0,50 mm apresentou abertura e continuidade funcional nas direções X e Y, enquanto os diâmetros de 0,25 e 0,125 mm apresentaram aberturas parcialmente obstruídas e ausência de passagem de ar. Para os elementos circulares, foi obtido desvio diametral médio de concentricidade de 0,0607 mm. Nas superfícies verticais, foram obtidos valores médios de *Ra* entre 6,124 e 6,697 µm, enquanto as superfícies inclinadas a 40° e 60° apresentaram irregularidades acentuadas, sendo avaliadas qualitativamente. Os resultados indicaram capacidade de fabricação de paredes de até 0,20 mm, canais horizontais funcionais de 0,50 mm e superfícies verticais com Ra inferior à faixa de 7-20 µm reportada para LPBF, enquanto canais horizontais inferiores a 0,50 mm e superfícies inclinadas apresentaram limitações.
Palavras-chave – Manufatura aditiva, LPBF, Aço maraging 18Ni300, Artefato de teste, Metrologia.

(1) Departamento de Engenharias da Mobilidade, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Joinville, SC, Brasil.
(2) Instituto de Ciência, Tecnologia, Pesquisa e Inovação Walbert (Inowalbert), Joinville, SC
(3) Departamento de Engenharia Elétrica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica (PPGEEL), Universidade Estadual de Santa Catarina (UDESC), Joinville, SC

# EVALUATION OF MANUFACTURING CHARACTERISTICS OF THE LPBF PROCESS FOR 18NI300 MARAGING STEEL USING A QUALIFICATION TEST ARTIFACT

**ABSTRACT**

*Laser Powder Bed Fusion (LPBF) additive manufacturing enables the production of metallic components with complex geometries; however, its application requires the characterization of dimensional and surface-related limitations associated with the process. In this study, the processing of 18Ni300 maraging steel was evaluated through the fabrication of a Qualification Test Artifact (QTA), comprising thin walls, horizontal holes, circular elements, and surfaces with different orientations. The walls, with nominal thicknesses ranging from 0.2 to 1.0 mm, exhibited relative deviations between +1.67% and −4.17%. For the horizontal holes, only the 0.50 mm diameter exhibited an open section and functional continuity in both the X and Y directions, whereas the 0.25 and 0.125 mm holes showed partially obstructed openings and no air passage. For the circular elements, an average diametral concentricity deviation of 0.0607 mm was obtained. On the vertical surfaces, average Ra values ranged from 6.124 to 6.697 µm, while the surfaces inclined at 40° and 60° exhibited pronounced irregularities and were therefore evaluated qualitatively. The results indicated the capability to manufacture walls as thin as 0.20 mm, functional horizontal channels with a diameter of 0.50 mm, and vertical surfaces with Ra values below the 7–20 µm range reported for LPBF, whereas horizontal channels smaller than 0.50 mm and inclined surfaces showed limitations.*

*Key words — Additive manufacturing, LPBF, 18Ni300 maraging steel, Test artifact, Metrology.*

## 1. INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva metálica por fusão a laser em leito de pó (*Laser Powder Bed Fusion* - LPBF) permite a elevada liberdade de projeto e a fabricação de geometrias complexas (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2015). Entretanto, a qualidade final das peças depende de diversos fatores de processo, como potência e velocidade de varredura do laser, espessura de camada, modo de escaneamento, características do pó e geometria do componente. Essas variáveis podem provocar desvios dimensionais, alterações microestruturais, defeitos internos e variações de rugosidade, tornando necessária a caracterização do processo para cada combinação de material, equipamento e parâmetros utilizados. Estudos em LPBF também mostram que a textura superficial é fortemente influenciada pela inclinação da superfície, pelo efeito de degraus entre camadas e pela adesão de partículas parcialmente fundidas (TRIANTAPHYLLOU *et al*., 2015).

A qualificação convencional exige diversos corpos de prova e ensaios específicos, aumentando o consumo de material, o tempo de máquina e os custos experimentais. Nesse contexto, artefatos de qualificação permitem reunir diferentes características geométricas e superficiais em uma única fabricação, possibilitando uma avaliação integrada do desempenho do processo. O *Qualification Test Artifact* (QTA, artefato de qualificação) proposto por Taylor, Garibay e Wicker (2021) reúne em uma única geometria diferentes elementos destinados à avaliação dimensional, de manufaturabilidade, integridade superficial e microestrutura.

Entretanto, ainda é necessário estabelecer experimentalmente a capacidade dimensional e superficial do sistema FF-M300S para o aço 18Ni300 nas condições de processamento empregadas, especialmente para características submilimétricas e superfícies com diferentes inclinações. Assim, este trabalho tem como objetivo caracterizar a capacidade do processo LPBF aplicado ao aço maraging 18Ni300, nas condições de processamento empregadas, por meio da fabricação e análise de um artefato de qualificação

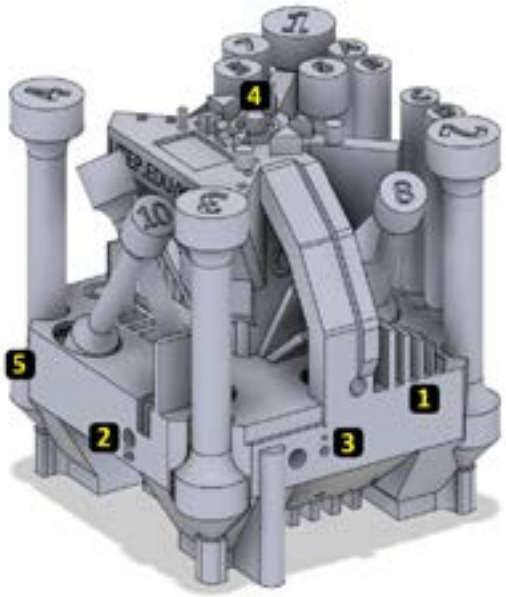
com foco em paredes finas, canais horizontais, elementos circulares e rugosidade.

## 2. METODOLOGIA

### 2.1 Processo de impressão

O artefato utilizado corresponde à versão disponibilizada em 2025 na plataforma Printables (PRINTABLES, 2025), baseada no modelo originalmente proposto por Taylor, Garibay e Wicker (2021). A Figura 1 apresenta a geometria do artefato e as principais características avaliadas neste trabalho. A impressão ocorreu em equipamento LPBF de modelo FF-M300S (FASTFORM Jiangsu 3D Technology, China, 500 W). O material utilizado para impressão foi pó metálico de 18Ni300 (também conhecido como Maraging 300, DIN 1.2709 e X3NiCoMoTi 18-9-5) produzido pela Nantong Jinyuan Intelligence Manufacturing Technology, China, com distribuição granulométrica entre 15 e 45 µm.

**Figura 1 – Visão geral do artefato de qualificação e das principais características avaliadas: (1) paredes finas; (2) furos horizontais orientados na direção X; (3) furos horizontais orientados na direção Y; (4) elementos circulares concêntricos; (5) superfícies com diferentes inclinações.**




Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

O parâmetro de impressão utilizado para o espaçamento entre linhas de varredura (*hatch spacing*) foi de 100 µm, o diâmetro do ponto focal do laser (*laser spot size*) foi de 85 µm e a espessura de camada (*layer thickness*) de 30 µm. A Tabela 1 fornece os parâmetros de contorno para o preenchimento do volume. Os parâmetros foram selecionados conforme recomendação do fabricante do equipamento. Após a fabricação, o artefato foi submetido apenas à remoção do pó não consolidado, sem aplicação de operações de acabamento superficial ou tratamentos térmicos.

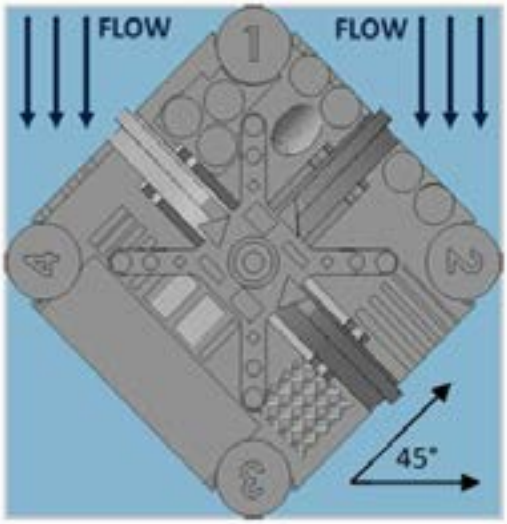
**Tabela 1 - Parâmetros de varredura utilizados na fabricação do artefato.**

| Região de varredura | Potência do laser (W) | Velocidade de varredura (mm/s) | Densidade volumétrica de energia (J/mm³) |
|---|---|---|---|
| Contorno interno e externo | 120 | 550 | 72,727 |
| Preenchimento | 200 | 1100 | 60,606 |

Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Para a orientação da peça foi utilizado como referência o corpo de prova de tração número um. A localização deste corpo de prova definiu a orientação, sendo que suas paredes adjacentes formam um ângulo de 45° com o escoamento do nitrogênio dentro da câmara de impressão, conforme recomendado por Taylor, Garibay e Wicker (2021) e ilustrado na Figura 2.

**Figura 2 - Orientação de impressão de acordo com a direção do escoamento.**




Fonte: Taylor, Garibay e Wicker (2021).

2.2 Caracterizações

Para as paredes finas, devido à impossibilidade de remoção individual das paredes do artefato, foi realizada uma avaliação dimensional simplificada por meio do paquímetro digital Mitutoyo Digimatic Caliper CD-8''AX. Foram efetuadas três medições em regiões acessíveis de cada parede, com espessuras nominais de 0,2; 0,4; 0,6; 0,8 e 1,0 mm. Foram posteriormente calculados a média, o desvio e o desvio relativo em relação à dimensão nominal. O desvio relativo (*Dr*) foi calculado conforme a Equação (1), em que $x_m$ representa a dimensão média medida e $x_n$ a dimensão nominal. Considerando as limitações ao método de medição por contato aplicado, os resultados foram tratados como estimativas dimensionais, não constituindo uma avaliação metrológica de alta precisão.

$$D_r = \frac{x_m - x_n}{x_m} \times 100$$

Os elementos concêntricos foram avaliados em um projetor de perfil Starrett VB300, no qual foram determinados os centros dos contornos circulares interno e externo na vista superior do artefato, permitindo calcular a excentricidade entre os centros no plano XY. Para expressar esse deslocamento em termos diametrais, foi adotado o valor 2e, conforme o critério utilizado para caracterização da concentricidade.

Para a caracterização da manufaturabilidade e da continuidade dos furos horizontais passantes, com diâmetros nominais de 0,125; 0,250 e 0,500 mm, foram realizadas inspeções visuais das aberturas com registro fotográfico. Os furos foram classificados qualitativamente como abertos, parcialmente obstruídos ou completamente obstruídos de acordo com o nível aparente de fechamento da seção. Para verificar a continuidade funcional dos furos, foi avaliado a existência de passagem de ar até a extremidade oposta, ao aplicar ar comprimido em uma das extremidades de cada furo.

A caracterização quantitativa da rugosidade foi realizada em duas superfícies manufaturadas verticalmente, a 90° em relação à base de impressão, identificadas como faces B e D, utilizando um rugosímetro portátil de contato SM Instruments RT10 Plus. Em

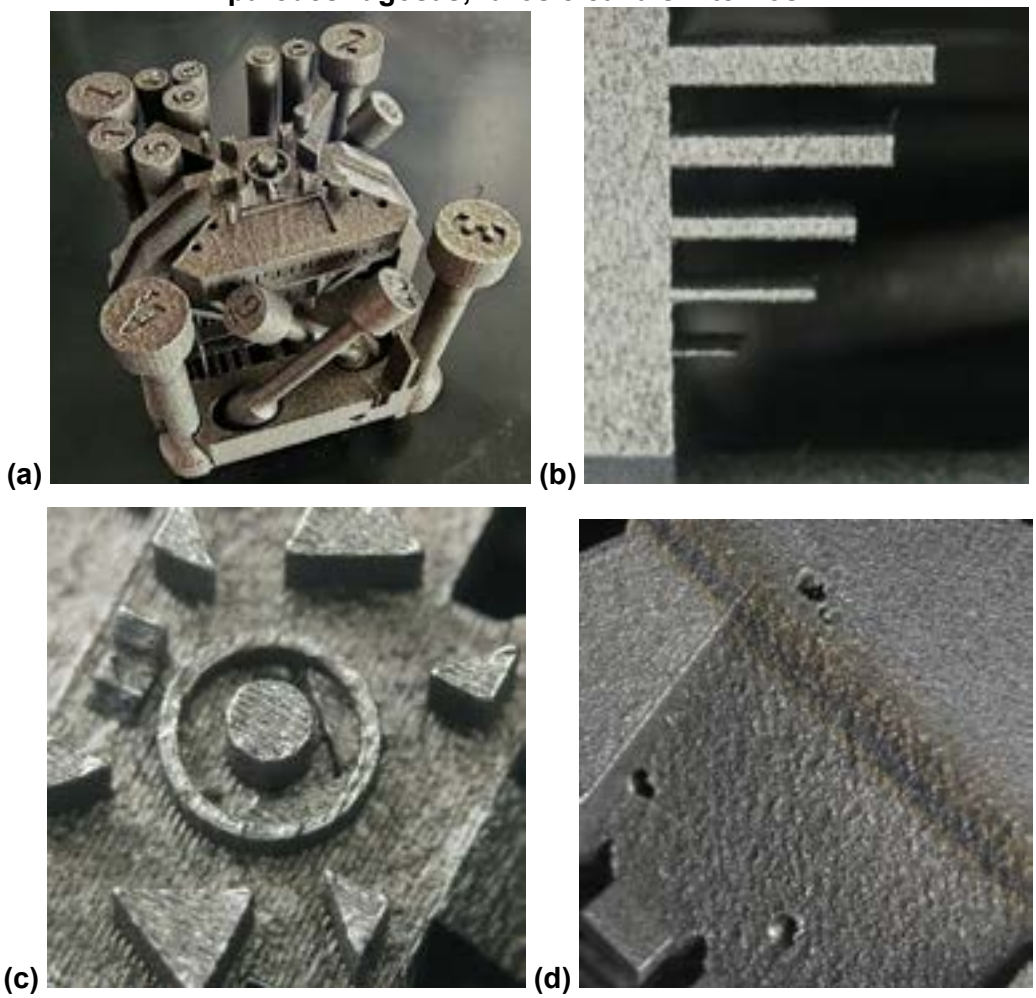
cada superfície foram realizadas três medições independentes, nas regiões inferior, central e superior, mantendo-se constante a orientação do percurso do apalpador. As medições de rugosidade foram realizadas utilizando filtro Gaussiano, conforme ISO 4287:1997, com comprimento de corte (*cut-off*) $\lambda c$ = 2,5 mm e três *cut-offs*, resultando em comprimento de avaliação de 7,5 mm, conforme configuração adotada no equipamento. O percurso do apalpador foi orientado perpendicularmente à base de impressão, correspondendo à direção definida para a caracterização do perfil superficial nas faces avaliadas. Para cada face foram determinados os valores médios e os respectivos desvios-padrão dos parâmetros *Ra* e *Rz*. As superfícies inclinadas a 40° e 60° apresentaram irregularidade superficial acentuada, inviabilizando uma medição confiável pelo método de contato adotado; dessa forma, essas regiões foram avaliadas qualitativamente por meio de registros fotográficos.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1 Fabricação do artefato

A Figura 3 apresenta o artefato após a fabricação. A peça foi produzida integralmente, sem ocorrência de falha durante a impressão. As principais características avaliadas são apresentadas nas subseções seguintes. A Figura 3 (a) apresenta a vista geral do artefato, a Figura 3 (b) as paredes finas, a Figura 3 (c) os elementos circulares e a Figura 3 (d) paredes inclinadas, canais internos e furos horizontais.

**Figura 3 - Aspecto geral do artefato após a fabricação, elementos geométricos e funcionais do artefato: (a) vista geral, (b) paredes finas, (c) elementos circulares e (d) paredes rugosas, furos e canais internos.**




Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

3.2 Paredes finas

As paredes finas apresentadas da Figura 2 (b) foram mensuradas e as médias obtidas apresentadas na Tabela 2. Com exceção da parede de 0,2 mm, que apresentou desvio positivo de 0,0033 mm, as demais apresentaram dimensões médias inferiores aos respectivos valores nominais. O maior desvio absoluto foi observado na parede de 0,8 mm, com redução média de 0,0233 mm, enquanto o maior desvio relativo ocorreu na parede de 0,4 mm, com −4,17%.

**Tabela 2 - Resultados de medição das paredes finas.**

| Parede nominal (mm) | Medição 1 | Medição 2 | Medição 3 | Média (mm) | Desvio (mm) | Desvio relativo |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 0,20 | 0,20 | 0,21 | 0,20 | **0,203** | +0,003 | +1,67% |
| 0,40 | 0,38 | 0,39 | 0,38 | **0,383** | −0,017 | −4,17% |
| 0,60 | 0,59 | 0,58 | 0,58 | **0,583** | −0,017 | −2,78% |
| 0,80 | 0,78 | 0,77 | 0,78 | **0,777** | −0,023 | −2,92% |
| 1,00 | 0,99 | 0,97 | 0,98 | **0,980** | −0,020 | −2,00% |

Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Embora os desvios relativos observados nas paredes tenham variado de −4,17% a +1,67%, não é possível estabelecer diretamente uma classe de tolerância IT para o presente processo, pois as medições foram realizadas por paquímetro e as características avaliadas possuem dimensões submilimétricas. Ainda assim, os resultados evidenciam que o desvio dimensional assume maior relevância relativa à medida que a dimensão característica diminui. Dessa forma, o desvio de 0,0033 mm observado para a parede de 0,2 mm não deve ser interpretado como uma indicação da exatidão dimensional real do processo, considerando a resolução e as limitações do método de medição empregado.

A tendência de subdimensionamento observada em quatro das cinco espessuras pode estar relacionada à interação entre a dimensão característica das paredes e a resolução efetiva do processo, incluindo o diâmetro finito do feixe laser e a estratégia de varredura empregada nos contornos. O diâmetro do spot utilizado foi de 85 µm, correspondente a uma parcela significativa das menores espessuras avaliadas, de modo que pequenas variações na posição efetiva da região fundida podem representar uma fração relevante da dimensão final da parede. Além disso, desvios geométricos em estruturas finas podem ser influenciados por efeitos térmicos e por deformações associadas às tensões residuais do processo LPBF. Entretanto, como não foram realizadas medições de deformação ou caracterizações específicas da geometria da poça de fusão, não é possível atribuir os desvios observados a um único mecanismo.

3.3 Furos Horizontais

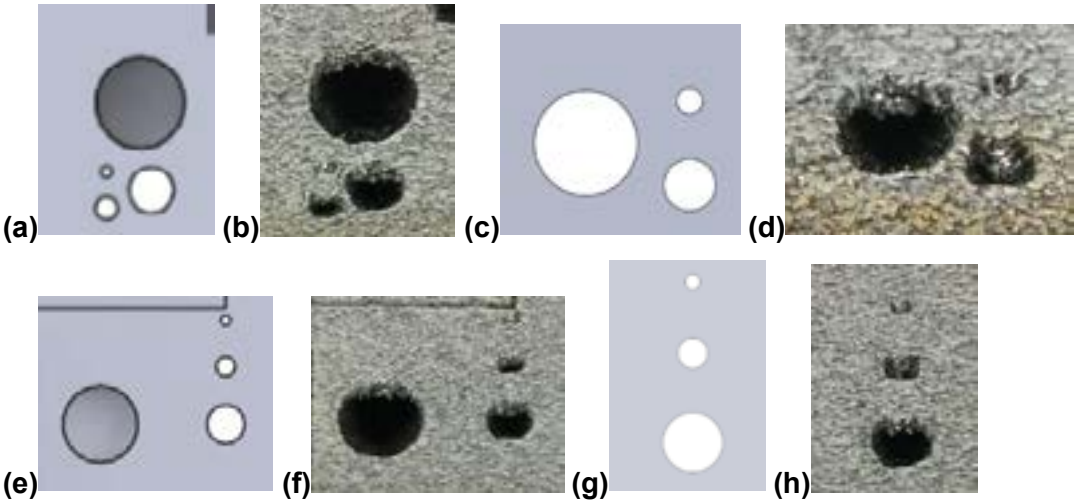
A Figura 4 apresenta a comparação entre a geometria nominal dos furos horizontais passantes no modelo CAD e as condições observadas após a fabricação, nas direções X e Y. Os diâmetros nominais avaliados foram 0,125; 0,250 e 0,500 mm. As imagens (a), (c), (e) e (g) correspondem às configurações nominais no modelo CAD, enquanto as imagens (b), (d), (f) e (h) apresentam as respectivas regiões no artefato impresso. A comparação permite observar a alteração da forma e do grau de abertura das seções dos furos após a fabricação, especialmente para os menores diâmetros.

A Tabela 3 apresenta os resultados visuais comparados ao CAD apresentado na Figura 4. Os furos de 0,50 mm permaneceram abertos nas direções X e Y e apresentaram passagem de ar, indicando continuidade funcional ao longo do canal. Para o diâmetro de 0,25 mm, foram observadas aberturas parcialmente obstruídas em ambas as direções, sem passagem de ar.

Já os furos de 0,125 mm apresentaram obstrução visual e também ausência de passagem de ar. Embora fosse possível identificar visualmente parte da seção de entrada dos

furos de 0,25 mm, o teste funcional mostrou que essa abertura não foi suficiente para garantir a continuidade de passagem de ar ao longo do canal. Dessa forma, apenas os furos de 0,50 mm apresentaram formação e continuidade satisfatórias, enquanto a redução do diâmetro comprometeu a formação e a continuidade funcional dos canais menores.

**Figura 4 – Comparação entre: furos de entrada orientados em X (a) CAD e (b) impresso; furos de saída em X (c) CAD e (d) impresso; furos de entrada em Y (e) CAD e (f) impresso; furos de saída em Y (g) CAD e (h) impresso.**




Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

**Tabela 3 - Resultados visuais e práticos dos furos horizontais passantes.**

| Diâmetro (mm) | Condição visual: X | Passagem de ar: X | Condição visual: Y | Passagem de ar: Y |
|---|---|---|---|---|
| 0,50 | Aberto | Sim | Aberto | Sim |
| 0,25 | Parcialmente obstruído | Não | Parcialmente obstruído | Não |
| 0,125 | Obstruído | Não | Obstruído | Não |

Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Não foi observada diferença funcional entre as direções X e Y para os diâmetros avaliados. Dessa forma, nas condições de processamento empregadas, a limitação observada parece estar mais relacionada à dimensão do canal do que à sua orientação no plano XY. O diâmetro de 0,50 mm foi, portanto, o menor diâmetro horizontal que apresentou continuidade funcional neste experimento. Esse resultado deve ser interpretado como o menor diâmetro funcional identificado para as condições avaliadas, e não como um limite absoluto de fabricação do equipamento.

