



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Apresentação

Editores

Promoção

Equipes Organizadoras

Contatos

Apoio

Sessão de Abertura



FORJAMENTO

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas

13ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas

10º Congresso do BrDDRG



RENOMAT

**13ª Conferência Internacional de Materiais
e Processos para Energias Renováveis**



2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

Anais
PROCEEDINGS



43º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

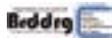


FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRg



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

APRESENTAÇÃO

O SENAFOR –Seminário Nacional de Forjamento – nesta 43ª edição, abrigou as seguintes conferências:

- **27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil**
- **26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas /13ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDRg**
- **13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis RENOMAT**
- **2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura INOVMAT**

e foi realizado no Centro de Eventos do Hotel PLAZA São Rafael, em Porto Alegre -RS, nos dias 2, 3 e 4 de outubro de 2024.

Com o tema principal INOVAÇÃO, PRODUTIVIDADE e EFICIÊNCIA ENERGÉTICA, apresentou palestras presenciais e on-line de professores especialmente convidados, apresentações de trabalhos técnicos orais e em pôster, uma área física para exposição de produtos e serviços de importantes empresas apoiadoras e parceiras do SENAFOR.

Especial destaque ao apoio financeiro recebido do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq, e da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul – FAPERGS, e ao apoio institucional de importantes entidades e empresas do segmento automotivo, metal-mecânico e correlatos.

Estes Anais apresentam, na íntegra, os textos das palestras e dos trabalhos técnicos recebidos e efetivamente apresentados durante a realização das sessões nas Conferências, e acreditamos que a sua leitura será de grande interesse e proveito para todos os que atuam nessas áreas.

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



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

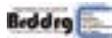


FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRG



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

Editado por / Edited by
Prof. Dr. Eng. Lirio Schaeffer (CBCM – UFRGS)

ANAIS / PROCEEDINGS

ISSN 2764-4316

Anais Senafor - Seminário Nacional de Forjamento.

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

*The texts of these proceedings were printed according to the original sent by the authors.
All rights on the contents belong to the editors.*



43º SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

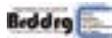


FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRG



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

PROMOÇÃO E REALIZAÇÃO

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





43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS



FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRG



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

EQUIPES ORGANIZADORAS

Coordenação geral

Coordenação geral: Lirio Schaeffer (CBCM UFRGS)

Comissões Organizadoras (por área):

FORJAMENTO

27ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO - BRASIL

Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)

Comitê Técnico-Científico:

Alisson Duarte da Silva (UFMG)

Ana Paola Villalva Braga (IPT SP)

Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC)

Oscar Balancin (UFSCar)

Paulo António Firme Martins (IST/Universidade de Lisboa, Portugal)

CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / BRDDRG

26ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / 13ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS / 10º CONGRESSO DO BRDDRG :

Alexandre da Silva Rocha (LdTM UFRGS)

João Henrique Correa de Souza (BrDDRG)

Comitê Técnico-Científico:

Tomayoshi MAENO (Yokohama National University, Japão)

Arno Richter (ARCELORMITTAL, Bremen - Alemanha)

Gilmar Ferreira Batalha (USP)

Paulo Roberto Cetlin (UFMG, Belo Horizonte MG)

Paulo Victor Prestes Marcondes (UFPR, Curitiba PR)

Rodrigo Santiago Coelho (SENAI/CIMATEC, Salvador BA)



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

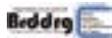


FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRg



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

RENOMAT

13ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE MATERIAIS E PROCESSOS PARA ENERGIAS RENOVÁVEIS

Carlos Alexadre dos Santos (PUCRS)

Roderval Marcellino (UFSC)

Vilson Gruber (UFSC)

Vicente Mariano Canalli (Pesqu CNPq)

Comitê Técnico-Científico:

Adriane Prisco (Demec / UFRGS)

Alex Fabiano Bueno (UFSC Campus Blumenau)

Aline Cristiane Pan (UFRGS)

André Possamai Rosso (UFSC)

Halston Mozetic (SEDETEC UFRGS)

Monir Göethel Borba (UFRGS)

INOVMAT

2ª CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE INOVAÇÃO EM MATERIAIS E MANUFATURA

Patrice Monteiro de Aquim (FEEVALE)