A perda de continuidade observada com a redução do diâmetro dos canais pode estar associada à aproximação da dimensão da geometria às escalas características do processo LPBF. O artefato foi fabricado com diâmetro de spot de 85 µm, espessura de camada de 30 µm e espaçamento entre linhas de varredura de 100 µm, de modo que, para canais de 0,25 e 0,125 mm, pequenas variações na geometria formada representam uma parcela significativa da seção nominal. Além disso, a presença de partículas parcialmente fundidas, irregularidades superficiais e material aderido às paredes internas pode reduzir a seção efetivamente livre do canal. Assim, mesmo quando uma abertura parcial é visualmente

identificada na entrada do furo de 0,25 mm, a continuidade ao longo de seu comprimento pode ser comprometida, como demonstrado pela ausência de passagem de ar.

3.4 Desvio entre centros dos elementos circulares

Para a geometria nominal, os centros dos dois elementos devem coincidir, resultando em $e = 0$. Para expressar o deslocamento entre os centros em termos diametrais, foi calculado o desvio diametral entre centros como $2e$. Conforme apresentado na Tabela 4, a excentricidade média obtida foi de 0,0303 mm, correspondente a um desvio diametral médio de 0,0607 mm.

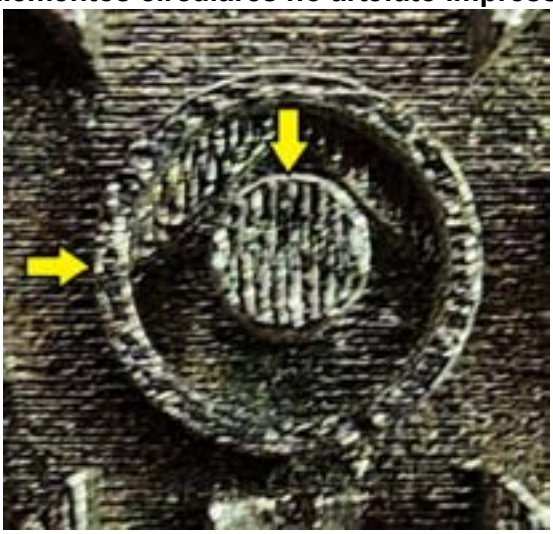
**Tabela 4 – Resultados de medição da excentricidade e do desvio diametral entre centros no plano XY.**

| Medida | Excentricidade, *e* (mm) | Desvio diametral entre centros, 2e (mm) |
|---|---|---|
| **1** | **0,021** | **0,042** |
| **2** | **0,039** | **0,078** |
| **3** | **0,031** | **0,062** |
| **Média** | **0,0303** | **0,0607** |
| **Desvio padrão** | **0,00902** | **0,01804** |

Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

No centro da Figura 5, onde estão localizados os elementos circulares, é possível observar uma assimetria na região inferior do elemento anular. Essa assimetria indica visualmente um deslocamento relativo entre os centros dos elementos, estando qualitativamente de acordo com os resultados obtidos no sistema óptico. Desvios de concentricidade em componentes produzidos por LPBF também foram observados por Rupal *et al*. (2021), que demonstraram que as tolerâncias geométricas podem variar em função da orientação dos elementos geométricos e das deformações inerentes ao processo de fabricação.

**Figura 5 – Elementos circulares no artefato impresso em LPBF.**



Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

O desvio diametral médio entre centros de 0,0607 mm indica que, embora os elementos circulares tenham sido formados, houve uma diferença mensurável entre as posições dos seus centros. Entretanto, como o artefato não estabelece uma tolerância geométrica específica para essa característica, o valor obtido não permite classificá-la isoladamente como aceitável ou não aceitável. Nesse contexto, o resultado deve ser interpretado como uma medida do desvio geométrico obtido nas condições de processamento empregadas.

3.5 Rugosidade

Os resultados de rugosidade obtidos nas superfícies verticais estão apresentados na Tabela 5. A face D apresentou valores médios de *Ra* = 6,1240 µm e *Rz* = 47,8140 µm, enquanto a face B apresentou *Ra* = 6,6970 µm e *Rz* = 52,1470 µm. Os valores médios de *Ra* razoavelmente próximos entre as duas superfícies indicam comportamento superficial semelhante para as faces manufaturadas na mesma orientação. Entretanto, observou-se maior dispersão das medições de Ra na face D, com desvio-padrão de 1,05551 µm, enquanto a face B apresentou desvio-padrão de 0,31321 µm. Para *Rz*, ambas as superfícies apresentaram maior variação, com desvios-padrão de 6,32893 e 5,24691 µm para as faces D e B, respectivamente.

**Tabela 5 – Resultados de medição de rugosidade por face e posição.**

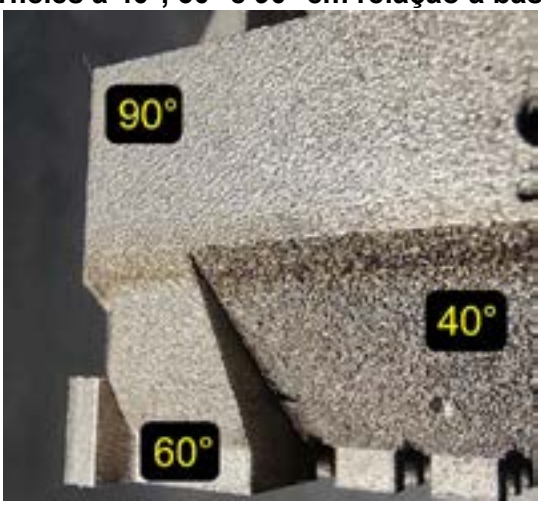
| Face | Posição | *Ra* (µm) | *Rz* (µm) |
|---|---|---|---|
| D | Inferior | 7,177 | 53,546 |
| D | Central | 6,129 | 41,022 |
| D | Superior | 5,066 | 48,874 |
| **D** | **Média ± Desvio padrão** | **6,1240 ± 1,05551** | **47,8140 ± 6,32893** |
| B | Inferior | 6,487 | 53,783 |
| B | Central | 7,057 | 56,381 |
| B | Superior | 6,547 | 46,277 |
| **B** | **Média ± Desvio padrão** | **6,6970 ± 0,31321** | **52,1470 ± 5,24691** |

Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Os valores de médios de *Ra* obtidos, entre 6,124 e 6,697 µm, são relativamente baixos para superfícies metálicas produzidas por LPBF sem pós-processamento, situando-se abaixo da faixa de 7-20 µm reportada por Sinico, Witvrouw e Dewulf (2025) como típica para componentes LPBF. Os autores também demonstraram que estratégias de melhoria superficial, como *remelting* a laser associado à seleção da distribuição granulométrica do pó, podem reduzir significativamente a rugosidade de peças de Maraging 300. Assim, os valores obtidos neste trabalho podem ser considerados relativamente baixos para superfícies verticais em condição *as-built*, embora ainda superiores aos obtidos por estratégias específicas de otimização superficial.

Diferentemente das superfícies verticais, as faces inclinadas a 40° e 60° apresentadas na Figura 6 mostram irregularidades superficiais significativamente mais pronunciadas na inspeção visual, impossibilitando a obtenção de perfis confiáveis com o rugosímetro de contato utilizado. Dessa forma, essas superfícies foram avaliadas apenas qualitativamente por meio de registros fotográficos.

**Figura 6 – Superfícies a 40°, 60° e 90° em relação à base de impressão.**




Fonte: Elaborado pelos autores (2026).

Esse comportamento está de acordo com a literatura, que relaciona a inclinação das superfícies em LPBF ao aumento da irregularidade superficial, especialmente em superfícies voltadas para o leito de pó (*downfacing*), devido ao efeito de degraus, deformação da poça de fusão sobre o leito de pó e adesão de partículas parcialmente fundidas (TRIANTAPHYLLOU *et al*., 2015). Resultados semelhantes foram observados por SHANGE *et al*. (2019), que verificaram aumento da rugosidade com a redução do ângulo de inclinação e maior presença de partículas parcialmente fundidas aderidas às superfícies voltadas para o leito de pó.

## 4. CONCLUSÕES

A fabricação e caracterização do artefato de qualificação permitiram avaliar características dimensionais, geométricas, funcionais e superficiais do processo LPBF aplicado ao aço maraging 18Ni300. As paredes finas, com espessuras nominais entre 0,2 e 1,0 mm, apresentaram desvios relativos entre +1,67% e −4,17%, embora a avaliação dessas características seja limitada pelo método de medição empregado. Nos furos horizontais, apenas o diâmetro de 0,50 mm apresentou abertura e continuidade funcional nas direções X e Y, enquanto os diâmetros de 0,25 e 0,125 mm apresentaram obstrução parcial ou completa e ausência de passagem de ar.

Para os elementos circulares, foi obtida excentricidade média de 0,0303 mm, correspondente a um desvio diametral médio entre centros de 0,0607 mm. Nas superfícies verticais, os valores médios de *Ra* variaram entre 6,124 e 6,697 µm, indicando valores de rugosidade relativamente baixos para superfícies verticais de componentes LPBF em condição as-built.

Em contraste, as superfícies inclinadas a 40° e 60° apresentaram irregularidades superficiais mais pronunciadas, impossibilitando sua caracterização quantitativa pelo método de contato empregado.

Nas condições de processamento empregadas, o processo apresentou capacidade de fabricação de características submilimétricas, incluindo paredes com espessura nominal de 0,20 mm e canais horizontais funcionais de 0,50 mm, além de superfícies verticais com rugosidade relativamente baixa para o processo de fabricação avaliado. Entretanto, foram observadas limitações para canais horizontais inferiores a 0,50 mm e para superfícies inclinadas de 40° e 60°. Como foi avaliado um único artefato, os resultados caracterizam a condição de processamento investigada e não permitem estabelecer a repetibilidade ou a capacidade global do sistema LPBF.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Ágora Tech Park pela infraestrutura disponibilizada para a realização deste trabalho no Laboratório de Manufatura Avançada (MLab) e pelo suporte à execução das atividades de pesquisa; à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP), pelo apoio financeiro concedido por meio da bolsa de pesquisa; à Inowalbert e Walbert, pelo apoio institucional e pela expertise técnica disponibilizada ao longo do desenvolvimento do projeto; e ao Laboratório de Metrologia e Qualidade Industrial (METeQ) da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), campus Joinville, pelo apoio na realização das medições e análises de metrologia.

## REFERÊNCIAS

[1] GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B. Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing. 2. ed. New York: Springer, 2015. DOI: 10.1007/978-1-4939-2113-3.

[2] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 4287:1997: Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface texture: Profile method — Terms, definitions and surface texture parameters. Geneva: ISO, 1997.

[3] PRINTABLES. Qualification Test Artifact. 2025. Disponível em: https://www.printables.com/model/1198509-qualification-test-artifact. Acesso em: 16 jun. 2026.

[4] RUPAL, B. S.; SINGH, T.; WOLFE, T.; SECANELL, M.; QURESHI, A. J. Tri-planar geometric dimensioning and tolerancing characteristics of SS 316L laser powder bed fusion process test artifacts and effect of base plate removal. Materials, v. 14, n. 13, art. 3575, 2021. DOI: 10.3390/ma14133575.

[5] SHANGE, M.; YADROITSAVA, I.; PITYANA, S.; YADROITSEV, I.; BESTER, D. Surface morphology characterisation for parts produced by the high speed selective laser melting. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 655, art. 012045, 2019. DOI: 10.1088/1757-899X/655/1/012045.

[6] SINICO, M.; WITVROUW, A.; DEWULF, W. Improving the surface quality of maraging 300 parts produced via laser powder bed fusion through powder distribution selection and optimized laser remelting. Journal of Manufacturing Processes, v. 138, p. 38–49, 2025. DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.02.014.

[7] TAYLOR, H. C.; GARIBAY, E. A.; WICKER, R. B. Toward a common laser powder bed fusion qualification test artifact. Additive Manufacturing, v. 39, art. 101803, 2021. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101803.

[8] TRIANTAPHYLLOU, A.; GIUSCA, C. L.; MACAULAY, G. D.; ROERIG, F.; HOEBEL, M.; LEACH, R. K.; TOMITA, B.; MILNE, K. A. Surface texture measurement for additive manufacturing. Surface Topography: Metrology and Properties, v. 3, n. 2, art. 024002, 2015. DOI: 10.1088/2051-672X/3/2/024002.

**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026**
**www.senafor.com**

# ESTUDO EXPLORATÓRIO PARA A DETERMINAÇÃO DO GRAU DE RECALQUE NO TORNEAMENTO ORTOGONAL DO AÇO SAE 1045 EM DIFERENTES MEIOS LUBRIRREFRIGERANTES

Guilherme V. Schirmer [1]
Alice do A. Rodrigues [2]
Régis H. Silva Souza [2]
André J. de Souza [1]
Ney F. Ferreira [2]
Patric D. Neis [2]
Cesar L. Petzhold [3]
Liu Y. de Barros [1,2]

## RESUMO

Entre os processos de fabricação, o torneamento é uma operação de usinagem amplamente utilizada na manufatura de diversos componentes mecânicos. Um importante parâmetro no torneamento é o grau de recalque ($R_c$), que pode ser obtido pela razão entre a velocidade de corte e a velocidade de escoamento do cavaco. Valores elevados de $R_c$ estão associados a maiores níveis de deformação plástica do material durante a formação do cavaco, o que tende a aumentar as forças de usinagem. O atrito e o meio lubrirrefrigerante são variáveis determinantes para o valor de $R_c$, uma vez que uma lubrirrefrigeração eficaz reduz o atrito entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, tendendo a reduzir o valor de $R_c$. Neste trabalho, o $R_c$ e o coeficiente de atrito (μ) entre a superfície de saída e o cavaco foram determinados em operações de torneamento ortogonal do aço SAE 1045 em três condições de lubrirrefrigeração: corte a seco, mínima quantidade de lubrificação (MQL) com um fluido semissintético e MQL com um biolubrificante à base de óleo de mamona. Para a determinação do $R_c$, foram utilizadas imagens do escoamento do cavaco obtidas com uma câmera de alta velocidade. O fluido sintético apresentou os menores valores de $R_c$ (1,88) e de atrito (0,90). O biolubrificante mostrou $R_c$ de 2,06 e atrito de 0,91. A usinagem a seco exibiu o pior desempenho, com $R_c$ de 2,31 e atrito de 0,94. O método proposto para a determinação do grau de recalque mostrou-se adequado, constituindo uma ferramenta potencialmente apropriada para a determinação do $R_c$ na usinagem de diferentes materiais.

Palavras – chaves: Torneamento ortogonal; grau de recalque; biolubrificante.

[1] Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Laboratório de Automação em Usinagem, Porto Alegre, RS, Brasil.
[2] Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Laboratório de Tribologia, Porto Alegre, RS, Brasil.
[3] Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Instituto de Química, Porto Alegre, RS, Brasil

# *EXPLORATORY STUDY FOR THE DETERMINATION OF THE CHIP COMPRESSION RATIO IN ORTHOGONAL TURNING OF SAE 1045 STEEL UNDER DIFFERENT LUBRICATION CONDITIONS.*

**ABSTRACT**

*Among manufacturing processes, turning is a machining operation widely used to fabricate various mechanical components. An important parameter in turning is the chip compression ratio ($R_c$), which can be obtained from the ratio of the cutting speed to the chip flow velocity. High $R_c$ values are associated with greater levels of plastic deformation of the material during chip formation, which tends to increase machining forces. Friction and lubrication conditions are key determinants of $R_c$, since an effective cutting fluid reduces friction between the chip and the tool rake face, thereby decreasing $R_c$. In this study, $R_c$ and the coefficient of friction (μ) between the rake face and the chip were determined during orthogonal turning operations of SAE 1045 steel under three lubri-cooling conditions: dry cutting, minimum quantity lubrication (MQL) using a synthetic fluid, and MQL using a castor oil-based biolubricant. To determine $R_c$, chip-flow images were captured using a high-speed camera. The semi-synthetic fluid resulted in the lowest $R_c$ (1.88) and friction (0.90) values. The biolubricant presented a $R_c$ of 2.06 and a friction of 0.91. Dry machining showed the worst performance, with a $R_c$ of 2.31 and a friction of 0.94. The proposed method for determining the chip compression ratio proved suitable and represents a potentially appropriate tool for determining $R_c$ in the machining of different materials.*

*Key words: Orthogonal turning; chip compression rate; biolubricant.*

## 1. INTRODUÇÃO

Para a compreensão dos fenômenos ocorridos durante a usinagem de metais, o estudo experimental do cavaco torna-se importante, pois a teoria da plasticidade não explica satisfatoriamente sua formação. A formação do cavaco ocorre com a penetração da ferramenta no material a ser cortado, recalcando uma pequena porção de material contra a superfície de saída da ferramenta. Esse material sofre deformação plástica até que as tensões de cisalhamento atinjam magnitude suficiente para provocar um deslizamento entre a porção de material recalcado e a peça, o que resulta em uma ruptura parcial ou completa nesta região. O movimento relativo entre a peça e a ferramenta de corte resulta em um movimento contínuo de escorregamento do material sobre a superfície de saída da ferramenta, levando à formação de diferentes tipos de cavaco: contínuo, cisalhado ou de ruptura [1].

Observações sobre o mecanismo de formação do cavaco levaram à criação de um modelo simplificado que compara o empilhamento das lamelas a um baralho de cartas. Em condições normais de usinagem, observam-se as fases de recalque, deformação plástica, ruptura, deslizamento e saída do cavaco em cada lamela de material removido. Devido à justaposição das lamelas e à presença de extremidades irregulares, o cavaco não apresenta espessura uniforme, o que dificulta a determinação do grau de recalque ($R_c$) [2]. O $R_c$ do cavaco é definido como a razão entre a espessura do cavaco e a espessura de corte, mas também pode ser obtido pela razão entre a velocidade de corte e a velocidade de escoamento do cavaco. Uma vez que o encruamento do material resulte em uma velocidade de escoamento do cavaco inferior à velocidade de corte, o grau de recalque sempre será maior que 1.

Valores elevados de $R_c$ estão associados a maiores níveis de deformação plástica do material usinado durante a formação do cavaco, o que tende a aumentar os esforços de usinagem. Em outras palavras, valores elevados de $R_c$ indicam maior dificuldade de usinar um material sob determinada condição de corte [3,4,5].

Alguns trabalhos experimentais buscam avaliar o grau de recalque na usinagem de diferentes materiais. No trabalho de Sousa et al., 2012 [5], o $R_c$ no torneamento de diversas ligas de alumínio foi determinado por meio da avaliação da espessura do cavaco sob diferentes condições de corte. Os autores observaram que os maiores valores de avanço e de dureza do material usinado foram os que mais reduziram o valor de $R_c$. Leksycki et al., 2023 [6], avaliaram o grau de recalque da liga Ti6Al4V também pela espessura de cavaco. Observou-se que, em comparação com a usinagem que aplicou fluido de corte em abundância, os valores de $R_c$ diminuíram tanto na usinagem a seco quanto na usinagem com mínima quantidade de lubrificação (MQL). Já no trabalho de Yadav et al., 2019 [3], o $R_c$ foi obtido a partir da espessura do cavaco durante o torneamento do Inconel 825. Observou-se que $R_c$ aumentou com o incremento do avanço.

As tensões de compressão e o atrito que ocorrem na zona de corte resultam em altas temperaturas na interface peça-ferramenta. Esta temperatura gerada transfere-se parcialmente para a ferramenta, o que influencia sua vida útil e, consequentemente, o desempenho do processo. Uma forma de minimizar esta influência é o uso de fluido de corte [7].

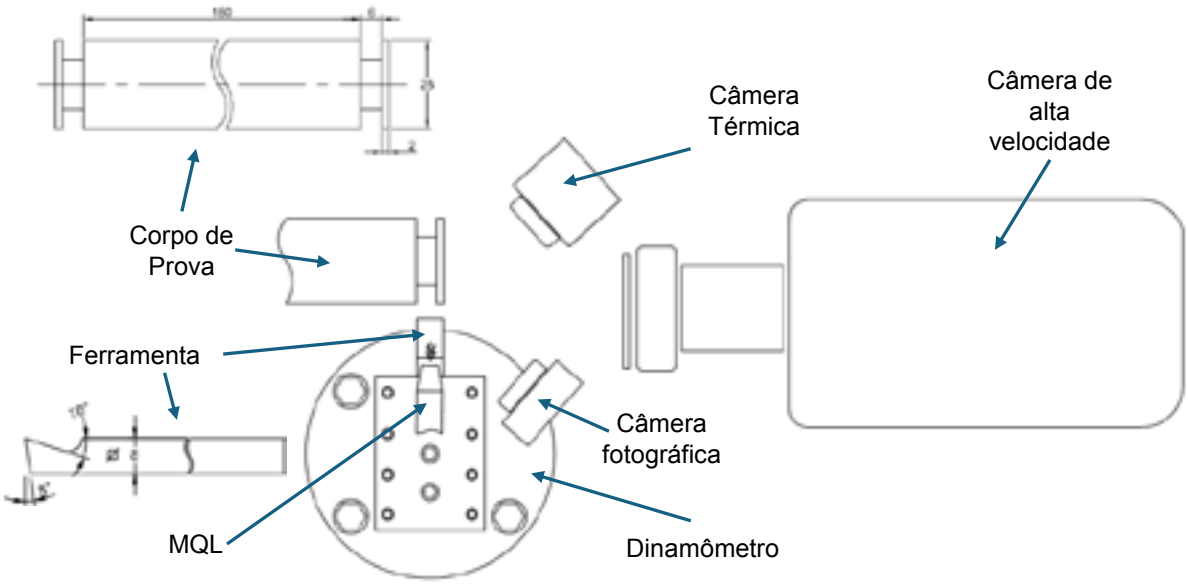
Fluidos de corte são utilizados para refrigerar a região de corte em altas velocidades e para lubrificar em baixas velocidades, preservando a integridade geométrica da ferramenta e reduzindo a força de corte [7]. Entretanto, os fluidos de corte impactam negativamente o meio ambiente e são nocivos à saúde do operador, especialmente as emulsões à base de óleos minerais. Devido a diretrizes ambientais mais restritivas quanto ao descarte de resíduos industriais, o desenvolvimento de práticas amigáveis ao meio ambiente tem ganhado destaque. Uma alternativa à aplicação de fluidos de corte em abundância na usinagem, onde uma grande quantidade de fluido é utilizada, é o uso da técnica de mínima quantidade de lubrificante (MQL). Esta é uma técnica em que gotículas de óleo são pulverizadas na região de corte com o auxílio de ar comprimido. Dessa forma, utilizam-se vazões de fluido muito baixas (tipicamente inferiores a 0,5 L/h), o que garante uma redução significativa no consumo [8]. Assim, a utilização do MQL na usinagem contribui de forma econômica e operacional, reduzindo os riscos à saúde dos agentes envolvidos. Além disso, estudos indicam que a técnica MQL contribui de forma significativa para a preservação das ferramentas de corte [10].

Neste contexto, o presente trabalho busca avaliar o grau de recalque no torneamento do aço SAE 1045 em diferentes condições de lubrirrefrigeração. Para isso, utilizou-se uma câmera de alta velocidade, permitindo a visualização em detalhes da formação do cavaco, bem como da sua velocidade de saída logo após o corte. Três condições foram utilizadas: corte a seco, MQL com fluido semissintético e MQL com biolubrificante à base de mamona.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram realizadas operações de torneamento ortogonal, a seco e em MQL com ambos os fluidos (semissintético e biolubrificante à base de mamona). Para a execução dos ensaios, utilizou-se um torno mecânico convencional Romi I-20. Os corpos de prova foram confeccionados em aço SAE 1045, com geometria

apresentada na Figura 1. Para registro da temperatura resultante do corte do material, foi utilizada uma câmera térmica (como será descrido posteriormente neste trabalho).




Obs.: Dimensões em mm.

Figura 1. Geometrias utilizadas para o corpo de prova e a ferramenta, e esquema do aparato experimental.

Foram utilizadas ferramentas de aço rápido com teor de 10% de cobalto, ângulo de folga ($\alpha$) de 8º e ângulo de saída ($\gamma$) de 18°. Para cada experimento, foi utilizada uma nova ferramenta. Os parâmetros de corte utilizados foram: rotação (n) de 630 rpm que, considerando o diâmetro inicial do corpo de prova (25 mm), representa uma velocidade de corte (Vc) de 49 m/min, largura de corte (ae) de 2 mm e avanço (f) de 0,084 mm/volta. A seleção desses parâmetros baseou-se em recomendações da literatura, considerando os materiais da ferramenta e da peça [9].

Como mencionado acima, duas emulsões foram utilizadas neste trabalho. Uma emulsão vegetal à base de óleo de mamona (OM) e outra semissintética, comercial (SSIN). Ambas foram aplicadas em MQL com o atomizador Quimatic IV, fixado na torre do torno, de modo a manter constante a distância de 25 mm entre a saída do aspersor e a região de corte (Figura 2). A pressão de trabalho foi mantida em 3 bar e a vazão em 0,3 L/h para ambas as situações de MQL. A emulsão de base vegetal foi obtida por diluição em água, na proporção de 1% em peso. A emulsão semissintética foi diluída na proporção de 5% em peso, conforme recomendação do fabricante. Realizou-se também um experimento a seco, ou seja, sem a utilização de qualquer fluido lubrirrefrigerante.

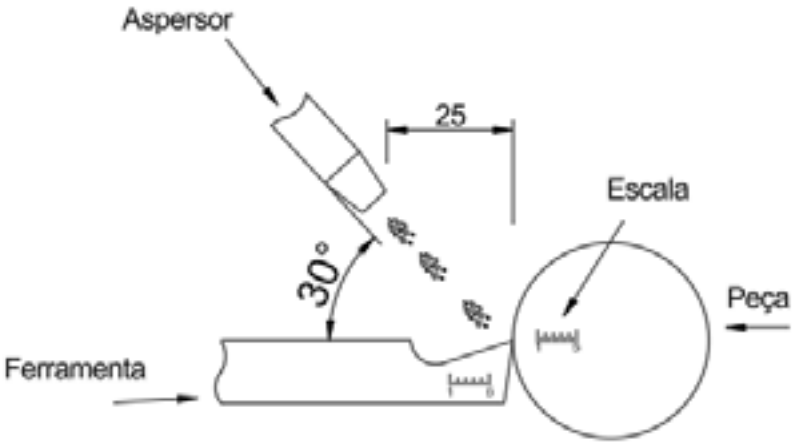



Figura 2. Posicionamento do bico aspersor.

Para a obtenção do coeficiente de atrito (μ) no contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, foram mensuradas as forças de corte (Fc) e de avanço (Ft). Para isso, utilizou-se um dinamômetro piezelétrico Kistler 9272 interligado a um amplificador de sinais da mesma marca (modelo 5070). Para a aquisição de dados, utilizou-se uma placa DAQ Measurement Computing PCDIM-DAS-1602/16, gerenciada pelo software LabVIEW 9.0 e por uma VI (Virtual Instrument) dedicada. O dinamômetro foi fixado sobre o carro transversal do torno, e a ferramenta foi montada sobre ele. Foi utilizada uma taxa de aquisição de 1000 Hz em todos os experimentos. A força de atrito (F) e a força normal (N) foram obtidas por meio da decomposição vetorial das forças de corte (Fc) e de avanço (Ft) em relação ao ângulo de saída (γ), conforme as equações (1) e (2), respectivamente [11].

$$F = Fc \operatorname{sen}(\gamma) + Ft \cos(\gamma) \quad (1)$$

$$N = Fc \cos(\gamma) - Ft \operatorname{sen}(\gamma) \quad (2)$$

Estas forças (em newtons) são representadas esquematicamente na Figura 3.

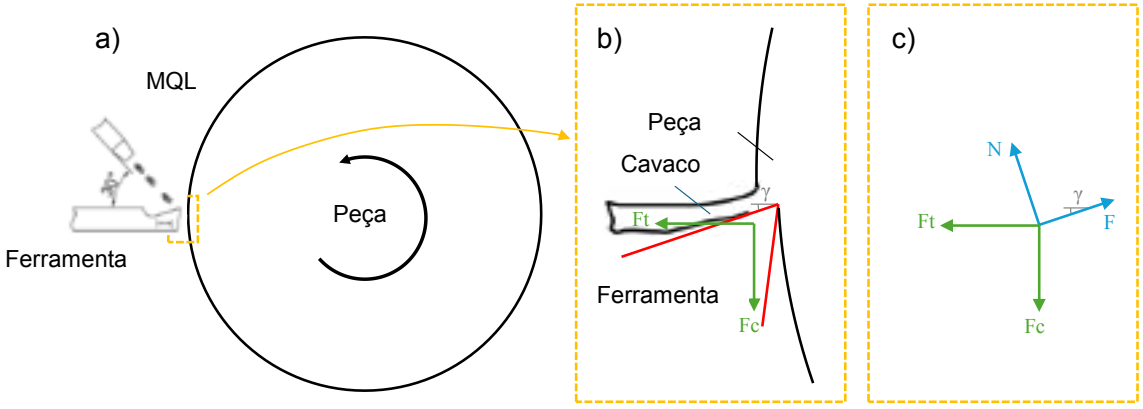



Figura 3. Corte ortogonal: (a) esquema do processo; (b) forças mensuradas Fc e Ft; (c) decomposição vetorial de Fc e Ft resultando em N e F.

Assim, o coeficiente de atrito pode ser obtido pela Equação (3).

$$\mu = \frac{F}{N} \tag{3}$$

O grau de recalque ($R_c$) foi obtido pela razão entre a velocidade de corte (Vc, em mm/min) e a velocidade de saída do cavaco (Vf, em mm/min), conforme mostrado na Equação (4) [2].

$$Rc = \frac{Vc}{Vf} \tag{4}$$

A velocidade de saída do cavaco foi registrada com uma câmera de alta velocidade Phantom v.411 instrumentada com uma lente macro Canon EF100 mm/2.8 Macro–USM. A resolução utilizada foi de 800x600 pixels, com taxa de amostragem de 7000 quadros por segundo (fps) e o tempo de exposição de 140 μs. Um refletor LED Molus B500 COB Light foi utilizado como fonte de iluminação. Em cada corpo de prova foi fixada uma escala milimetrada para calibração dos equipamentos (Figura 2).

Para a obtenção do grau de recalque ($R_c$), utilizou-se o software Adobe Photoshop para quantificar o número de pixels correspondentes ao deslocamento de uma determinada porção de cavaco, obtendo-se a distância “d” percorrida entre dois pontos conhecidos (de A para B), conforme mostrado na Figura 4. O intervalo de tempo deste percurso foi determinado pelo número de quadros necessários para a ocorrência deste deslocamento, obtido por meio do software Vegas Pro 14.

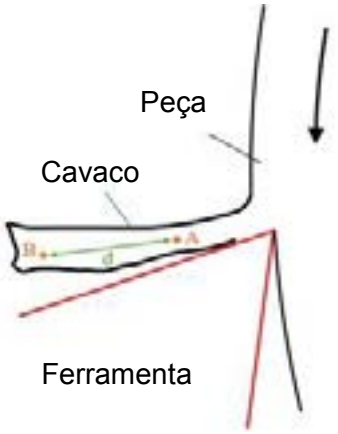



Figura 4. Estimativa da velocidade do cavaco.

Uma câmera térmica Hikmicro M 30 foi utilizada durante o ensaio para registro da temperatura. A análise térmica que quantificou a influência do lubrirrefrigerante nas diferentes condições usinadas foi realizada no software Hikmicro Analyzer V1.7.2 do mesmo fabricante. Utilizou-se uma emissividade de 0,97.

A morfologia do cavaco foi registrada durante o corte com uma câmera Canon EOS R50, equipada com uma lente macro RF 100 mm f/2.8L Macro IS USM da mesma marca. Após os ensaios, as ferramentas foram analisadas com uma lupa Dino-Lite AM413ZT para verificar a integridade superficial e identificar possíveis mecanismos de avaria, desgaste, adesão ou fratura.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 3.1 Coeficiente de Atrito e Grau de recalque

A Figura 5 apresenta o valor médio do coeficiente de atrito e o grau de recalque para cada condição de lubrirrefrigeração. Para garantir uma espessura de corte contínua, os dados de atrito das duas primeiras revoluções do corpo de prova foram descartados, ou seja, esses valores na entrada da ferramenta foram desconsiderados. Assim, os resultados de atrito médio apresentados na Figura 5 referem-se ao corte realizado após estas duas voltas durante um período de 0,045 s.

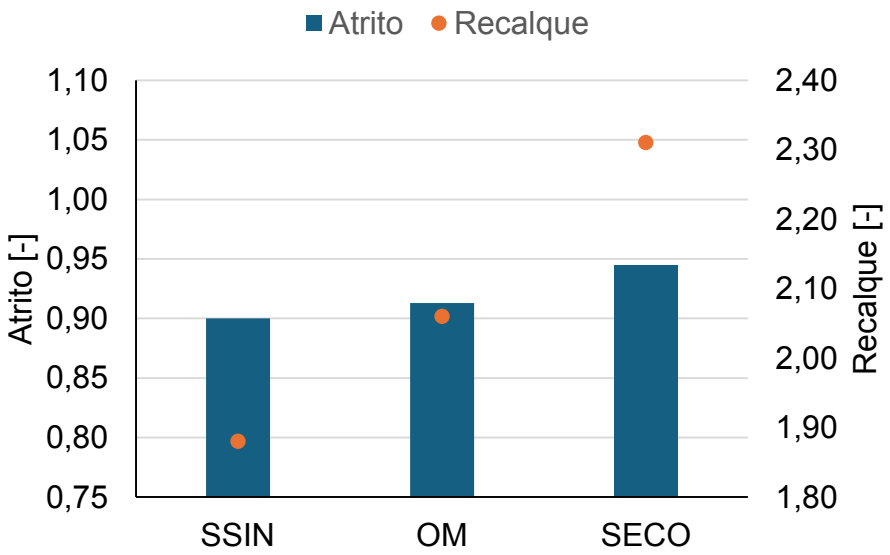



Figura 5. Atrito médio e grau de recalque para cada condição de lubrirrefrigeração.

Para os coeficientes de atrito, comparando com a condição a seco, a emulsão semissintética apresenta um valor médio 11,1% menor, em comparação a 9,1% para a emulsão de base vegetal. Isso indica que ambos os fluidos aplicados em MQL auxiliaram na redução do atrito entre a ferramenta de corte e a superfície e de saída da ferramenta.

Observa-se que os valores de recalque foram de 1,88 e 2,06 para as emulsões semissintética (SSIN) e vegetal (OM), respectivamente, sendo 2,31 o valor atribuído à condição a seco. Comparando com a condição a seco, o valor de recalque da emulsão semissintética ficou 14,94% menor e o da emulsão de base vegetal, 7,28% menor. Os resultados indicam que o aumento do atrito foi acompanhado de um aumento do Rc. Esse comportamento sugere que o aumento do atrito na interface cavaco-ferramenta reduz a velocidade de escoamento do cavaco (Vf) e, consequentemente, eleva o grau de recalque, indicando maiores deformações plásticas durante a formação do cavaco.

A Figura 6 apresenta a evolução temporal da formação do cavaco para cada condição de lubrirrefrigeração (SSIN, OM e corte a seco) ao longo de 40 ms. Observa-se, na condição a seco, que o cavaco é mais longo do que nas condições com MQL.

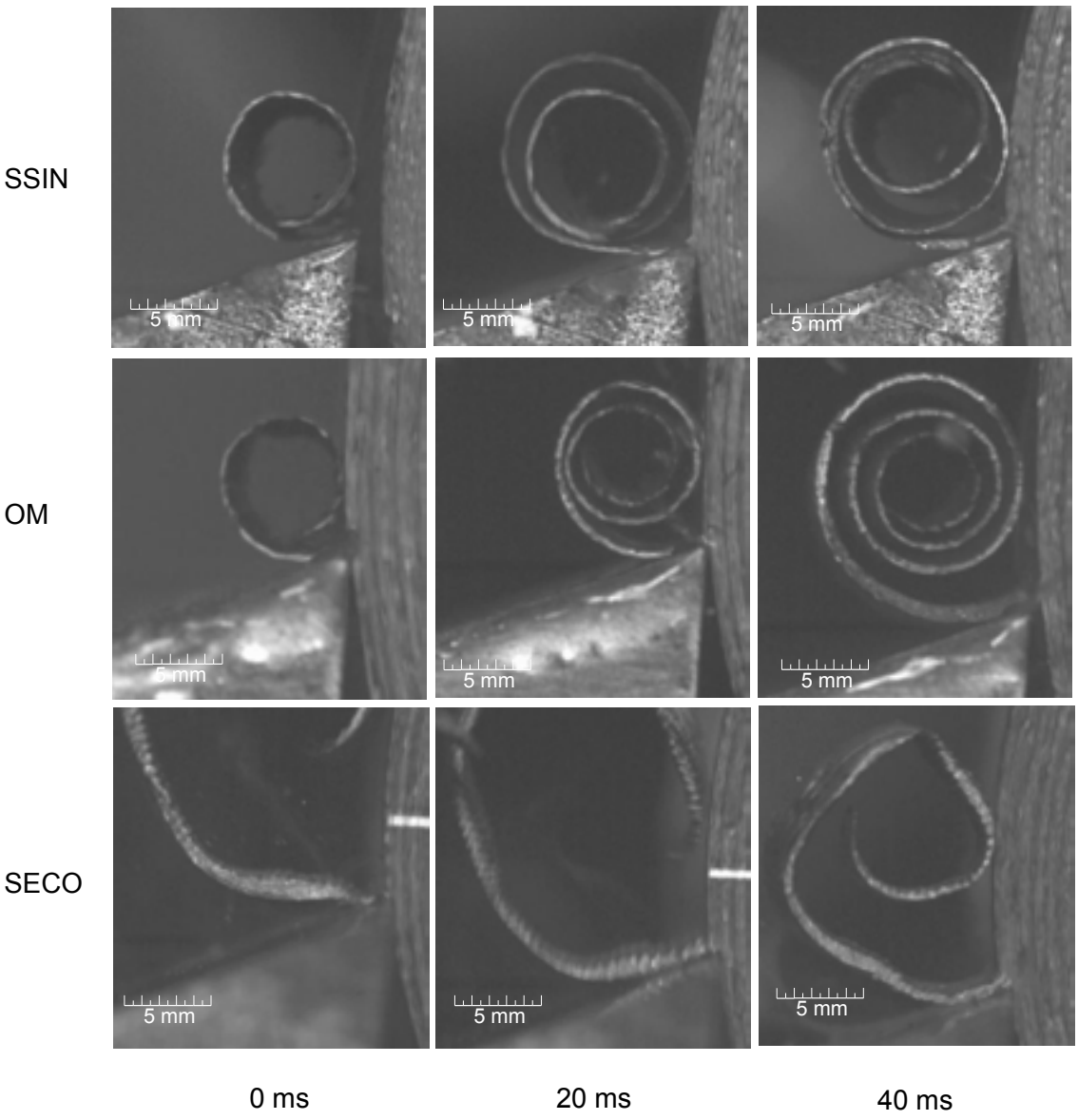



Figura 6. Formação do cavaco ao longo de 40 ms nos três experimentos.

Para uma análise estatística dos valores de atrito, aplicou-se o teste de normalidade de Shapiro-Wilk, avaliando-se a hipótese de que os dados provêm de uma distribuição normal, hipótese que não se confirmou, conforme mostra a Tabela 1.

Tabela 1 - Estatística resultante para o teste Shapiro-Wilk para α de 0,05 e valor W = 0,945.

| Condição lubrirrefrigerante | Estatística do Teste | Resultado |
|---|---|---|
| Seco | W= 0,8591<br>valor-p= 0,00005345 | Há evidências estatísticas significativas para rejeitar a hipótese de normalidade, os dados não uma seguem normal. |
| OM | W= 0,8651<br>valor - p= 0,00007778 | |
| SSIN | W= 0,97153<br>valor-p= 0,3153 | Há evidências significativas para não rejeitar a hipótese de normalidade, os dados seguem uma distribuição normal. |

Desta forma, é válida a aplicação do teste de Kruskal-Wallis para comparar os valores de atrito resultantes das três condições lubrirrefrigerantes, a fim de verificar a existência de diferenças estatisticamente significativas. Isto permitiu efetuar comparações múltiplas par a par entre as condições, identificando, entre os grupos,

qual condição apresentou diferença significativa. A Tabela 2 mostra estes resultados. Observa-se que a comparação entre os experimentos com a emulsão semissintética (SSIN) e a vegetal (OM) não revelou diferenças significativas, indicando que o fluido vegetal apresentou atrito próximo ao do semissintético. Por outro lado, quando a usinagem a seco é comparada às com emulsões, observam-se diferenças estatisticamente significativas no atrito.

Tabela 2. Estatística do teste de Kruskal-Wallis para os valores de μ com $\alpha$ = 0,05.

| **Condições Lubrirrefrigerantes Comparadas** | **Estatística do Teste** | **Resultado** |
|---|---|---|
| OM e SSIN | *H* = 0,19123 *Hcrit= 3,8415* | *(H < H crit),* não há rejeição da hipótese nula *(H 0),* as condições de lubri-refrigeração não apresentam dados estatisticamente diferentes. |
| SECO e SSIN | *H* = 21,0832 *Hcrit= 3,8415* | *(H > H crit),* rejeição da hipótese nula *(H 0)* , os dados se apresentam estatisticamente diferentes. |
| SECO e OM | *H* = 37,6898 *Hcrit= 3,8415* | |

## 3.2 Temperatura

A Figura 7 apresenta as temperaturas máximas resultantes para cada condição lubrirrefrigerante: emulsão semissintética (SSIN), emulsão de base vegetal (OM) e corte a seco.

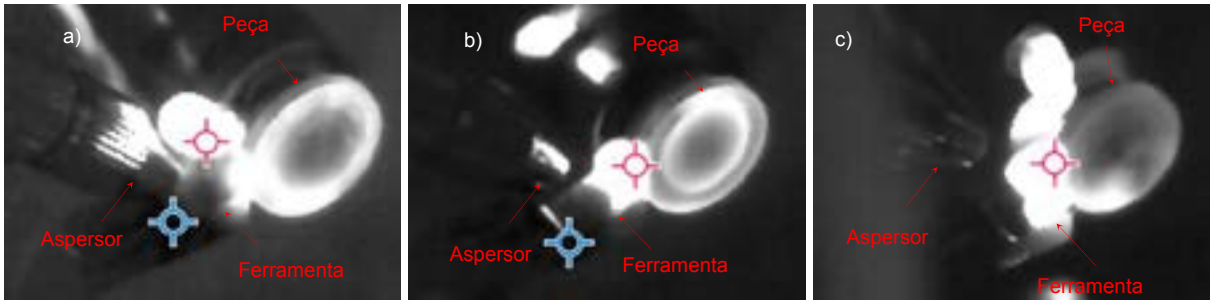



Figura 7. Valores máximos de temperatura durante a usinagem: a) emulsão semissintética 243,8 °C, b) emulsão de base vegetal 253,7 °C e c) seco 250,6 °C.

Conforme a termografia apresentada, a similaridade das temperaturas máximas sugere que as emulsões SSIN e OM atuaram predominantemente como lubrificantes. Desta forma, sua maior contribuição foi no grau de recalque, sem alterar significativamente a capacidade de refrigeração durante o corte. Outra hipótese que possa explicar este resultado de temperatura é o posicionamento do termógrafo, no qual o cavaco desprendido possa ter interferido na medição ou pela proximidade não ser suficiente para mensurar pequenas variações de temperatura durante o corte.

## 3.3 Análise da ferramenta e dos cavacos

A Figura 8 apresenta os desgastes e as avarias ocorridos nas ferramentas após as usinagens.