Natalia de Freitas Daudt (UFSC)

Eduardo Luis Schneider (UFRGS)

Claudia Trindade (FEEVALE)

Everton Hansen (UNISINOS)

Eduardo Cassel (PUCRS)

Comitê Técnico-Científico:

Amanda Gonçalves Kieling (UNISINOS, São Leopoldo RS)

Anderson Daleffe (UNISATC, Urussanga SC)

Carlos Antonio Ferreira (UniSATC, Criciúma SC)

Daniel Fritzen (UniSATC, Forquilha SC)

Joelson Vieira da Silva (UniSATC, Criciúma SC)

Sandra Raquel Kunst (UFRGS, Porto Alegre RS)



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS



FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRG



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

CONTATO / CONTACT

Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica / CBCM

Metalforming Innovation Center / CBCM

Universidade Federal do Rio Grande do Sul UFRGS

Universidade Federal do Rio Grande do Sul UFRGS

Av. Bento Gonçalves 9500

Caixa postal 15021

Centro de Tecnologia - Campus da Agronomia

91501-970 Porto Alegre - RS

Fundação Luiz Englert - FLE

Rua Matias José Bins, 364

Bairro Três Figueiras

CEP: 91.330-290

Porto Alegre / RS / Brasil

Fone: +55 +51 3286.4333 / 3286.4343 / 99679.4662

E-mail: fle@fle.org.br

Secretaria

SECRETARIAT Secretaria para Eventos

Lourdes Grings

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

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



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS



FORJAMENTO

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRg



RENOMAT

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis



2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

Apoio



Mídia Apoiadora

REVISTA DO PARAFUSO

Expositores e apoiadores





43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

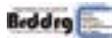


FORJAMENTO

27ª Conferência
Internacional de
Forjamento – Brasil



CHAPAS / Brddrg



26ª Conferência Nacional de
Conformação de Chapas
13ª Conferência Internacional
de Conformação de Chapas
10º Congresso do BrDDRg



RENOMAT

13ª Conferência Internacional
de Materiais e Processos para
Energias Renováveis



2ª Conferência
Internacional de Inovação
em Materiais e Manufatura

SESSÃO DE ABERTURA DO 42° SENAFOR OPENING SESSION

Opening / BOAS-VINDAS

Lirio Schaeffer (LdTM/CBCM/UFRGS)

Homenagem Especial: *Engª Silvia Ribeiro de Aquino (SINDIFORJA, Presidente)*

Keynote Lecture: Tendências da Indústria de Forjamento no Brasil

Trends in the Forging Industry in Brazil

Engª Silvia Ribeiro de Aquino (SINDIFORJA, Presidente)

Keynote Lecture: Tecnologia e Inovação no Contexto de Materiais Avançados

Dra. Sandra Lúcia de Moraes (Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT)

Keynote Lecture: Transferência de Tecnologias no Brasil com foco na Inovação e Empreendedorismo

Transfer of Technologies in Brazil with a focus on Innovation and Entrepreneurship

Dr. Raphael Ayub (Secretário Adj – Secretaria de Inovação, Ciência e Tecnologia do RS)



PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

Predição da temperatura em processos de forjamento a frio multi-estágio utilizando deep learning

Temperature prediction of multi-stage cold forging processes using deep learning

Papdo Tchasse, Mathias Liewald (Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart)

A Concentração de Deformações no Forjamento a Frio do Alumínio após Deformação Plástica Severa

The deformation concentration in the cold forging of aluminum after Severe Plastic Deformation (SPD)

Cleber Granato de Faria, Maria Teresa Paulino Aguilar e Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin (UFMG - Belo Horizonte MG)

Análise do processo de forjamento de um componente para veículos elétricos de duas rodas

Forging process analysis of a component for electric two-wheeled vehicles

Lara Catarina Lopes Castanheira, Rui Amaral, Gonçalo Soares, Rui Silva (INEGI); Ana Reis (FEUP); José Silva, Sérgio Silva (IBÉRICA) (PORTUGAL)

Dimensionamento de matriz em extrusão de copo reverso

Die Design for a Backward Can Extrusion Process

Fernando Mendonça Alves Vieira (Fey / UFSC); Genival Gonçalves Santos (Centro Universitário UNA) e Alisson S. Duarte (Escola de Engenharia – UFMG)