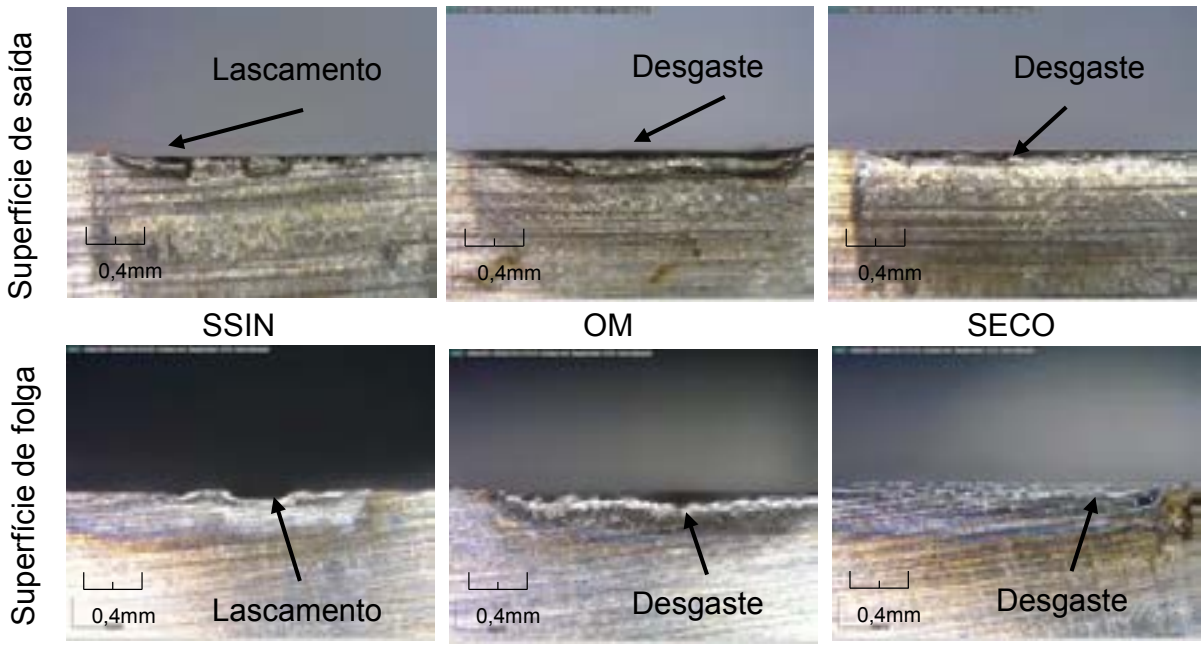



Figura 8. Avarias ocorridas nas superfícies de saída e de folga nas três condições lubrirrefrigerantes aplicadas no experimento.

Observa-se, nas superfícies de folga e de saída da ferramenta, a ocorrência de lascamento durante a usinagem com SSIN. Para os experimentos com OM e a seco, nota-se a possibilidade de um o desgaste abrasivo, sendo geralmente ocasionado por aderência e arrastamento em baixas velocidades de corte (attrition). Neste efeito, fragmentos microscópicos são arrancados e arrastados junto com o fluxo de material sobre a superfície da ferramenta [7].

A Figura 9 apresenta o registro instantâneo da formação do cavaco durante o corte, no qual se observam diferenças na espessura e no formato do cavaco para cada condição de lubrirrefrigeração.

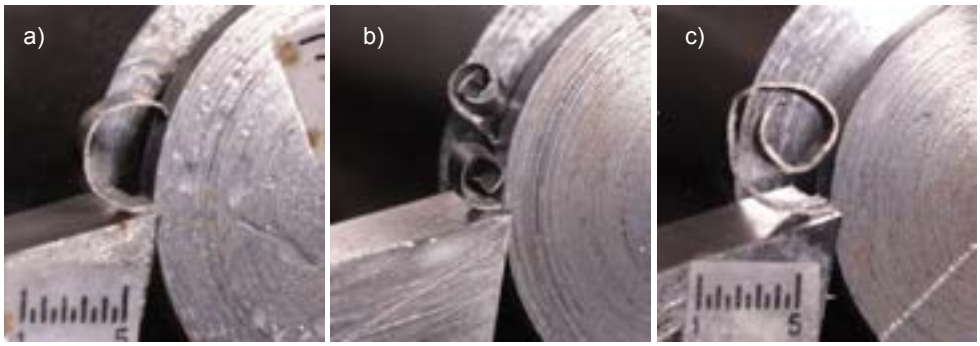



Figura **9**. Formação dos cavacos de acordo com a condição lubrirrefrigerante:
(a) emulsão SSIN; b) emulsão OM; (c) corte a seco.

A Figura 10 complementa as imagens anteriores, demonstrando, com uma ampliação de 25x, o formato do cavaco em cada situação de lubrirrefrigeração.




Figura 10. Cavacos formados para cada condição: (a) SSIN, (b) OM e (c) corte a seco (ampliação de 25x).

Observa-se a formação de cavaco em fita nos três experimentos. No experimento a seco (Figura 10c), o cavaco formado possui um raio de curvatura maior e apresenta coloração azulada. Isso sugere que a temperatura foi maior do que a das outras duas condições. Uma temperatura mais elevada contribui para o amolecimento do material, tornando-o mais dúctil e favorecendo a formação de um cavaco com maior raio de curvatura [2,7]. Cabe ressaltar que, embora os resultados de temperatura mensurados por termografia indiquem valores similares (Seção 3.2), a morfologia e a coloração do cavaco sugerem que a condição a seco apresentou temperaturas mais altas. Conforme dito anteriormente, isso pode ter ocorrido devido à distância entre o termógrafo e a zona de corte, o que pode ter impedido o equipamento de mensurar a temperatura do cavaco com precisão.

## 4 CONCLUSÕES

Este estudo demonstrou a possibilidade de obtenção do coeficiente de atrito (μ) e do grau de recalque (Rc) no corte ortogonal, com a utilização de uma câmera de alta velocidade, sob diferentes condições lubrirrefrigerantes: MQL com emulsão semissintética (SSIN), MQL com emulsão vegetal à base de mamona (OM) e usinagem a seco. As principais conclusões deste trabalho são:

- A técnica desenvolvida, que utilizou uma câmera de alta velocidade, permitiu a obtenção do Rc, indicando que o método tem potencial para estudos futuros sobre o tema.
- O maior Rc foi observado no experimento a seco, seguido pelo experimento com OM e pelo SSIN.
- O coeficiente de atrito entre a superfície de saída da ferramenta e o cavaco foi semelhante no uso das emulsões SSIN e OM. O coeficiente de atrito foi maior no experimento a seco.
- A termografia apresentou similaridade de temperatura entre as condições lubrirrefrigerante. Porém, observa-se pelas imagens ampliadas uma coloração azulada no cavaco da condição seco sugerindo a ocorrência de uma temperatura mais elevada durante o corte.
- Há uma correlação entre o aumento do coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta e o valor de Rc.
- As imagens ampliadas da ferramenta indicam a ocorrência de lascamento na condição SSIN, e sugerem nas condições seco e OM a

ocorrência do desgaste por aderência e arrastamento.

- Na análise dos cavacos, observou-se que, no corte a seco, provavelmente houve amolecimento do material devido à temperatura, o que levou à formação de um cavaco com raio de curvatura maior do que o observado nos experimentos com as emulsões.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio das agências de fomento brasileiras: FAPERGS (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul), CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) e CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior).

## REFERÊNCIAS

[1] Ferraresi, Dino. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. São Paulo; Blücher; v 1; 1977.

[2] Machado, Álisson Rocha, *et al.* **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 3ª ed.; São Paulo; Blucher; 2015.

[3] Yadav, Rajiv Kumar; Gandhi, Anadh; Abhishek, Kumar; Mahapatra, Siba Sankar; Nandi, Goutam, Effect of Feed and Nose Radius on Various Machinability Criteria in Dry Machining of Inconel 825, Materials Today: Proceedings, 2019.

[4] Sousa, Marcelo do Nascimento; Silva, Márcio Aurélio; Lobato, Fran Sérgio; Barrozo, Marcos Antônio de Souza; Machado, Alisson Rocha, Grau de Recalque e Zona de Fluxo em Usinagem de Ligas de Alumínio – Otimização Multiobjetivo e Técnicas de Metamodelagem, Congresso Nacional de Matemática Aplicada à Indústria, 2014, Caldas Novas, Go. DOI 10.5151/mathpro-cnmai-0154.

[5] Sousa, Marcelo do Nascimento; Silva, Márcio Aurélio; Sousa, José Aécio de; Barrozo, Marcos A. S.; Machado, Álisson Rocha, Relação Entre as Propriedades Mecânicas das Ligas de Alumínio e o Grau de Recalque, CONEM, 2012.

[6] Leksycki, Kamil; Maruda, W.; Feldshtein, Eugene, Wojciechowski, Szymon Evaluation of Tribological Interactions and Machinability of Ti6Al4V Alloy During Finish Turning Under Different Cooling Conditions, Tribology International, 2023.

[7] Santos, Sandro Cardoso; Sales, Wesley Falco; **Aspectos Tribológicos da Usinagem dos Materiais**. São Paulo; Artliber; 2007.

[8] Chetan; Ghosh, Sudarsan; Rao, P. Venkateswara Rao. Application of sustainable Techniques in Metal Cutting for Enhanced Machinability: a review. Journal of Cleaner Production, v.100, p.17-34, 2015. https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2015.03.039.

[9] SENAI, RS – Informações Tecnológicas – Mecânica; 11ª ed. Porto Alegre; Diretoria de Educação e Tecnologia de Negócios em Educação Profissional; 2005.

[10] Espindola, Elias S. C; Amoeim, Heraldo J.; Souza, André J.; Effects of Lubricooling Conditions on Machining Forces and Surface Roughness in Radial Grooving; Journal of Engineering and Technology for Industrial Applications; Manaus; v7; p. 26-34; Sept/Oct., 2021. DOI:https://doi.org/10.5935/jetia.v7i31.772

[11] Groover, Mikell P. **Introdução aos Processos de Fabricação**. Tradução de Anna Carla Araujo, tradução e revisão técnica de André Ribeiro de Oliveira [et al.]. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2021.



**45º SENAFOR**

**29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil**
**15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG**
**15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
**4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**
**Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026 - www.senafor.com**

# DESENVOLVIMENTO DE UM FILTRO PARA ÁCIDOS UTILIZANDO MICROESFERAS DE VIDRO POR METALURGIA DO PÓ

Adão Derli Cavalheiro Barcellos Filho (1)
Carlos Alexandre Wurzel (2)
Vinicius Martins (3)

## RESUMO

O objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de um filtro a partir do processo de metalurgia do pó com a utilização de microesferas de vidro. Para a realização das amostras foram selecionados 3 tipos de granulometria com o auxílio de peneiras. Então, analisadas as pressões de compactação adequadas para uma estrutura sólida da amostra e as temperaturas ideais para ter-se uma adequada eficiência na filtragem mecânica. Avaliou-se em um microscópio eletrônico de varredura as interações entre as partículas. Além disso, foram submetidas a um teste as 18 amostras, para comprovar sua eficácia como filtro. Testou-se a permeabilidade de cada amostra e o tempo de escoamento de 10ml de água, os valores foram colocados em uma planilha. Analisou-se também as densidades que os corpos de provas possuiriam afim de provar a eficácia relacionando se com as pressões de compactação submetidas. Este filtro pode auxiliar na indústria como mecanismo para minimizar gastos econômicos e diminuir a degradação do meio ambiente.
**Palavras-chave:** Metalurgia do pó. Filtros para a indústria. Microesferas de vidro. Sinterização.

## DEVELOPMENT OF A FILTER FOR ACIDS USING GLASS MICROSPHERES BY POWDER METALLURGY

## ABSTRACT

*The objective of this work is the development of a filter through the powder metallurgy process using glass microspheres. To prepare the samples, three particle size ranges were selected with the aid of sieves. Then, the compaction pressures*

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

*suitable for a solid sample structure and the ideal temperatures to achieve adequate mechanical filtration efficiency were analyzed. The interactions between particles were evaluated using a scanning electron microscope. In addition, the 18 samples were subjected to a test to verify their effectiveness as a filter. The permeability of each sample and the flow time of 10 mL of water were tested, and the values were recorded in a spreadsheet. The densities of the test specimens were also analyzed in order to prove their effectiveness by relating them to the compaction pressures applied. This filter can assist industry as a mechanism to minimize economic costs and reduce environmental degradation.*
*Key words: Powder metallurgy. Filters for industry. Glass microspheres. Sintering.*

## 1. INTRODUÇÃO

A metalurgia do pó é um processo de conformação que consiste na mistura de pós metálicos ou não metálicos, seguida de compactação em matriz e sinterização, permitindo obter peças com alta qualidade dimensional e resistência mecânica (CHIAVERINI, 1986; CALLISTER, 2008). Diferentemente da usinagem convencional, o processo não gera cavacos, o que resulta em economia significativa de material e menor desperdício, além de possibilitar a fabricação de componentes com geometrias complexas e propriedades controladas. Suas aplicações incluem componentes automotivos, ferramentas de usinagem, equipamentos domésticos e aparelhos dentários, demonstrando versatilidade industrial (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, 2009).

A etapa de sinterização ocorre abaixo da temperatura de fusão do material, normalmente entre 2/3 e 3/4 dessa temperatura, promovendo a difusão atômica, a formação de pescoços entre as partículas e a redução da porosidade, o que eleva a resistência mecânica da peça (CHIAVERINI, 1986; GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, 2009). A sinterização pode ocorrer em fase sólida ou líquida, sendo que a fase sólida permite porosidade controlada, característica essencial para a fabricação de filtros sinterizados (BRITO; MEDEIROS; LOURENÇO, 2007). Do ponto de vista ambiental, a metalurgia do pó consome relativamente menos energia que processos como forjamento e possibilita o uso de matérias-primas variadas, contribuindo para a sustentabilidade industrial (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, 2009; MORO; AURAS, 2007).

O vidro é um material cerâmico, que basicamente é composto por silício e oxigênio, sendo estes os elementos com maior quantidade no solo terrestre. É um silicato não cristalino, que pode conter outros elementos presentes em sua composição química. Formado por um arranjo estrutural tetraédrico SiO2. Portanto cada átomo de silício está ligado a quatro átomos de oxigênio, estando o silício no centro do tetraedro (CALLISTER, 2008).

Os materiais cerâmicos possuem arranjos atômicos complexos, apresentando discordâncias e planos deslizantes menores quando comparado aos metais. Essas propriedades influenciam diretamente na deformação plástica, portando não podendo ser criadas. Isso acontece porque os materiais cerâmicos são frágeis, e quando são submetidos a esforços nas trincas existe a possibilidade delas se propagarem até romper o material. Apresentam como características: elevada dureza, resistência ao desgaste, alto módulo elástico, alta resistência mecânica a compressão, elevada temperatura de fusão e baixa condutividade elétrica e térmica, boa estabilidade química e térmica (GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ, 2009).

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

O processo de sinterização é utilizado pela sociedade há milhares de anos para a produção de objetivos a partir de materiais cerâmicos, como o tijolo, telhas e pisos. Ocorre quando existem partículas com tamanho mínimo de cerca de poucos micrometros podendo ocorrer até em partículas milimétricas. Porém se a temperatura for maior que a temperatura de fusão do material pode ocorrer o risco de que a formação ocorra na fase liquida do material (CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2026).

Um teste foi realizado, com as microesferas de vidro de aproximadamente 1mm de diâmetro e as bolas de gude com aproximadamente 10 mm estiveram em um forno, submetidas a uma temperatura de 750 ºC pelo período de 1 hora. Verificou-se que após o aquecimento as microesferas de vidro produziram os chamados pescoços, devido ao aquecimento, algo que é caraterístico da etapa de sinterização. Já com as bolas de gude não houve a presença de pescoços em sua superfície por causa do seu tamanho, concluindo assim que quanto mais for a esfera, menor será a relação área/volume, o que resulta em uma menor facilidade para que ocorra a sinterização das esferas (CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2026). A Figura 1 representa a vista microscópica das microesferas de vidro após serem submetidas à sinterização.

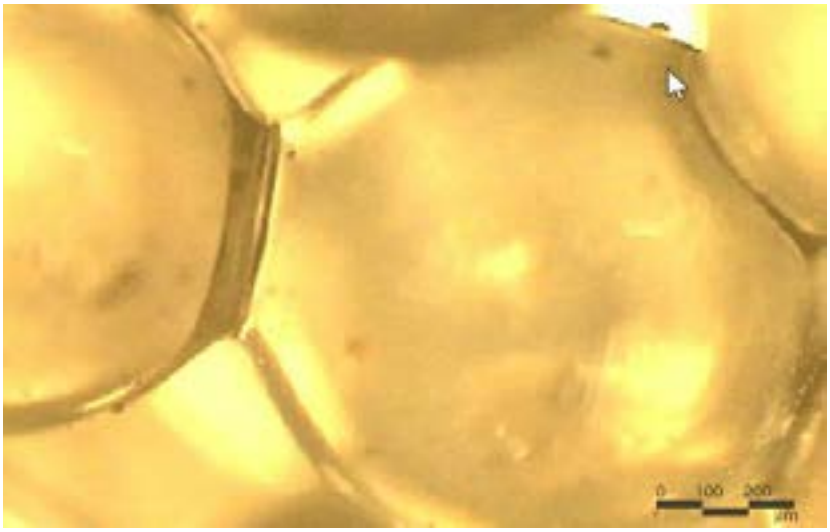


Figura 1: As microesferas após o processo de sinterização

Com o conhecimento atual, é possível identificar seis estágios característicos que ocorrem de forma não ordenada durante a sinterização: a soldagem das partículas, o crescimento dos pescoços, a diminuição da área superficial, o arredondamento dos poros, o fechamento das interligações e a esferoidização com crescimento dos poros. A Figura 2 representa esses estágios e a maneira como ocorrem quando as partículas são submetidas à temperatura após a compactação.

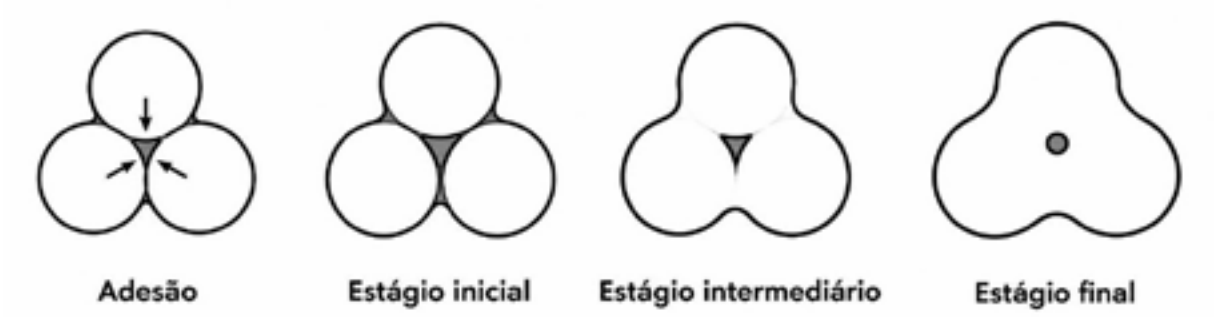



Figura 2: Estágios do mecanismo de sinterização

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

Fica exposto na Figura 2 que com o aumento da temperatura tem o crescimentos dos pesçocos e contração dos poros, acompanhada de forma direta da diminuição do volume. Com a elevação controlada da temperatura, existe o transporte do material. Estas etapas são importantes para a fabricação de filtros. É necessário, segundo Chiaverini (1986), conhecermos e termos ciência sobre as características que são relevantes na matéria prima estudada, porque estão diretamente ligadas a qualidade após o processo de sinterização do material. Deve-se ter conhecimento sobre particularidades do material, tais como o tamanho das partículas e sua distribuição, a forma da partícula, a porosidade, a microestrutura da partícula, a velocidade de escoamento, a sua capacidade de comprimido e a composição química.

Para a fabricação dos filtros é usado um forno específico para a sinterização, no qual existe o controle de variáveis como temperatura, tempo e atmosfera. Os filtros são produzidos com várias camadas de partículas arredondas de pós metálicos com variação nas partículas. Os filtros produzidos com o processo de metalurgia do pó apresentam: resistência a elevadas temperaturas, resistência mecânica alta, estabilidade quando submetidas a ambientes corrosivos (METALSINTER, 2013).

Os filtros são utilizados como elementos filtrantes em processos industriais, onde é necessário que o material resista a elevadas temperaturas e submetido a elevada resistência mecânica para remover as partículas dos fluídos (METALSINTER, 2013). Na Figura 3, o formato dos filtros é com furo passante em todo seu comprimento.




Figura 3: Vidro de vidro sinterizado.Fonte: FILSON, 2026.

O disco de filtro de vidro sinterizado Filson grau 4 apresenta uma classificação de filtragem que oscila entre 10 e 16 mícrons. Graças ao seu tamanho de poro reduzido, este componente revela-se ideal para trabalhos analíticos que envolvam precipitados finos, tais como sulfato de bário e óxidos de cobre, bem como para tarefas preparatórias com precipitados de granulação adequada. Construído em vidro borosilicato, o produto possui um grau de porosidade 4 e obedece à designação ISO 4793: P16. Encontra-se disponível em capacidades métricas de 8 mL, 30 mL, 50 mL, 500 mL e 1000 mL, com diâmetros de disco que variam entre 15 mm, 20 mm, 35 mm,

95 mm e 120 mm. Salienta-se que estes parâmetros assumem uma função puramente orientativa, sendo recomendada a consulta direta ao fabricante para mais informações.

## 2. MATERIAIS E METODOLOGIA

Nos procedimentos adotados nesta pesquisa, os fatores que são pesquisados influenciam diretamente os resultados encontrados. Por este motivo, buscou-se uma análise de Pesquisa Explicativa (ENGEL e TOLFO, 2009). O fluxograma (Figura 4) mostra as etapas que foram seguidas para a execução do projeto, desde o início até a sua conclusão, de acordo com os objetivos específicos.

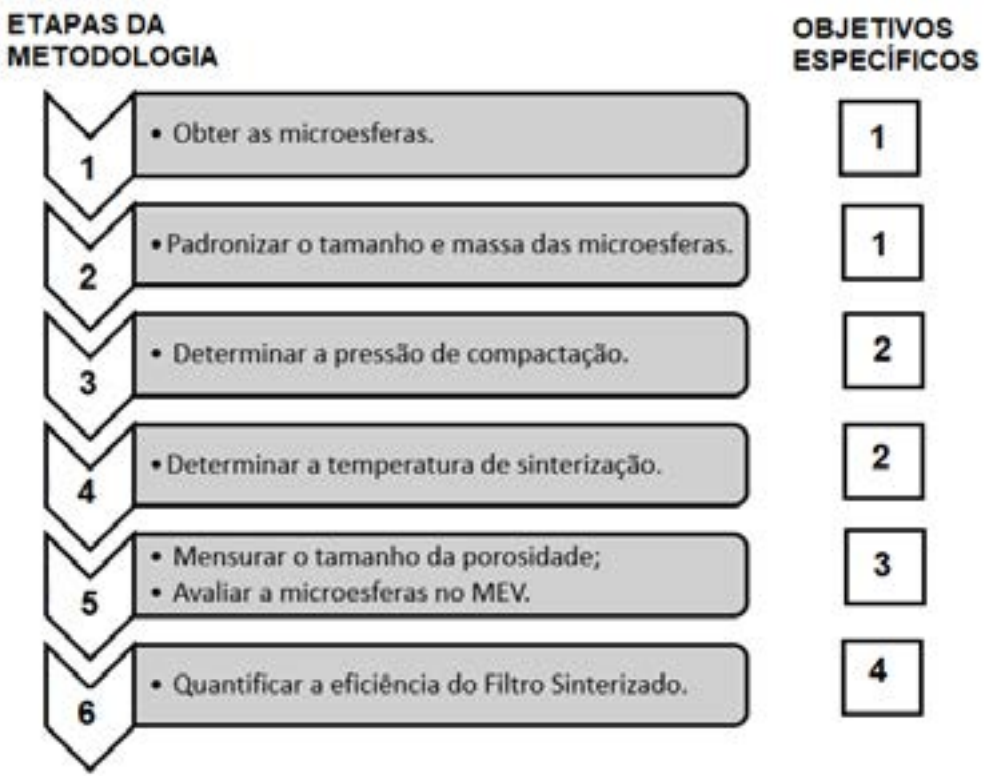



Figura 4: Fluxograma da metodologia.

A matéria-prima utilizada neste estudo foi composta por microesferas de vidro, fornecidas pela marca **Fortisglass**, com peso líquido de 25 kg e sem especificação detalhada de composição química ou origem por parte do fabricante. Aproximadamente 70 % de sua composição é de óxido silício, produzidas em fornos com temperatura de 1500 ºC a 1650 ºC, esta temperatura tem a finalidade de liberar as sílicas livres presentes na composição. As microesferas de vidro são produzidas por óxidos inorgânicos. Possuem como característica a utilização para a limpeza de matrizes, motores, eliminação de carepas e uso em jateamento de peças (MICROESFERAS LTDA, 2011).

As microesferas, comumente empregadas em processos de jateamento e limpeza superficial, apresentam diâmetros variados em decorrência do processo produtivo, que não exige uniformidade dimensional. Para a preparação das amostras, o material foi submetido a peneiramento granulométrico, resultando na seleção de três faixas distintas: partículas inferiores a 0,25 mm, partículas entre 0,25 mm e 0,50 mm e partículas sem padrão de seleção, oriundas diretamente da embalagem do fabricante. Esse procedimento permitiu avaliar a influência do tamanho das partículas

nas propriedades de filtragem, uma vez que a granulometria afeta diretamente a porosidade e a permeabilidade do corpo de prova.

Para cada uma das dezoito amostras, foram pesados aproximadamente 5 gramas de microesferas em balança analítica, seguindo-se a adição de estearato de zinco como lubrificante, com percentuais variando entre 1% e 5% em massa. A função do lubrificante foi facilitar a desmoldagem das peças verdes e minimizar o atrito entre as partículas durante a compactação, embora ele não integre a somatória dos elementos constituintes da mistura. A compactação foi realizada em prensa hidráulica, utilizando-se matrizes metálicas cilíndricas, com o objetivo de conformar o pó em corpos de prova com dimensões controladas. Foram aplicadas três pressões distintas: 660 MPa, 924 MPa e 1.056 MPa, buscando-se identificar a menor pressão capaz de conferir resistência estrutural adequada à amostra, de modo a reduzir o consumo energético no processo de fabricação.

A etapa de sinterização foi conduzida em forno tubular modelo Sanchis, com controlador Novus, disponível no IFSul, Campus Sapucaia do Sul. Adotou-se taxa de aquecimento de 10 °C/min, com patamares isotérmicos de 650 °C e 850 °C, selecionados com base em literatura técnica sobre sinterização de vidros. As dimensões dos corpos de prova foram mensuradas com paquímetro antes e após a sinterização, permitindo quantificar a retração volumétrica e calcular a densidade aparente de cada amostra. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), em parceria com os laboratórios da UFRGS, o que possibilitou visualizar a formação de pescoços entre as microesferas, os poros resultantes e a influência da granulometria na conformação da estrutura porosa.

A eficiência de filtragem foi avaliada por meio de um teste de escoamento gravimétrico, no qual cada amostra sinterizada foi acoplada a um dispositivo e submetida à passagem de 10 mL de água, medindo-se o tempo necessário para o completo escoamento. A utilização de água justificou-se por sua densidade semelhante à do ácido sulfúrico (1,835 g/cm³ a 20 °C) e por questões de segurança no manuseio, uma vez que o ácido é altamente corrosivo. Os tempos de escoamento foram registrados em planilha e relacionados com a granulometria, a pressão de compactação e a temperatura de sinterização, permitindo inferir a porosidade e a permeabilidade de cada configuração. Adicionalmente, a densidade dos corpos de prova foi calculada pela razão entre massa e volume, e os resultados foram plotados em gráficos para análise comparativa entre as diferentes condições experimentais.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A análise por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das microesferas de vidro, apresentada na imagem com ampliação de 183X e escala de 200 µm, permite caracterizar a morfologia, a distribuição de tamanho e o estado de aglomeração das partículas. Observa-se que as microesferas não possuem diâmetro uniforme, variando dentro da faixa granulométrica estudada, além da presença de aglomerados irregulares e fragmentos, provavelmente oriundos do processo de compactação. A Figura XX evidencia uma nítida polidispersão, mostrando partículas com diâmetros variados, desde pequenas esferas sub-micrométricas ou na faixa de dezenas de micrômetros até estruturas maiores que ultrapassam 100 µm. O MEV confirma o grau de arredondamento e a simetria das esferas, parâmetros essenciais para verificar a qualidade do processo de fabricação.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

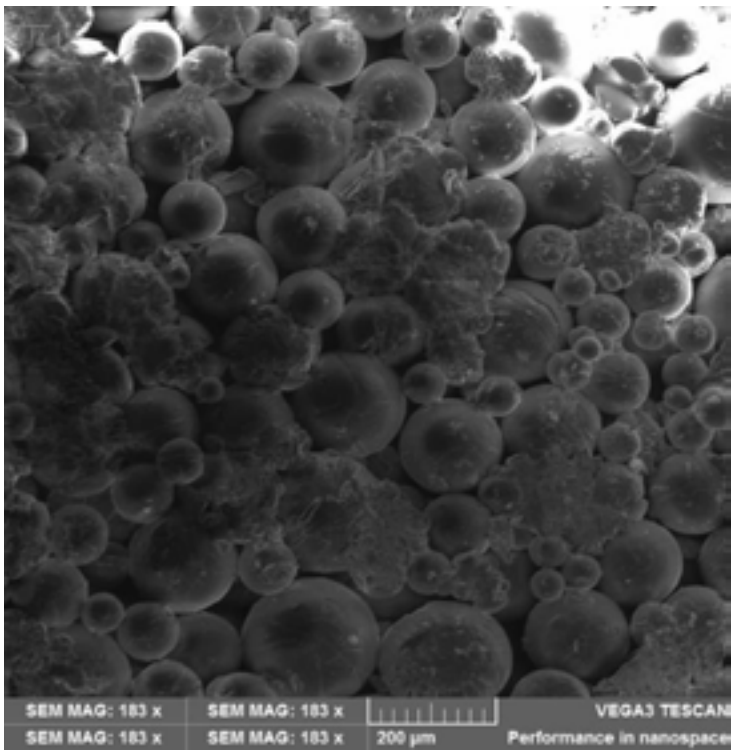



Figura 5: Micrografia realizada no MEV das esferas de vidro compactadas.

Na Figura 5, é possível observar regiões de aglomeração de partículas menores preenchendo os espaços vazios entre as esferas principais. Na Figura 6 pode ser observado que com maiores pressões e menores granulometrias de vidro (Granulometria 0,25 mm) a taxa de porosidade do corpo de prova é diminuída, consequentemente dificultando o transporte e a filtragem do líquido que deveria passar pelos poros.

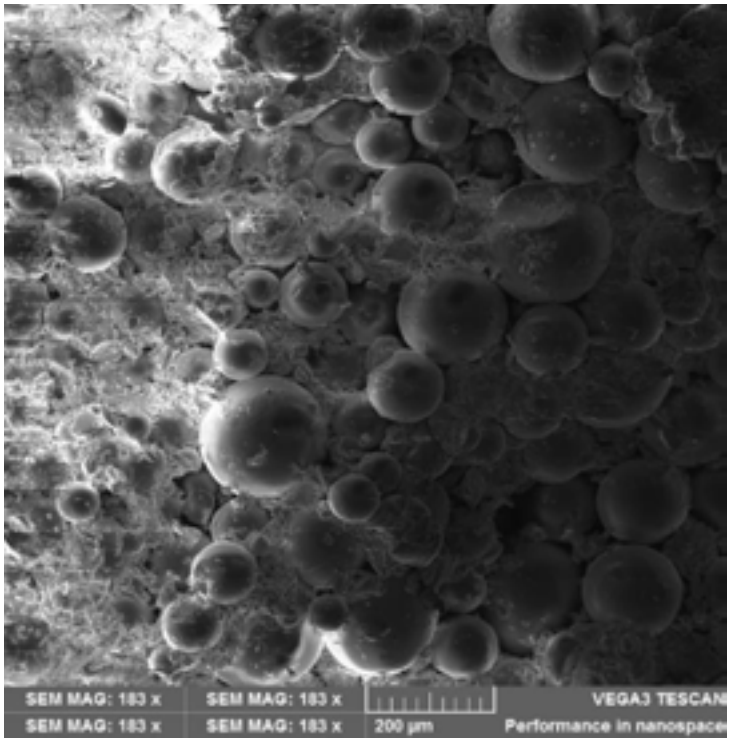



Figura 6: Micrografia (0,25 mm) das esferas de vidro sinterizadas 850 ºC.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

O raio da curvatura do pescoço, que é criado durante a sinterização, na divisão de partículas é menor que a área de curvatura entre as partículas (Souza, 2015). A densidade controlada consiste na tentativa de possuir um empacotamento das partículas, seleção padronizada, organizada e proporcional para melhores resultados (Ortega et, al 1997). A Figura 21 apresenta a vista no MEV das amostras sinterizadas, em uma escala de 200 micrometros de ampliação. Na Figura 21 são evidenciadas as partículas não regulares do padrão com granulometria 0,50 mm, as quais são provenientes da quebra durante o processo de compactação da microesfera. Visualiza-se que há poucos poros entre as esferas e muitos espaços preenchidos devido a solidificação na sinterização.

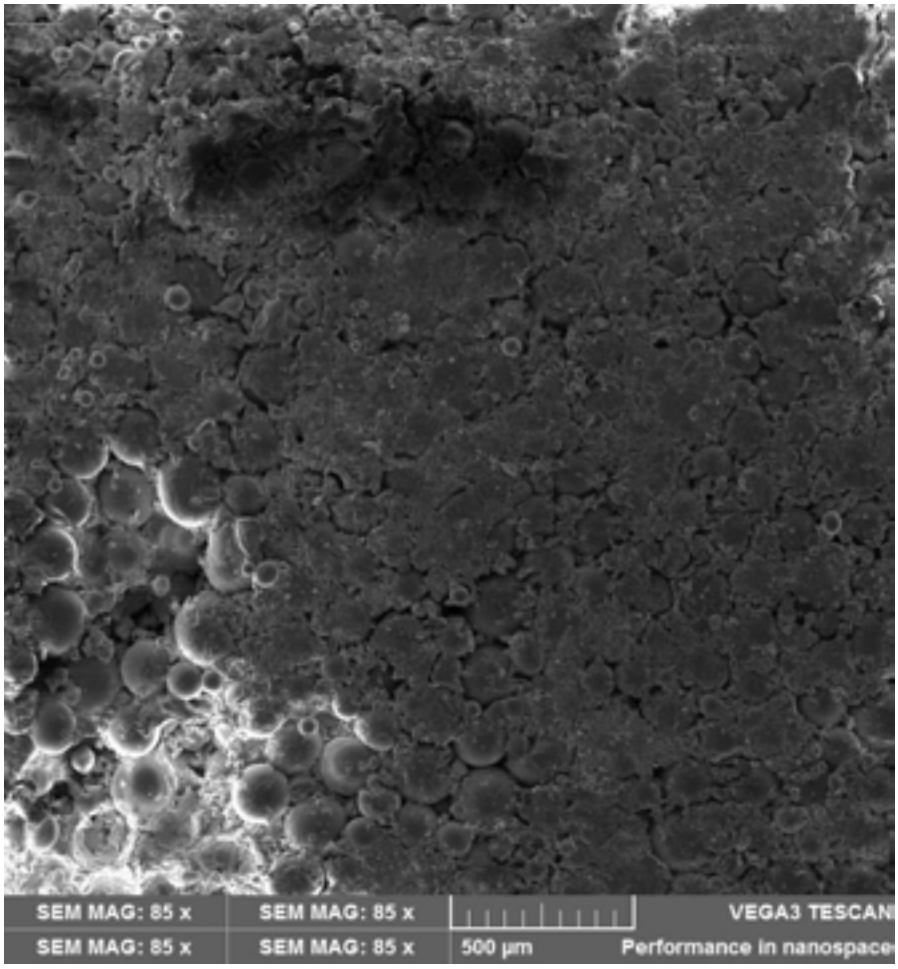



Figura 7: Micrografia (0,50 mm) das esferas de vidro sinterizadas 850 ºC.

Na Figura 7 pode ser observado que com maiores pressões e menores granulometrias de vidro a taxa de porosidade do corpo de prova é diminuída, consequentemente dificultando o transporte e a filtragem do líquido que deveria passar pelos poros. O raio da curvatura do pescoço, que é criado durante a sinterização, na divisão de partículas é menor que a área de curvatura entre as partículas (Souza, 2015). A densidade controlada consiste na tentativa de possuir um empacotamento das partículas, seleção padronizada, organizada e proporcional para melhores resultados (Ortega *et. al.* 1997).

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

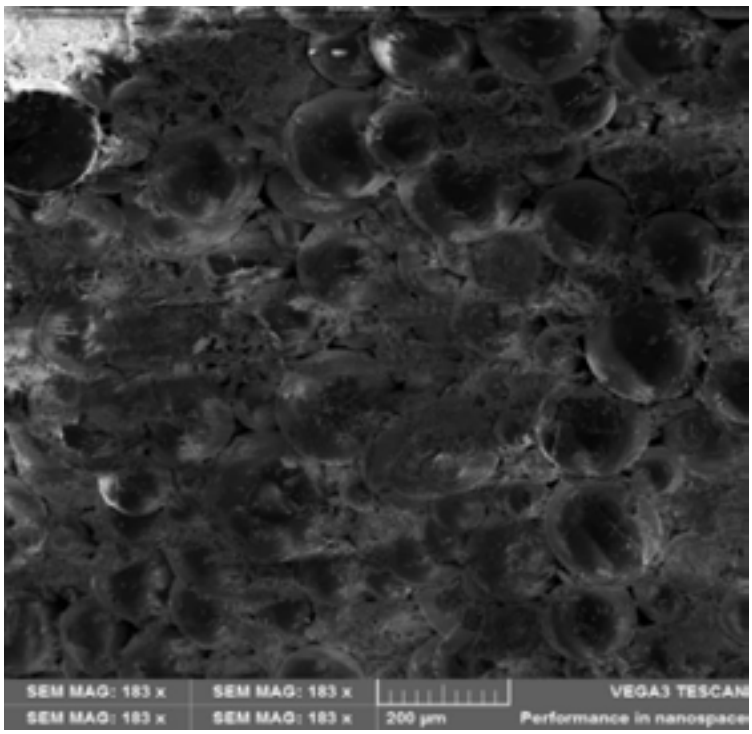



Figura 8: Micrografia (fabricante) das esferas de vidro sinterizadas 850 ºC.

Na Figura 8 é possível visualizar que o comportamento das microesferas é mudado de forma significativa. Os espaços entre as microesferas são maiores pois os tamanhos das partículas também são, tendo as esferas com dimensões variadas de diâmetro, que contribuiu e influenciou na porosidade do filtro, sendo notória a diminuição das dimensões das peças após a sinterização, conforme Tabela 1.

Tabela 1: Dimensões das Amostras após serem sinterizadas (650 °C).

| Amostras | Altura (mm) | Diâmetro (mm) |
|---|---|---|
| 1.2 | 18,8 | 12,8 |
| 2.1 | 17,5 | 12,8 |
| 2.3 | 19,0 | 13,0 |
| 4.2 | 18,8 | 13,0 |
| 5.1 | 18,2 | 13,0 |
| 5.3 | 19,0 | 13,0 |
| 7.2 | 18,8 | 13,0 |
| 8.1 | 18,4 | 12,8 |
| 8.3 | 18,6 | 13,0 |

A Tabela 1 apresenta as dimensões das amostras sinterizadas a 650 °C, agrupadas conforme a granulometria: 1.2, 2.1 e 2.3 (0,25 mm); 4.2, 5.1 e 5.3 (0,50 mm); e 7.2, 8.1 e 8.3 (tamanho variado). Observa-se que os diâmetros permanecem praticamente constantes, entre 12,8 e 13,0 mm, enquanto as alturas variam de 17,5 a 19,0 mm, indicando que a retração ocorreu predominantemente na direção axial. Na fração de 0,25 mm, a amostra 2.1 (924 MPa) apresentou a menor altura (17,5 mm), sugerindo maior empacotamento e maior área superficial das partículas menores, o que favorece a difusão e a retração. A fração de 0,50 mm apresentou alturas entre 18,2 e 19,0 mm, com menor retração em 924 MPa (18,2 mm). Já a granulometria variada mostrou comportamento mais estável, com alturas entre 18,4 e 18,8 mm,

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

provavelmente porque as partículas menores preenchem os vazios entre as maiores, equilibrando a densificação e a retração. Assim, a 650 °C, a diferença de tamanho de partícula influencia principalmente a retração axial, sem alterar de forma significativa o diâmetro, o que é relevante para o controle dimensional e da porosidade do filtro. A Tabela 2 apresenta os resultados das amostras sinterizadas a 850 ºC.

Tabela 2: Dimensões das amostras após serem sinterizadas (850°C).

| Amostras | Altura (mm) | Diâmetro (mm) |
|---|---|---|
| 3.1 | 18,7 | 13,0 |
| 3.2 | 17,8 | 13,0 |
| 3.3 | 18,2 | 12,8 |
| 6.1 | 18,2 | 13,0 |
| 6.2 | 18,4 | 12,8 |
| 6.3 | 18,4 | 13,0 |
| 9.1 | 18,0 | 13,0 |
| 9.2 | 18,2 | 12,8 |
| 9.3 | 16,8 | 13,0 |

A Tabela 2, referente à sinterização a 850 °C, organiza as amostras também em três faixas granulométricas: 3.1, 3.2 e 3.3 (0,25 mm); 6.1, 6.2 e 6.3 (0,50 mm); e 9.1, 9.2 e 9.3 (tamanho variado). Os diâmetros mantêm-se entre 12,8 e 13,0 mm, enquanto as alturas variam de 16,8 a 18,7 mm, evidenciando retração axial mais acentuada que a 650 °C. Na fração de 0,25 mm, a menor altura ocorreu na amostra 3.2 (924 MPa), com 17,8 mm. A fração de 0,50 mm apresentou comportamento bastante estável, com alturas entre 18,2 e 18,4 mm, indicando que partículas maiores, embora sinterizem com maior dificuldade, mantêm a estrutura dimensional mais previsível. A granulometria variada, por sua vez, apresentou a maior redução na amostra 9.3 (1.056 MPa), com 16,8 mm, fato atribuído ao preenchimento dos espaços entre partículas maiores por partículas menores, o que aumenta o empacotamento e a densificação, reduzindo a porosidade. Comparando-se as Tabelas 6 e 7, verifica-se que a elevação da temperatura para 850 °C intensifica a retração, sobretudo nas amostras de granulometria variada e sob maior pressão, o que pode comprometer a permeabilidade do filtro. Dessa forma, a escolha da granulometria e da temperatura de sinterização deve buscar o equilíbrio entre resistência mecânica e porosidade controlada.

A aplicação das pressões variou nos parâmetros de compactação, pois não havia dimensionamento estrutural na amostra com pressões inferiores a 660 MPa. Buscou-se uma melhor aplicação de pressão na compactação para criar uma economia energética em uma aplicação fabril, de forma a diminuir os valores empregados na construção. Nos testes de compactação usou-se inicialmente 1% e 2% de lubrificação de estereato de zinco nas amostras a verde; contudo não houve uma estrutura dimensional, resultando em condições não satisfatórias. As amostras não resistiam e acabavam por se desfazerem. Logo, aumentou-se para 3% e para 5%, com a finalidade de buscar resultados mais satisfatórios para o experimento, pois os corpos de prova mantinham-se intactos após a compactação com este adicional.

Aplicou-se a razão entre a massa medida na balança analítica e o volume dos corpos de prova, e em seguida foram expostos os valores em gráficos, relacionando a densidade e a pressão envolvida nos testes, com a finalidade de adquirir uma melhor

análise e compreensão do estudo do comportamento das diferentes granulometrias. Os resultados da densidade em relação a pressão em que foram submetidos os corpos de prova com granulometria de 0,25mm são apresentados na Figura 9, há uma constância nas densidades em todas as amostras estudadas, todavia existe um descréscimo na amostra sinterizada a 650°C.

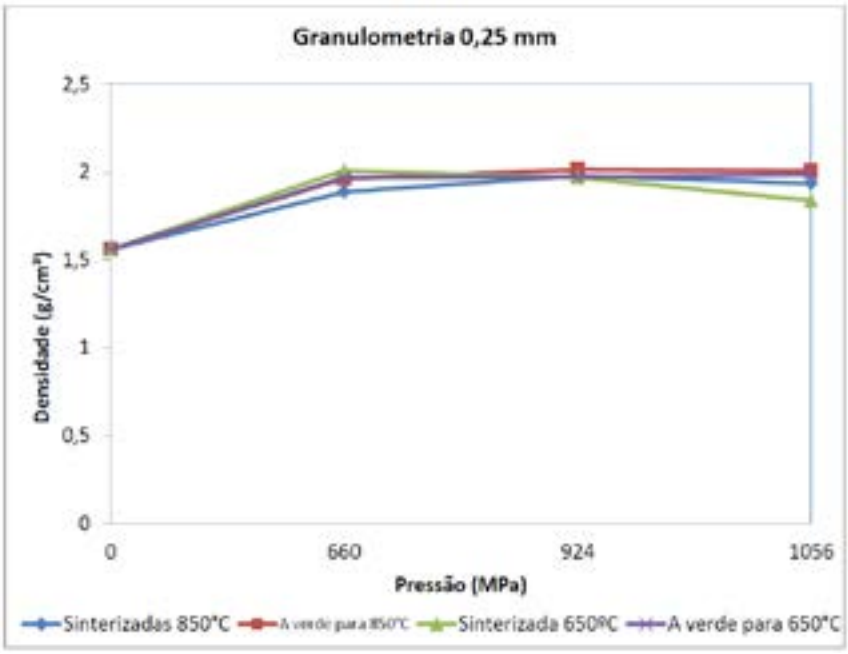



Figura 9: Relação entre sinterizados (650°C e 850°C) na granulometria de 0,25mm.

Todos os corpos de prova apresentam características de densidade diferentes, porém na peça sinterizada a 650°C e a pressão de 1.056 MPa existe uma redução significativa, devido a ocorrência de retração do material, quando submetido ao aquecimento de sinterização proveniente da difusão no sólido pela criação dos pescoços. Os resultados da densidade em relação a pressão em que foram submetidos os corpos de prova com granulometria de 0,5mm são apresentados na Figura 10.

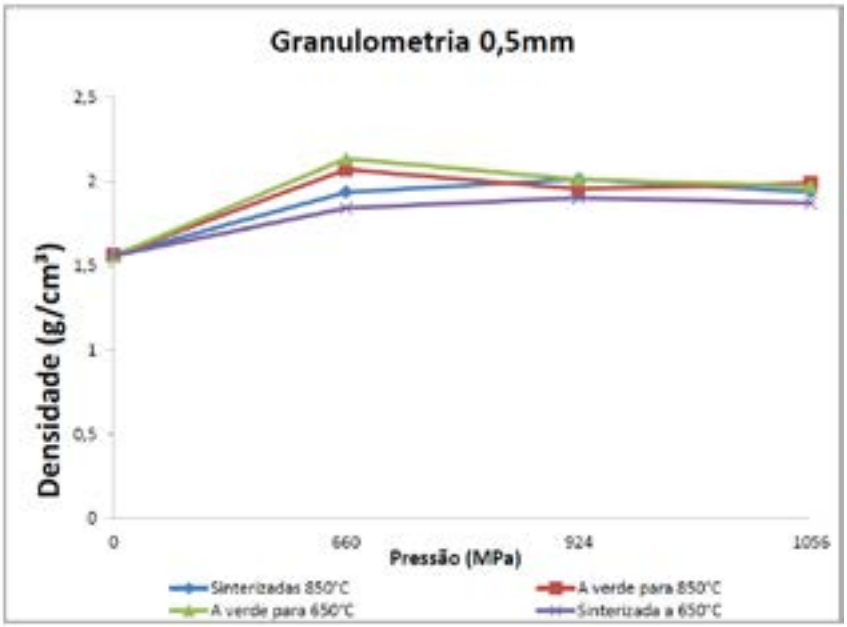



Figura 10: Relação entre sinterizados (650°C e 850°C) na granulometria de 0,50mm.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

Os fatos semelhantes aos ocorridos nas granulometrias de 0,25mm ocorreram com a granulometria de 0,50mm. Aconteceu um aumento na densidade dos sinterizados em relação aos compactados verdes. Conforme a distribuição e modificação do tamanho das partículas, é possível criar empacotamentos diferentes em peças conformadas. Com isso as propriedades finais dos produtos são modificadas. Alto empacotamento está relacionado com um arranjo mais ocupado por material, o que resulta em menores quantidades de espaços vazios entre o sistema (DAROLT, 2011). Os resultados da densidade em relação a pressão em que foram submetidos os corpos de prova com granulometria do fabricante, as quais não possuem critérios de diâmetro, são apresentadas na Figura 11.

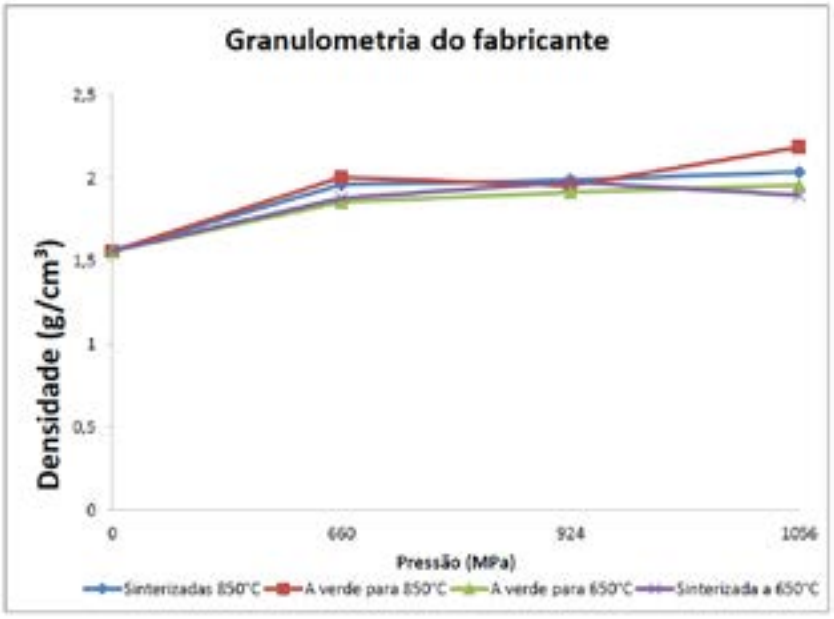



Figura 11: Relação entre sinterizados (650°C e 850°C) na granulometria do fabricante.

Na Figura 11, comparando com o resultado da densidade a verde é possível observar que a curva manteve o mesmo padrão sem variações até a pressão de 924 MPa, o que não ocorreu na pressão de 1.056 MPa, quando houve uma mudança em todo o padrão de comportamento das densidades. A Tabela 2 exibe o tempo de filtragem.

Tabela 2: Determinação do tempo de filtragem de 10 ml de água.

| Amostras | Tempo (10 ml) | Amostras | Tempo (10 ml) | Amostras | Tempo (10ml) |
|---|---|---|---|---|---|
| 1.2 | 3 min 28 s | 4.2 | 2 min 7 s | 7.2 | 7 min 24 s |
| 2.1 | 5 min 35 s | 5.1 | 4 min 33s | 8.1 | 4 min 56 s |
| 2.3 | 4 min 34 s | 5.3 | 6 min 30 s | 8.3 | 1 min 32 s |
| 3.1 | 2 min 28 s | 6.1 | 3 min 39 s | 9.1 | 30 min 54 s |
| 3.2 | 12 min 31 s | 6.2 | 23 min 12 s | 9.2 | 35 min 45 s |
| 3.3 | 3 min 57 s | 6.3 | 12 min 25 s | 9.3 | 35 min 20 s |

Ficaram evidenciadas na Tabela 2, as possíveis funcionalidades do filtro de microesferas de vidro. Sua finalidade e utilização será determinada conforme o tamanho das partículas a serem filtradas. Sabe-se que os tempos maiores de

escoamento do líquido podem ser devido a presença de poros menores na estrutura da peça, o que consequentemente influencia na passagem da água. As principais normas que tratam da determinação de permeabilidade em filtros sinterizados são:
**ISO 4022:2006** - *Permeable sintered metal materials: Determination of fluid permeability*: descreve um método para determinar a permeabilidade de fluidos em materiais metálicos sinterizados com porosidade contínua ou interconectada, expressando os resultados em coeficientes de permeabilidade viscosa e inercial.
**ASTM E128-99** - *Standard Test Method for Maximum Pore Diameter and Permeability of Rigid Porous Filters for Laboratory Use*: aplica-se a filtros rígidos e porosos de vidro sinterizado, cerâmica, metal ou plástico, estabelecendo uma designação uniforme para o diâmetro máximo de poro e a permeabilidade.
**ISO 4793:1980** - *Laboratory sintered (fritted) filters - Porosity grading, classification and designation*: especifica um sistema de classificação de porosidade para filtros sinterizados de laboratório, incluindo métodos para determinação da permeabilidade ao ar e uniformidade do tamanho de poro nos anexos B e C.
**DIN 30911-6:1990** - *Sintered metal materials - Sintered test procedures - Part 6: Determination of filter performance*: estabelece parâmetros e métodos de ensaio para filtros sinterizados de bronze e aço inoxidável de alta porosidade.

Portanto, o volume de 10 mL não é uma exigência normativa, mas sim uma escolha metodológica coerente com a necessidade de padronização do ensaio, que garante repetibilidade, segurança no manuseio (por se tratar de volume reduzido) e comparabilidade entre as amostras. As normas existentes (ISO 4022, ASTM E128, ISO 4793) fornecem diretrizes gerais sobre permeabilidade, mas não prescrevem um volume fixo de fluido para o ensaio gravimétrico.

A Tabela 2 mostra os tempos de escoamento de 10 mL de água para as 18 amostras, variando de 1 min 32 s a 35 min 45 s, o que evidencia diferenças significativas na permeabilidade. As amostras sinterizadas a 650 °C apresentaram tempos menores, indicando maior porosidade, enquanto as sinterizadas a 850 °C, sobretudo com granulometria variada, tiveram tempos muito elevados, acima de 30 minutos. A granulometria de 0,50 mm favoreceu o escoamento mais rápido, e a sem seleção prejudicou o desempenho, pois partículas menores reduzem a porosidade. Conclui-se que a temperatura de 650 °C, pressões menores e granulometrias selecionadas tendem a proporcionar melhor permeabilidade ao filtro.

Segundo Causton e Cimino (1998), filtros produzidos a partir de partículas de tamanhos irregulares apresentam baixos parâmetros de permeabilidade em comparação com os filtros de partículas esféricas. A porosidade do filtro deve variar entre 20% a 50% do total do material compactado. A porosidade interna das partículas afeta diretamente no comportamento do pó e no produto acabado (CHIAVERINI, 1986). O uso de água no lugar do ácido sulfúrico, devido à segurança e à tentativa de simular a densidade do ácido.

## 4. CONCLUSÕES

Os resultados indicaram que pressões de compactação mais baixas favorecem a economia energética, tendo a pressão de 660 MPa apresentado bom desempenho de permeabilidade nas granulometrias de 0,25 mm e 0,50 mm. Entretanto, nas amostras sem seleção granulométrica, oriundas do fabricante, esse comportamento não se repetiu, pois a presença de partículas menores preenchendo os vazios entre as maiores reduziu a porosidade e dificultou o escoamento. Em relação à sinterização,

a temperatura de 650 °C mostrou resultados mais vantajosos que a de 850 °C, uma vez que propiciou propriedades mecânicas semelhantes com menor consumo de energia, reforçando aspectos econômicos, ambientais e de sustentabilidade. Amostras com microesferas maiores, provenientes da peneira de 0,50 mm, apresentaram escoamento mais rápido, indicando maior porosidade. Já as amostras com microesferas de 0,25 mm apresentaram escoamento mais lento, devido à formação de pescoços mais próximos e poros de menores dimensões. Conclui-se, portanto, que a metalurgia do pó permite fabricar diferentes tipos de filtros com microesferas de vidro, ajustando-se o diâmetro das esferas ao tamanho do particulado a ser filtrado: microesferas maiores para partículas maiores e microesferas menores para partículas pequenas ou microscópicas. Além disso, o controle da temperatura de sinterização permite controlar a formação de pescoços e, consequentemente, a porosidade final do filtro.

## REFERÊNCIAS

BRITO, J. R.; MEDEIROS, E. B.; LOURENÇO, J. M. Metalurgia do pó: processos e aplicações. 2007.

CALLISTER, William D. Jr. - **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma introdução** - Editora LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. 2008.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Processos de Fabricação e Tratamento,** 2ª ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CIÊNCIA DOS MATERIAIS. **Propriedades dos materiais**. Minas Gerais, [2026]. Disponível em: https://cienciadosmateriais.org/conteudo/?acao=exibir&cap=90#_ftnref(4) . Acesso em: 25 ago. 2026.

ENGEL e TOLFO, Tatiana Gerhardt; Denise Silveira - **Métodos de pesquisa** - Editora da UFRGS, 2009.

FILSON. **Disco de filtro de vidro sinterizado grau 4**. [S. l.]: Filson Filters, [2026?]. Disponível em: https://www.filsonfilters.com/pt/disco-de-filtro-de-vidro-sinterizado-grau-4/. Acesso em: 25 ago. 2026.

GRUPO SETORIAL DE METALURGIA DO PÓ - **A Metalurgia do Pó: alternativa econômica com menor impacto ambiental** - Metallum Eventos Técnicos, São Paulo - SP, 2009.

MICROESFERA LTDA**. Microesfera De Vidro para Jateamento**. [On line] 2011. Disponível em <http://www.microesfera.com.br> Acesso em: 22 nov. 2016.

Ortega, Fernando dos Santos; Pileggi, Rafael Giuliano; Sepúlveda, Pilar; Pandolfelli, Victor Carlos. **Influência dos Modelos de Alfred e de Andreasen Sobre a Microestrutura e Densidade a Verde de Compactos Cerâmicos Obtidos por Colagem ou Prensagem.** Universidade Federal de S. Carlos – UFSCar, São Carlos, 1997.

SANTOS, J. *et al*. Fabricação de compósitos de matriz metálica da liga de alumínio AA1100 com reforço cerâmico de óxido de zinco através de técnicas de metalurgia do pó. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 72., 2017, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABM, 2017. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/320119287_FABRICACAO_DE_COMPOSITOS_DE_MATRIZ_METALICA_DA_LIGA_DE_ALUMINIO_AA1100_COM_REFORCO_CERAMICO_DE_OXIDO_DE_ZINCO_ATRAVES_DE_TECNICAS_DE_METALURGIA_DO_PO. Acesso em: 25 ago. 2026.

SOUZA, Juliana Pareira **Estudo da Sinterização de Vidros Aluminossilicatos por Calorimetria Exploratória Diferencial.** IPEN, São Paulo, 2015.

http://www.joinville.udesc.br/portal/professores/folgueras/materiais/11_sinteriza__o.pdf

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

45º SENAFOR

29ª Conferência Internacional de Forjamento - Brasil
15ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas CICC / 12º Congresso do BrDDRG
15ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT
4ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT
Porto Alegre, RS, dias 7, 8 e 9 de outubro de 2026 - www.senafor.com

# ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DO LODO GALVÂNICO DE CROMO RECICLADO POR METALURGIA DO PÓ

Caroline Theves Carabajal (1)
Vinicius Martins (2)
Diego Pacheco Wermuth (3)

## RESUMO

Os resíduos industriais são caracterizados por apresentarem em sua composição alta concentração de componentes tóxicos. A galvanoplastia, técnica industrial que confere acabamento superficial a um determinado substrato, produz, no final do processo, resíduos líquidos, sólidos e gasosos com a presença de metais pesados e outros constituintes perigosos que representam riscos de contaminação ao meio ambiente e seres humanos. Além do viés social e ambiental, os resíduos gerados promovem altos custos de tratamento e descarte para as empresas. Dessa forma, buscando por alternativas ao descarte convencional do lodo galvânico produzido no tratamento das águas de lavagem da linha de Cromo, o presente trabalho visa estudar a sua reciclagem por metalurgia do pó. O lodo, depois de seco e macerado, foi submetido a análises para identificação da morfologia do grão e da composição do material, determinando assim a presença de Cromo no resíduo. O lodo foi compactado e seis diferentes condições de sinterização foram testadas. As peças sinterizadas passaram por avaliação visual, análise por micrografia, ensaio de microdureza e compressão.
**Palavras-chave:** Lodo Galvânico. Cromo. Metalurgia do Pó. Reciclagem.

## ANALYSIS OF THE PROPERTIES OF CHROMIUM ELECTROPLATING SLUDGE RECYCLED BY POWDER METALLURGY

## ABSTRACT

*Industrial wastes are characterized by a high concentration of toxic components in their composition. Electroplating, an industrial technique that provides surface finishing to a*

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

*given substrate, produces, at the end of the process, liquid, solid, and gaseous wastes containing heavy metals and other hazardous constituents that pose contamination risks to the environment and human beings. In addition to social and environmental aspects, the waste generated leads to high treatment and disposal costs for companies. Thus, seeking alternatives to the conventional disposal of electroplating sludge produced in the treatment of rinse water from the chromium line, this work aims to study its recycling by powder metallurgy. After being dried and macerated, the sludge was subjected to analyses to identify grain morphology and material composition, thereby determining the presence of chromium in the residue. The sludge was compacted, and six different sintering conditions were tested. The sintered parts underwent visual evaluation, micrograph analysis, microhardness testing, and compression testing.*
***Key words:*** *Electroplating Sludge. Chromium. Powder Metallurgy. Recycling.*

## 1. INTRODUÇÃO

A galvanoplastia pode ser descrita como o processo de depositar camadas de metais nobres sobre metais não nobres, com fins estético-decorativos ou, geralmente, para proteger contra a corrosão. Esse revestimento ocorre através da aplicação dos princípios fundamentais da eletrólise, como as reações de oxidação e redução (INEA, 2014). De acordo com Atkins e Jones (2012), o objeto a ser recoberto pelo processo de eletrodeposição, ou seja, onde ocorre a redução, é o cátodo, a solução em água do sal do metal a ser depositado é chamada de eletrólito e o metal em que ocorre a oxidação é o ânodo, que pode ser, ou não, da mesma espécie do eletrólito, conforme ilustrado na Figura 1.

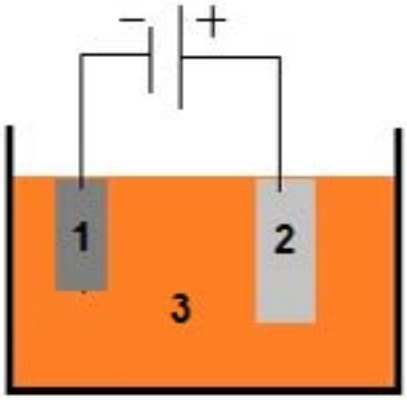



Figura 1: Esquema de eletrólise em Galvanoplastia (Adaptado de: BARROS, 2016)

Por meio da aplicação de corrente elétrica ao sistema, os elétrons que compõe o ânodo são carregados eletricamente e se movimentam no sentido positivo → negativo. A partir da Figura 1 pode-se visualizar os componentes de uma eletrólise, o cátodo (1), ânodo (2) e a solução eletrolítica (3). A decomposição do ânodo ocorre e a deposição de uma fina camada do metal presente na solução eletrolítica acontece no cátodo (BARROS, 2016). A crescente importância da galvanoplastia é observada devido à quantidade de produtos que são recobertos metalicamente para que sua funcionalidade e finalidade sejam atingidas com êxito. Dessa forma, diversos setores industriais adotaram o recobrimento eletrolítico como parte do seu processo produtivo, para garantir ao seu produto diferentes vantagens, tais como: proteção contra corrosão, maior resistência mecânica, maior condutibilidade elétrica e efeitos estéticos

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

desejados (BARROS, 2016). Indústrias metalúrgicas e da construção civil, normalmente revestem seus produtos com Cromo, Cádmio, Níquel, Cobre, Zinco e Estanho, já a indústria de folheados, utiliza principalmente Ouro, Prata, Ródio e Paládio. (CRQ 4, 2012).

O processo de galvanoplastia envolve três etapas principais: o pré-tratamento, que consiste na preparação da superfície da peça para que tenha aderência, influenciando na uniformidade e aparência final do metal que será depositado, o tratamento, em que ocorre a deposição de camadas de metais por processos químicos ou eletroquímicos e o pós-tratamento. Após cada uma das etapas, as peças passam por tanques de lavagem com água, secagem e outros banhos de acabamento, como envernizamento e pintura. Dessa forma, efluentes com características diversas são formados (CRQ 4, 2012; FAVERO, 2018).

Segundo dados divulgados pela ANM (2024), no Brasil foram extraídos 1.445.137 t de minério bruto de Cromo, contendo apenas 245.165 t, ou 16,96%, de metal que apresenta interesse econômico. A totalidade do material beneficiado no país é de 542.989 t, contendo 38,31% Cromo. A participação financeira do metal representa 0,3% de todos os materiais metálicos comercializados pelo Brasil. O Cromo possui diferentes níveis de oxidação, os mais comuns são Cr+3 e Cr+6, seus níveis de oxidação podem ser facilmente distinguidos pela sua coloração (NASCIMENTO, 1983). Algumas das principais propriedades do Cromo são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1: Propriedades Gerais do Cromo (Adaptado de: Wolfram, 2026)

| Propriedade | Valor |
|---|---|
| Massa Atômica | 51,9961 u.m.a |
| Ponto de fusão | 1907°C |
| Ponto de ebulição | 2671°C |
| Densidade | 7,19 g/cm3 |
| Dureza Mohs | 8,5 |
| Módulo de Young | 279 GPa |
| Condutividade Térmica | 94 W/(mK) |

O Cromo é quimicamente resistente a altas temperaturas e quando aquecido, mesmo em ambientes úmidos, não é oxidado pelo ar (GALMÉS, 1955 apud SILVA, 2002). A sua utilização em ligas metálicas ou eletrodepositado em Ferro e outros metais é justificada devido ao seu comportamento químico, ao invés dele oxidar em meios pouco oxidantes e em baixa temperatura ele é passivado, formando uma camada protetora quanto às reações corrosivas (SILVA, 2002). Para o ser humano, o Cromo na forma estável de Cr+3 é essencial para o bom funcionamento do organismo e não apresenta riscos ao meio ambiente. Seus outros níveis de oxidação normalmente são obtidos através de processos industriais, como o Cr+6, sendo estes, extremamente tóxicos e prejudiciais à vida (GIANNETTI *et al*., 2017).

A indústria química é responsável pela utilização de cerca de 8% da produção mundial de cromita. Existe uma variedade de processos que envolvem o metal, os principais são pigmentação ou tingimento de produtos, acabamento superficial e proteção contra a corrosão (Tabela 2). O emprego do Cromo na eletrodeposição iniciou apenas no século XX (SAMPAIO, ANDRADE e PAIVA, 2008). A cromita de

grau químico apresenta um teor de $Cr_2O_3$ que varia entre 40 e 46% e a razão Cr/Fe situa-se na faixa de 1,5 a 2 (GONÇALVES, 2001).

Tabela 2: Produtos beneficiados pela cromagem (Adaptado de: CROMOFIX, 2019)

| Indústria | Aplicação |
|---|---|
| Agrícola | Cilindros |
| | Eixos |
| | Movimentadores e orientadores de sementes |
| Couro | Chapas para estampar |
| | Matrizes |
| | Rolos |
| Mecânica | Cilindros |
| | Ferramentas em geral |
| | Matrizes |
| Petróleo e Gás | Componentes de Válvulas |
| | Pistões e hastes de bombas |
| Alimentícia | Componentes de bombas para leite |
| | Cilindros raspadores |
| | Facas |

Segundo Dentinho (2015), existem dois tipos de cromagem: a cromagem decorativa, ou Cromo Brilhante e a cromagem funcional, ou Cromo Duro. A primeira é caracterizada pelo excelente acabamento azul esbranquiçado e pode ser depositado sobre o Níquel, fazendo com que as propriedades mecânicas do produto final sejam melhoradas. Já o Cromo Duro, garante à peça aumento da resistência à corrosão, ao desgaste e eleva a sua dureza. As condições de deposição determinam a espessura da camada, as propriedades e características visuais do produto final (LOWEINHEN, 1978 *apud* CHEIK, 2010).

O início do processo ocorre com a disposição das peças em gancheiras, onde os itens que serão revestidos são presos em ganchos que permitem o contato elétrico para serem imersos no banho galvânico. A estrutura das gancheiras, com exceção dos ganchos e contatos superiores, por onde a corrente elétrica passa, geralmente é revestida com algum material isolante, para que ela não participe da eletrólise e ocorra deposição do metal em local indesejado (CHEIK, 2010). Todas as etapas presentes no processo de cromagem podem ser observadas, o pré-tratamento é responsável por preparar o substrato garantindo boa aderência e acabamento para peça final. Os metais pesados utilizados nos processos de galvanoplastia como Níquel, Cromo, Zinco, Estanho, Cádmio, dentre outros, vinculados a soluções ácidas ou básicas podem causar problemas associados à saúde ocupacional e gerar poluição no meio ambiente. Dessa forma, a emissão de vapores tóxicos e efluentes líquidos contendo metais pesados, sem o devido controle, pode ser considerado um problema grave tanto para a saúde pública como para os ecossistemas (BARROS, 2016).

A indústria de galvanoplastia geralmente gera resíduos sólidos, líquidos e gasosos. Os efluentes líquidos são gerados no descarte dos banhos, águas de

lavagem e outros tratamentos que possam ter na linha, normalmente apresentam coloração, temperatura, pH extremo (ácidos e alcalinos) e liberam vapores. Os resíduos sólidos são resultantes da precipitação dos banhos, tratamento das águas de lavagem e do pré-tratamento mecânico, este resíduo é conhecido também como lodo ou lama galvânica. A coloração pode ser variada, (verde, laranja, branco) e o pH elevado, se o resíduo não for tratado. Os gases liberados pelas reações que ocorrem no processo, podem possuir ou não coloração, ter características ácidas ou alcalinas e causar irritação no trato respiratório (SILVA, 2002).

O lodo formado através do tratamento das águas de lavagem é classificado pela NBR 10004 como resíduo perigoso, classe I, devido a sua toxicidade, identificado pelo código F006 (ABNT, 2004). A destinação mais usual para resíduos sólidos classe I no Rio Grande do Sul, de acordo com o PERS-RS (2014) são os aterros industriais. O custo de descarte dos resíduos sólidos geralmente é calculado por kg de resíduo. O lodo das águas de lavagem possui um elevado teor de umidade, por isso, após ser retirado dos tanques de tratamento ele passa por filtros prensa ou adensadores de lodo, visando a diminuição do seu peso, volume e, consequentemente, o custo do descarte (BARROS, 2016). Conforme Borges *et al.* (2005), depois de seco, o lodo das águas de lavagem da cromagem é um sólido quebradiço e esverdeado, essa coloração é característica do Cr+3. A Figura 2 ilustra o material estudado.



Figura 2: Lodo residual das águas de lavagem do processo de cromação, após tratamento e secagem.

De acordo com Figueirêdo *et al.* (2018), em 21 anos (1996 a 2017) foram publicados 57 trabalhos acadêmicos sobre resíduos galvânicos em duas bases digitais consultadas (Capes e Google Acadêmico). Dentre as pesquisas, foram contemplados aspectos referentes à recuperação de metais em lodo galvânico, incorporação do resíduo para fabricação de outros materiais e os potenciais riscos associados ao seu descarte. A reutilização, reciclagem ou recuperação de resíduos sólidos galvânicos, como o lodo, não é possível sem que suas propriedades ou composição química sejam conhecidas com detalhe (SIMAS e PAWLOWSKY, 2012). A caracterização do lodo é importante para que seja realizada a correta identificação de possíveis aplicações ou formas de reuso do resíduo (OLIVEIRA *et al.*, 2018).

## 2. MATERIAIS E METODOLOGIA

A matéria-prima utilizada foi o lodo galvânico de cromo, proveniente do

tratamento das águas de lavagem da linha de cromagem hexavalente da empresa Ferramentas Gedore, em São Leopoldo/RS. Inicialmente, o material foi seco para remoção da umidade, macerado em grau e pistilo e, em seguida, submetido à caracterização química por Fluorescência de Raios X (FRX) e por Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectroscopia por Dispersão de Energia (MEV/EDS). Para a FRX, utilizaram-se 5 g de amostra submetidas a 5 ciclos de emissão de radiações eletromagnéticas em equipamento Bruker XRF S2 – Ranger. Para o MEV/EDS, prepararam-se duas amostras com 0,05 g de pó, fita e tinta condutiva de carbono, analisadas em microscópio JEOL JSM-6010LA, com imagens obtidas por elétrons secundários com aumentos de 1.000 e 4.000 vezes.

Para a obtenção dos corpos de prova, o material seco foi peneirado em malha de 35 mesh e misturado manualmente com lubrificante estearato de zinco, na proporção de 2,5 g de lodo para 0,025 g de lubrificante, totalizando 20 misturas. Essas misturas foram compactadas em matriz cilíndrica com auxílio de prensa pneumática de 15 t, em pressões de 100 a 1000 MPa, com intervalos de 100 MPa, preparando-se 2 amostras por pressão. As amostras verdes foram medidas com paquímetro e pesadas em balança semi-analítica para cálculo da densidade e construção da curva de compressibilidade. A sinterização foi realizada em fornos tubulares SANCHIS, testando-se 6 condições distintas, com variação de taxa de aquecimento, patamares de temperatura e atmosfera controlada com argônio a partir da condição 3, seguidas de resfriamento lento até a temperatura ambiente, conforme exposto na Tabela 3.

Tabela 3: Condições de sinterização.

| Condição | Taxa de aquecimento (°C/min) | Patamar | | | | Atmosfera Controlada |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | 1º (°C) | Tempo (min) | 2º (°C) | Tempo (min) | |
| 1 | 10 | 1500 | 60 | - | - | não |
| 2 | 10 | 1200 | 60 | - | - | não |
| 3 | 5 | 400 | 30 | 1200 | 60 | Argônio |
| 4 | 5 | 400 | 30 | 1000 | 60 | Argônio |
| 5 | 5 | 100 | 30 | 300 | 60 | Argônio |
| 6 | 5 | 100 | 30 | 250 | 60 | Argônio |

Após a sinterização, as amostras passaram por análise visual para identificação de trincas, fissuras, coloração e aspecto superficial. As peças selecionadas foram preparadas para micrografia por lixamento com lixa 1200, polimento com pasta de diamante de 1 μm, lavagem com álcool etílico e secagem com ar quente, sendo analisadas em microscópio metalográfico invertido Olympus GX51 com aumentos de 100 e 200 vezes. A microdureza Vickers foi medida em microdurômetro Insize ISH – TDV 1000, com carga de 25 g, pelo menos 4 medições por amostra e cálculo da média simples. O ensaio de compressão foi realizado em prensa hidráulica acoplada a célula de carga, utilizando duas peças sinterizadas em condições distintas.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Segundo Chiaverini (1992), umas das informações mais importantes da caracterização dos pós é o formato do grão. No microscópio eletrônico de varredura foi possível identificar a morfologia do grão que constitui o pó do lodo estudado, conforme Figura 3.

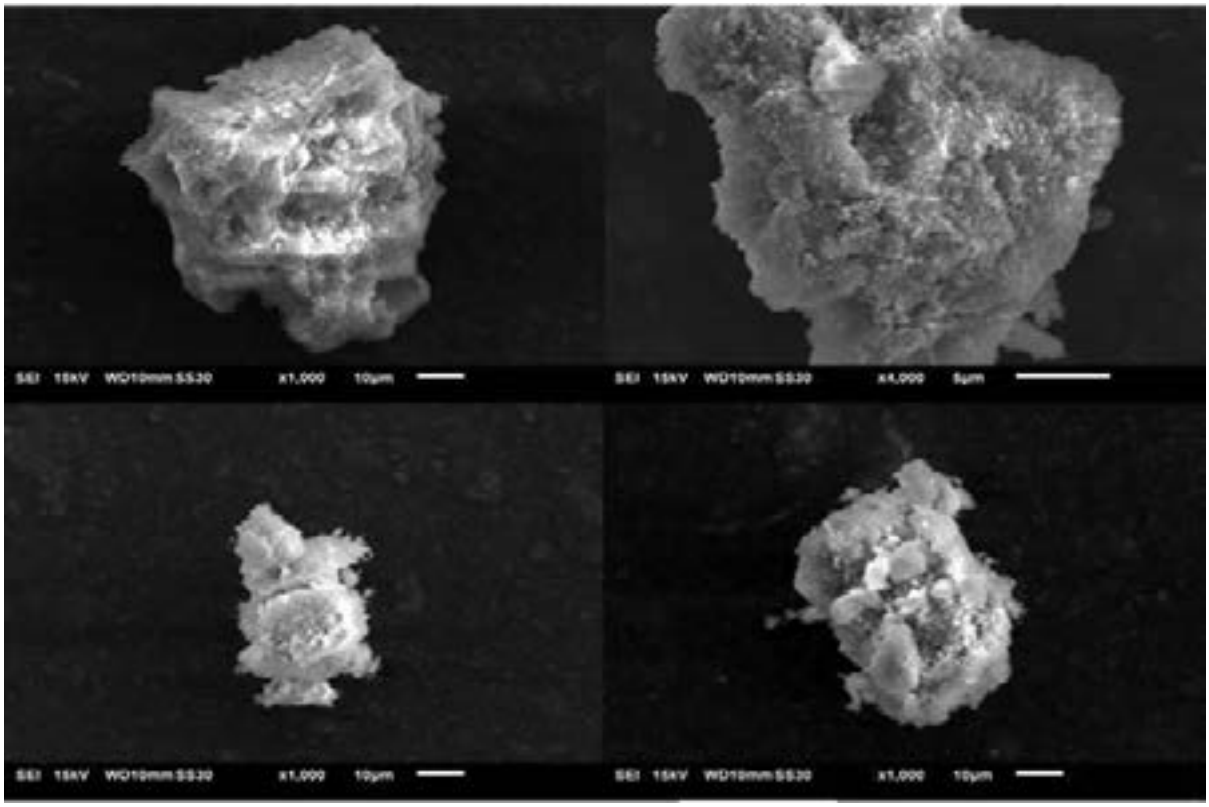


Figura 3: Morfologia do grão.

Comparando as imagens obtidas pelo MEV com a Figura 3, deste trabalho, pode-se observar que o formato predominante de grão é irregular. Moro e Auras (2007), afirmam que o formato do grão é decorrente do processo de obtenção do mesmo, e Chiaverini (1992) mostra que grãos irregulares podem ser obtidos pelo processo de moagem, pulverização, ou decomposição química. Sabendo que o lodo analisado foi obtido através de decomposição química e, depois de seco, macerado, as informações trazidas pelos autores acima citados condizem com as imagens. A Figura 3 também permite estimar a heterogeneidade do tamanho dos grãos formados. O grão (a) apresenta tamanho médio igual a 65 µm, o (b) aproximadamente 20 µm, o grão (c) 30 µm e o (d) 50 µm. Além disso, pode-se observar que há profundidade na superfície dos grãos formados, sugerindo que há precipitação de compostos sobre uma matriz. A determinação da composição química foi efetuada por meio de Fluorescência de Raio X e EDS. Na Tabela 4 é apresentada a média de concentração dos 9 elementos mais representativos na composição do lodo.

Tabela 4: Resultado da análise por Fluorescência de Raio X.

| Elemento | 1º | 2º | 3º | 4º | 5º | Média (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Cr | 52,90 | 50,80 | 47,59 | 49,08 | 52,81 | 50,64 |
| Ca | 16,93 | 16,48 | 15,30 | 15,64 | 15,89 | 16,05 |
| Fe | 11,84 | 10,69 | 9,66 | 10,10 | 11,22 | 10,70 |
| S | 6,82 | 6,45 | 6,48 | 6,33 | 6,49 | 6,51 |
| Si | 5,51 | 4,55 | 4,18 | 4,36 | 4,79 | 4,68 |
| P | - | 4,34 | 4,02 | 4,15 | 4,12 | 4,16 |
| Outros | 1,35 | 2,79 | 8,96 | 6,43 | 0,44 | 3,99 |
| Cl | 2,68 | 2,22 | 2,35 | 2,33 | 2,55 | 2,43 |
| Ni | 1,96 | 1,64 | 1,45 | 1,52 | 1,68 | 1,65 |

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

De acordo com os resultados obtidos, o elemento em maior abundância é o Cromo (Cr), proveniente do banho galvânico. A presença de Cálcio (Ca) em grande concentração se deve à utilização de hidróxido de cálcio no tratamento do efluente, já o Ferro (Fe), segundo Simas e Pawlowsky (2012), é resultado dos processos de pré-tratamento e decapagem, em que as peças são submetidas a soluções ácidas para remoção de carepas e óxidos superficiais.

O Enxofre (S) e o Cloro (Cl) também devem ser resíduos da adição de produtos químicos na linha galvânica ou no tratamento do efluente. Os demais elementos encontrados podem ser impurezas ou contaminações do processo. Alves (2016), realizou a mesma análise para caracterização de uma amostra de lodo galvânico de Cromo, diferentemente dos resultados apresentados, os elementos com maior concentração foram Ca, Cr e Ni, com 42,5%, 20,5% e 14%, respectivamente.

A diferença entre os resultados demonstra que a caracterização final do resíduo depende do processo de galvanização e da maneira como os efluentes são tratados nas indústrias. Através da análise do lodo por EDS pode-se confirmar a presença dos elementos determinados pela Fluorescência de Raio X. Na Figura 4 observa-se o mapa composicional da amostra em análise.

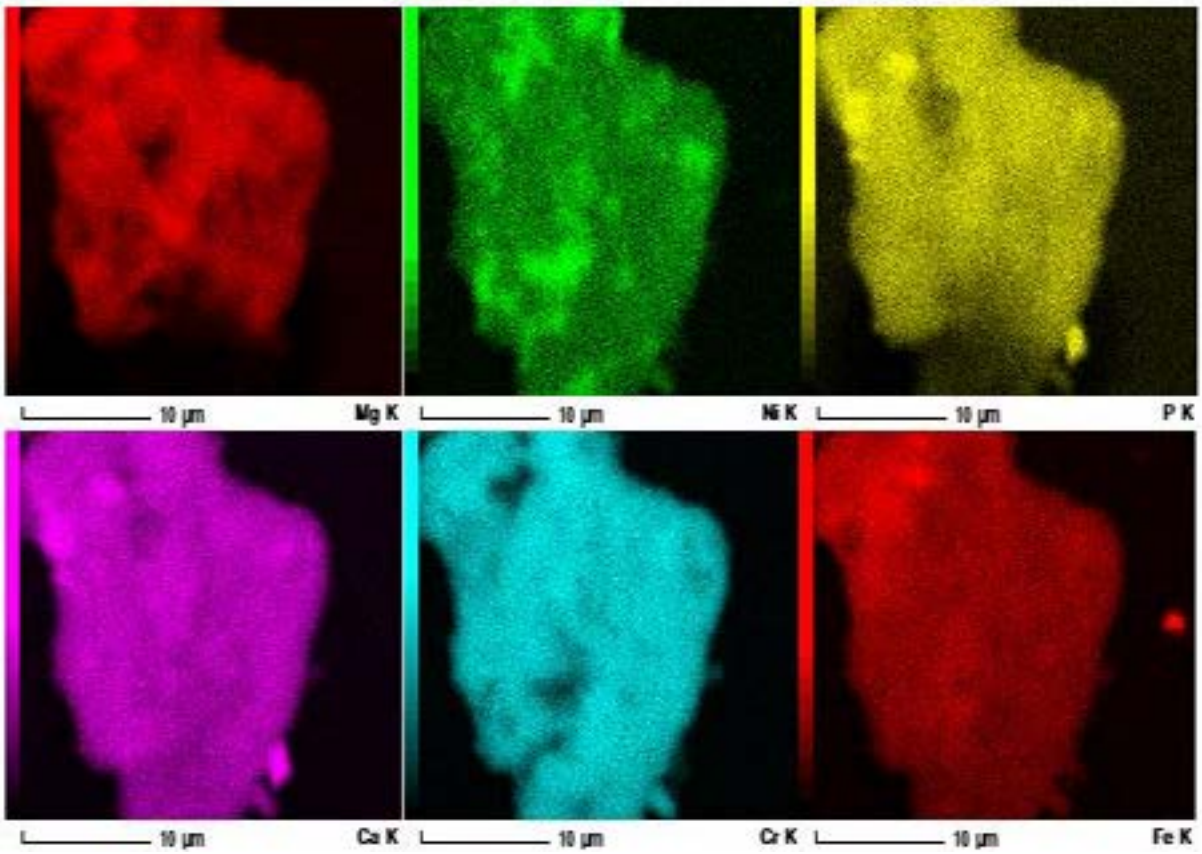



Figura 4: Mapa composicional da amostra 1 (Adaptado de: Jeol EDS System).

No mapa composicional é possível perceber a diferença na intensidade da coloração no grão, quanto mais intensa, maior a concentração do elemento em estudo. A primeira imagem indica a presença de Magnésio (Mg), e seguindo a sequência: Níquel (Ni), Fósforo (P), Cálcio (Ca), Cromo (Cr) e Ferro (Fe). Na Figura 5 é apresentado o espectro formado pela análise de varredura na amostra.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

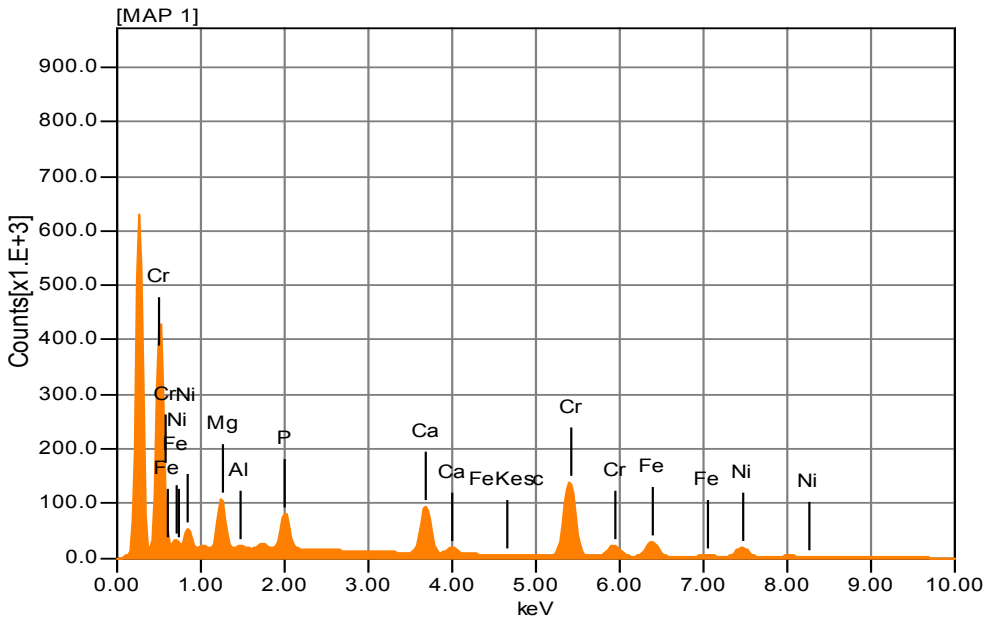



Figura 5: Espectro do EDS (Jeol EDS System).

Os picos presentes no espectro representam os elementos detectados de acordo com o comprimento de onda emitido. Percebe-se que há concordância entre os resultados obtidos por EDS e Fluorescência de Raio X, sabendo que a quantificação dos elementos é proporcional a área do pico obtido, pode-se afirmar que o Cr, Fe e Ca são os elementos com maior concentração. Outros elementos também são detectados em menor concentração ou em picos sobrepostos. A heterogeneidade composicional do grão é sugerida pelos pontos analisados por EDS, na Figura 6.

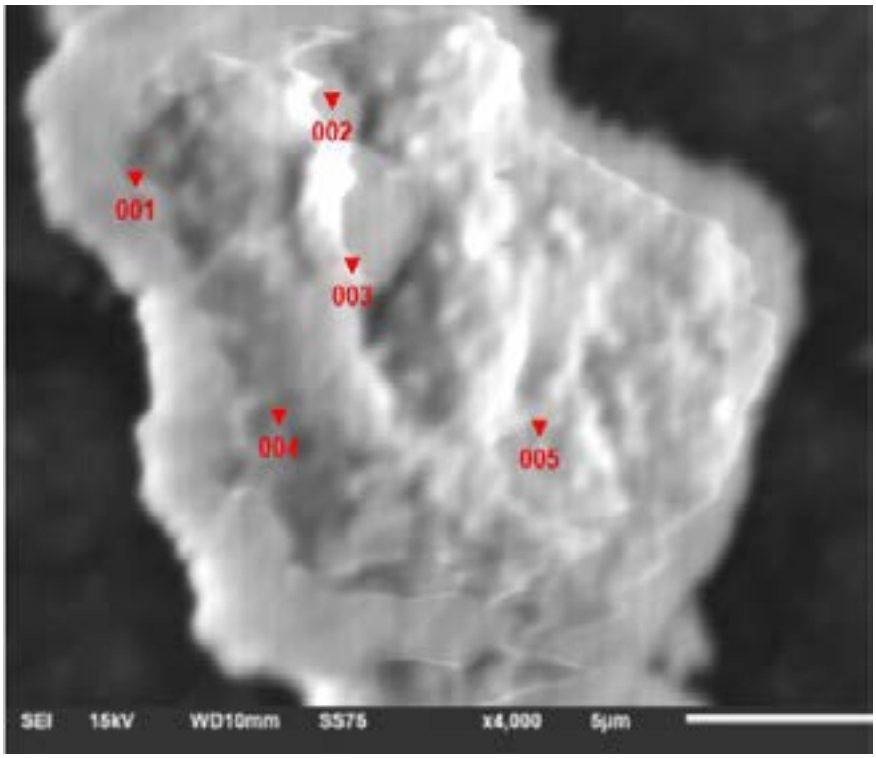



Figura 6: Pontos de análise do EDS (Adaptado de: Jeol EDS System).

Os três elementos em maior abundância estão apresentados na Tabela 5.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

Tabela 5: Elementos identificados pontualmente pelo EDS (Jeol EDS System).

| | Ponto | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Elemento | 001 | 002 | 003 | 004 | 005 |
| | Cr | Cr | Cr | C | C |
| | Ca | C | Ca | Cr | Cr |
| | Fe | Mg | Ni | Ni | Ni |

Em todos os pontos o elemento com maior concentração é o Oxigênio (O), ele não foi considerado na Tabela 6 pois a sua presença está associada, segundo Simas e Pawlowski (2012), aos óxidos hidratados e hidróxidos formados durante o tratamento das águas de lavagem. As amostras verde compactadas apresentaram coloração verde e aparência brilhante. Em pressões superiores a 700 MPa as peças fraturaram durante a compactação. A curva de compressibilidade gerada a partir das dimensões de 7 amostras preparadas é observada na Figura 7.

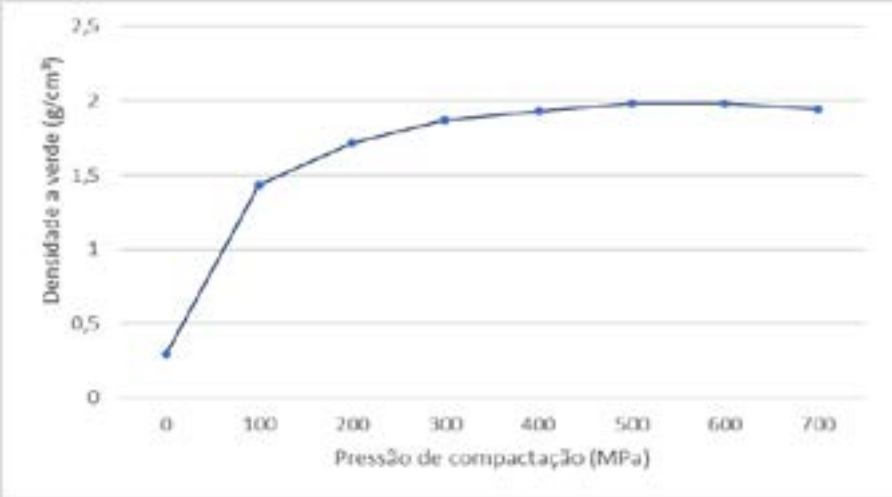



Figura 7: Curva de Compressibilidade.

Observa-se que há estabilização da densidade nas amostras compactadas em 500 e 600 MPa. A densidade nesses pontos é igual à 1,984 e 1,983 g/cm3, respectivamente. As amostras obtidas em cada condição estão na Figura 8.

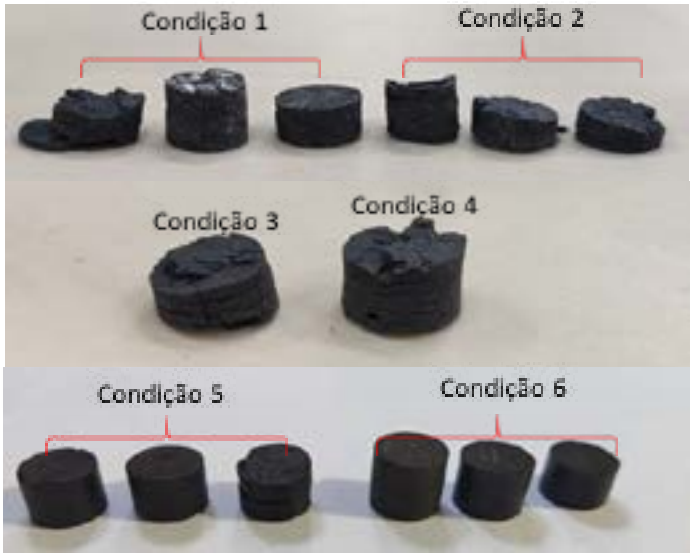



Figura 8: Peças obtidas por meio das condições de sinterização testadas.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

De acordo com a imagem metalográfica com ampliação de 100x, obtida da amostra compactada em 100 MPa e sinterizada em 250°C houve aderência entre boa parte do pó compactado formando a matriz da peça. Observa-se também a presença de poros e vazios, estes, provavelmente são originários do desprendimento de compostos que não interagiram com a matriz. As partículas brilhantes presente na imagem podem indicar a presença de metais, conforme indicado na Figura 9.

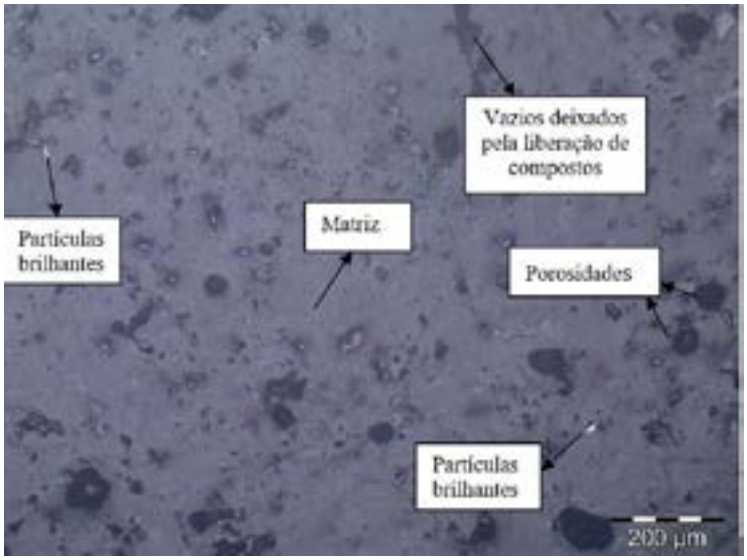



Figura 9: Amostra compactada a 100 MPa e sinterizada em 250°C.

A Figura 10 também foi obtida com ampliação de 100x e refere-se à peça processada em 250°C e compactada em 200 MPa. Observa-se, assim como na imagem anterior, a presença de poros, vazios irregulares, que provavelmente representam a não interação de alguns compostos com a matriz, e algumas partículas brilhantes.

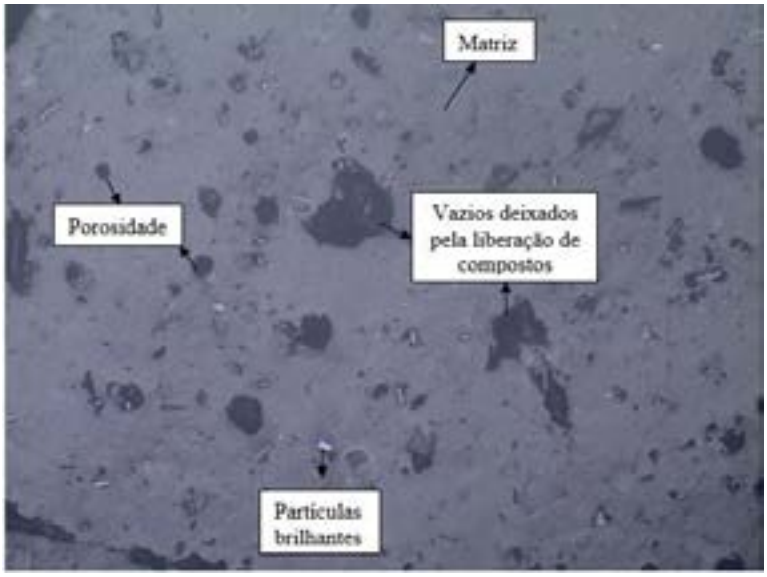



Figura 10: Amostra compactada a 200 MPa e sinterizada em 250°C.

A Figura 11 representa a superfície da amostra compactada a 300 MPa e sinterizada em 250°C. As estruturas observadas na imagem são muito semelhantes às encontradas nas figuras anteriores, ou seja, há presença de porosidades, vazios com formatos irregulares e partículas brilhantes.

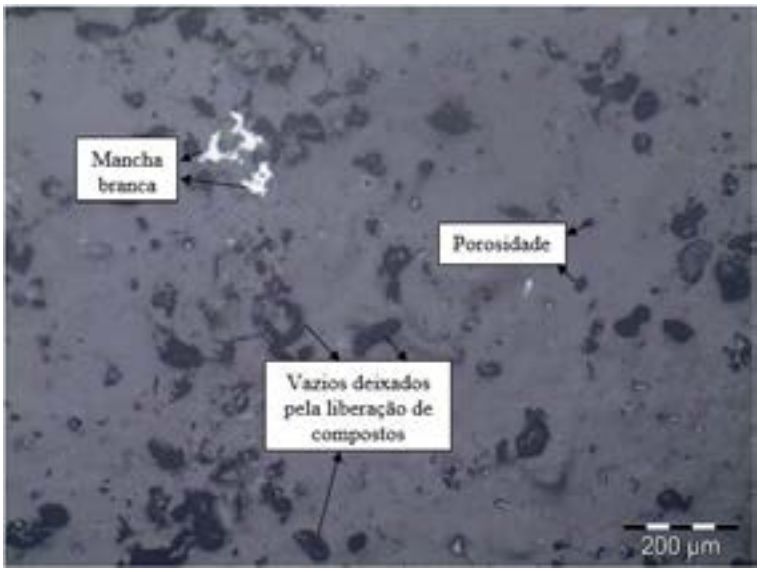



Figura 11: Amostra compactada a 300 MPa e sinterizada em 250°C

A superfície analisada na Figura 12 corresponde a amostra compactada a 400 MPa e sinterizada em 300°C. Essa peça fraturou durante a sinterização, fato que permite caracterizar alguns pontos, identificados na imagem, como trincas ou fissuras. A amostra apresenta mais espaços vazios, se comparadas as imagens anteriores sinterizadas em temperatura mais baixa. Alguns poros também são identificados, além de poucos pontos brilhantes. A imagem foi obtida com aumento de 100x.

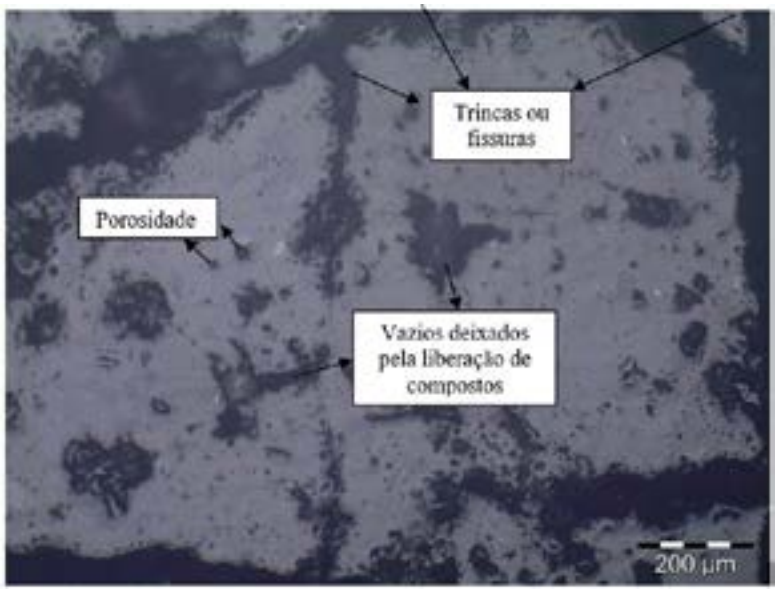



Figura 12: Amostra compactada a 400 MPa e sinterizada em 300°C.

Assim como a Figura 12, as Figuras 13 e 14 também apresentam trincas ou fissuras, porosidades, vazios irregulares e alguns pontos brilhantes. A Figura 13 corresponde à peça sinterizada em 300°C e compactada a 500 MPa, com aumento de 200x, já a Figura 14 é relativa à amostra sinterizada em igual temperatura e compactada a 600 MPa, ampliada 100x.

Professor Doutor Vinicius Martins (IFSul – Campus Sapucaia do Sul)
viniciushiper@yahoo.com.br e viniciusmartins@ifsul.edu.br

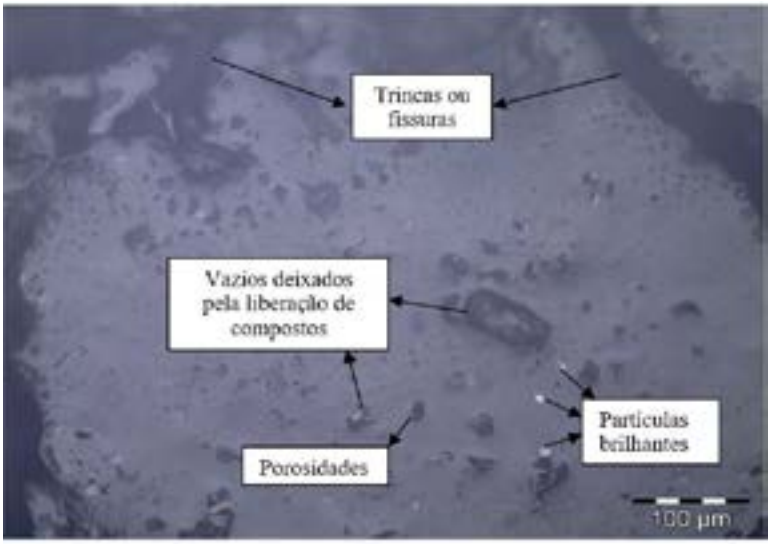



Figura 131: Amostra compactada a 500 MPa e sinterizada em 300°C.

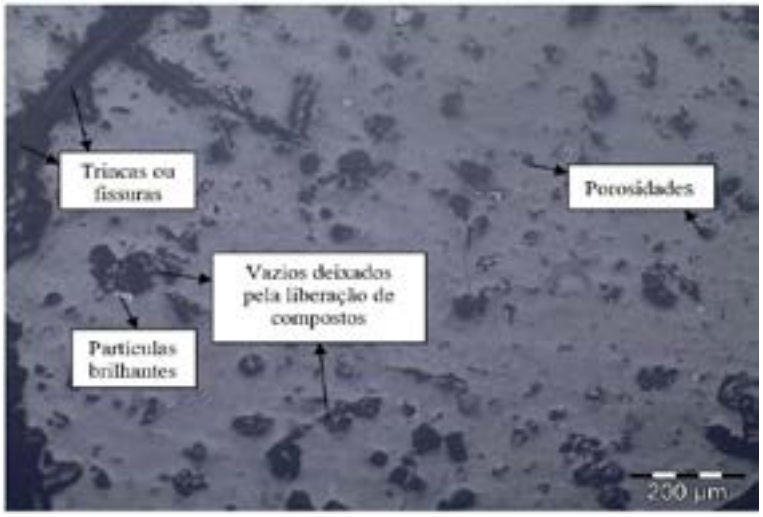



Figura 142: Amostra compactada a 600 MPa e sinterizada em 300°C.

Na Figura 15 está representado graficamente os resultados obtidos através do ensaio de microdureza. A análise foi realizada em seis peças, três sinterizadas em 250°C e as outras em 300°C.

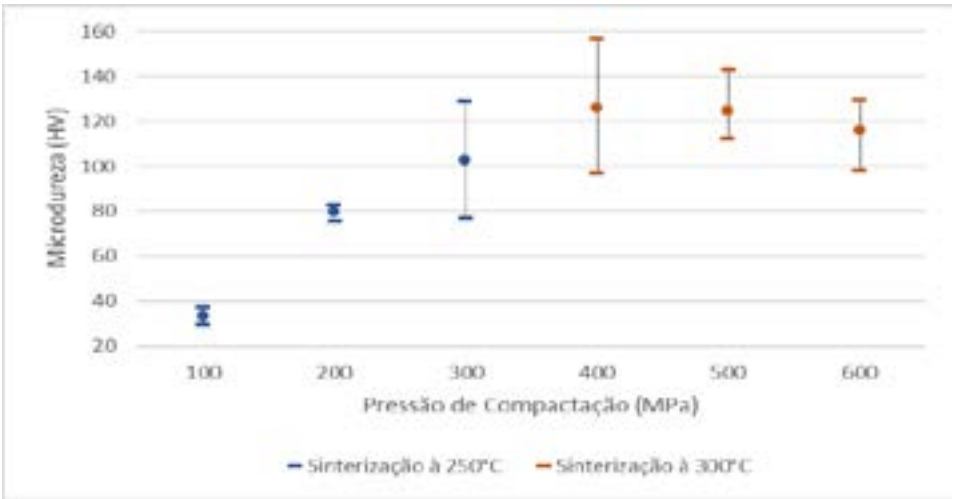



Figura 153: Média da microdureza das amostras sinterizadas.

Relacionando as amostras compactadas a 100, 200 e 300 MPa, há aumento crescente da microdureza média. Nas duas primeiras peças os valores obtidos apresentam os menores desvios padrão entre os resultados, 3,35 e 2,84, respectivamente. Na amostra compactada a 300 MPa houveram duas medidas de microdureza realizadas na matriz em pontos próximos aos prováveis constituintes metálicos. Os valores obtidos foram de 128,7 e 123,0 HV, enquanto nos outros pontos a microdureza variou entre 77,3 e 92,1. Não é possível afirmar que essa seja a microdureza do ponto brilhoso, nem comparar esse resultado com a literatura, pois esse valor corresponde a contribuição do ponto para o aumento da dureza da matriz. A microdureza média das amostras sinterizadas em 300°C apresentou estabilidade entre as peças compactadas a 400 e 500 MPa, com valores iguais a 125,85 e 124,75 HV. Já na amostra compactada em 600 MPa houve diminuição da microdureza média para 115,88 HV.

## 4. CONCLUSÕES

As análises composicionais confirmaram cromo no lodo residual da galvanoplastia, mas a análise por EDS revelou grande heterogeneidade composicional, impossibilitando afirmar a forma química do cromo e dos demais elementos. A curva de compressibilidade indicou estabilização da densidade a verde entre 500 e 600 MPa, com 500 MPa como melhor pressão. A temperatura ideal de sinterização não foi identificada; as condições 5 e 6 deram melhores características visuais, porém sem qualidade excelente, sugerindo parâmetros inadequados. As imagens metalográficas mostraram metais em todas as amostras, liberação de compostos e trincas internas, principalmente na compactada a 400 MPa. Não houve redução da porosidade com o aumento da pressão; a amostra de 600 MPa sinterizada a 300 °C foi a mais porosa. A 250 °C, quanto maior a pressão de compactação, maior a microdureza; a 300 °C, houve estabilização da microdureza média. O maior valor foi da peça de 400 MPa, que fraturou na sinterização, logo a microdureza isolada não define o melhor processamento. No ensaio de compressão, as amostras não puderam ser comparadas por condições distintas, mas constatou-se baixa resistência mecânica, com fratura frágil no início. Assim, o reprocessamento do lodo por metalurgia do pó permanece inconclusivo, necessitando mais estudos.

## REFERÊNCIAS

ALVES, L.C. **Caracterização do cromo presente no lodo de galvanoplastia: avaliação técnica e econômica de processos de remoção.** 2016. 98f. Dissertação (Mestre em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares IPEN, Autarquia Associada a Universidade de São Paulo, São Paulo, SP.

ALVES, L.C.; SEO, E.S.M. Caracterização do resíduo sólido proveniente do processo galvânico para valoração econômica ambiental. Associação Brasileira de Engenharia Sanitária e Ambiental – ABES, v. 19, n. 4, Outubro/Dezembro 2014. ISSN 1809-4457.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **NBR 10004**: Resíduos Sólidos: Classificação. Rio de Janeiro, 2004.

ATKINS, P.W.; JONES, L. **Princípios de química: questionando a vida moderna e o meio ambiente.** 5ª ed. Porto Alegre. Bookman, 2012.

BARROS, S.S. **Galvanoplastia: controle ambiental no Brasil e na Alemanha, suas bases legais e tecnológicas**. 2016. 136 f. Dissertação (Mestre em Meio Ambiente) –

Programa de Pós-Graduação em Meio Ambiente Urbano e Industrial, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR.

BORGES, M. S., *et al*. Tratamento de resíduos galvânicos de laboratório da Universidade Federal do Paraná. **Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás**, 3, 2005. Disponível em: <http://www.portalabpg.org.br/PDPetro/3/trabalhos/IBP0532_05.pdf>. Acesso em: 23 set. 2020.

CHEIK, R.C. **Estudo de uma linha de cromagem visando aumento da produtividade.** 2010. 82f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Química) – Centro Universitário La Salle, Canoas, Rio Grande do Sul.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do Pó - Técnica e Produtos**. 3. ed. São Paulo: ABM, 1992.

Conselho Regional de Química da 4ª região. **Galvanização e outros processos**. 2013. Disponível em < https://www.crq4.org.br/quimicavivatratamento_de_superficies>. Acesso em 21 mai. 2019.

Cromofix: Cromo duro. Caxias do Sul, RS. 2019 [Online]. Disponível em: <http://cromofix.com.br/empresa.asp> Acesso em: 17 jun. 2019.

DENTINHO, M.V.C.P. **Melhoramento de um processo de cromagem de segmentos de pistão.** 2015. 74f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Faculdades de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, PT.

FAVERO, B.M., **Tratamento de efluente galvânico de cromo através de eletrocoagulação e reuso do lodo como pigmento inorgânico**. Sefic 2018. Unilasalle, Canoas, RS.

FÁVERO, B., **Incorporação do lodo galvânico em pasta de cimento Portand V**. 2017. 66f. Trabalho de Conclusão de Curso (Química) – Universidade federal Tecnológica do Paraná, Pato Branco, PR.

FIGUEIRÊDO, S. S. M., *et al*. Análise léxica de conteúdos sobre resíduos industriais galvânicos. **Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia CONTECC'2018**. 2018. v. 1, ano. 5, ISSN 2358117-4.

GIANNETTI, B.F. *et al*. **Nosso Cromo de cada dia: benefícios e riscos**. 2017. Laboratório de Físico-Química Teórica e Aplicada Instituto de Ciências Exatas e Tecnologia da Universidade Paulista.

NASCIMENTO, R.L.G. **Estudo do comportamento de Cr(III) na precipitação do PbCrO4**. 1983. 104f. Dissertação (Mestre em Química) – Instituto de Química, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP.

OLIVEIRA, L. S., *et al*. Caracterização química de resíduos sólido e líquido de empresas galvânicas de Juazeiro do Norte - CE. **Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia CONTECC'2018**. 2018. v. 1, ano. 5, ISSN 2358117-4.

RIO GRANDE DO SUL. **Plano Estadual de Resíduos Sólidos do Rio Grande do Sul (PERS-RS): 2015-2034**. 2014. Disponível em: < https://www.sema.rs.gov.br/upload/arquivos/201905/03155041-pers-final.pdf>. Acesso em: 23 set. 2020.

SAMPAIO, J.A., ANDRADE, M.C. e PAIVA, P.R.P. **Cromita**. Rochas e minerais industriais: usos e especificações, CETEM/MCT, 2ª ed, p. 402-425, 2008.

SILVA, P.T.S. **Extração e recuperação de cromo em resíduos sólidos de uma indústria de Galvanoplastia.** 2002. 86f. Dissertação (Mestre em Ciências) – Programa de Pós-Graduação em química, Departamento de Química, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, PE.

SIMAS, R., PAWLOWSKY, U. Recuperação de metais de lodos galvânicos. Encontro e Exposição Brasileira de tratamento de superfície III INTERFINISH Latino Americano. p. 152-159, 2012.

WolframAlpha. Champaign, Illinois. 2020. [Online]. Disponível em: < https://www.wolframalpha.com/input/?i=chromium>. Acesso em. 30 ago. 2026.