Ampliación de la Simulación de Procesos de Conformado Plástico: Transición de FEM a SPH con Implementación em GPUs

L Buglioni, G Abate, AJ Sánchez Egea, D Martínez Krahmer (INTI, Buenos Aires - Argentina / Facultad de Ingeniería, UNLZ, Argentina / Departament d'Enginyeria Mecànica, Universitat Politècnica de Catalunya, Espanha)

Melhoria de vida útil de ferramenta de forjamento a frio por nitretação a plasma

Cold forging tool life span improvement by plasma nitriding

Nicolas Soares Machado (CISER), João Pedro Moreira Silva (SIXPRO) e Alisson S. Duarte (UFMG)

Análisis de falla de un mandril de extrusión directa de tubos de latón

Analysis of Recurrent Failure in a Group of Mandrels Used in Brass Tube Extrusion

M Schmidt, D Martinez Krahmer, D Migliorino, G. Abate (Sector de matricería, Grupo FV-Ferrum, Buenos Aires, Argentina / Instituto de Tecnología e Ingeniería, Universidad Nacional de Hurlingham (UNAHUR), Buenos Aires, Argentina / Centro de Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Buenos Aires, Argentina / Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Buenos Aires, Argentina)

Machine learning for rapid modeling of material displacement in open die forging

M.Sc. Jagtap, Nikhil Vijay e Dr.-Ing. David Bailly (IBF Institute of Metal Forming, Universidade Tecnica de Aachen, Alemanha)

Redução de Tensão em Ferramental de Operação de Extrusão para Trás na Conformação a Frio.

Reduction of Stress in Operation Tool for Back-Extrusion in Cold Forming

Theo Luis Silva e Luciano Pinotti (AÇOPEÇAS IND. de Peças de Aço Ltda.)



Influência da Trefilação na Resistência Mecânica de Pregos Forjados

Wire Drawing Influence on Mechanical Resistance of Forged Nails

Darlan Vale Bayão, Matheus Elias Souza Nascimento, Geraldo Magno Mól Ferreira, Pollyanna Aparecida da Silva Araujo, Leone Arthur Mattos, Wellinton Hermes de Aquino, Glauber Heleno Lula Mendes (ArcelorMittal), João Pedro Moreira Silva e Alisson S. Duarte (SIXPRO – Sabará MG)

Avaliação aos Efeitos de um Tubo após o Processo de Extrusão Direta

Wagner Silveira Soares (UFRGS)

Análise do Forjamento a Quente de um Aço Bainítico endurecido por Resfriamento Contínuo usando Ensaio de Cunha

André Rosiak, Luana de Lucca de Costa, Thomas Gomes dos Santos e Lirio Schaeffer

Aplicação de Machine Learning na Predição da Curva de Escoamento de Aços

Application of Machine Learning in Predicting the Flow Curve of Steels

André Rosiak, Murilo Schmeling, Diego Pacheco Wermuth, Lirio Schaeffer (UFRGS) e Roderval Marcelino (UFSC)



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDR Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
 Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

Temperature prediction of multi-stage cold forging processes using deep learning

Papdo Tchasse ⁽¹⁾

Mathias Liewald ⁽¹⁾

(1) Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart

ABSTRACT

The transient die temperature is the most familiar but yet complex process parameter in cold forging technology. For many cold forging processes, the temperature increase in the die might be understood as a result of the forming operation, regarding the engaged deformation work and the superposed effects of friction during the forming process. However, the effect of this temperature increase doesn't disappear after it has been caused, rather it is conserved in the active and surrounding die or die rack components, which then act like an additional thermal energy source that strongly affects any further process evolution. Thus, the current thermal state of a process may be valued as a proof of a certain process history. This hypothesis is the principal topic addressed in this paper. Against this background, the objective of this study was to develop an approach in order to better understand the effects of the recent temperature history on the short and long-term cold forging process evolution. For this purpose, deep learning models for time series processing were used and regression models were built that could achieve high correlation scores in predicting the short and long-term temperature behavior based on the recent temperature variations.

Key words — cold forging, process monitoring, temperature prediction, deep learning.

1. INTRODUCTION

A very important feature in many bulk metal forming processes and in cold forging in particular is the die temperature, which evolution often characterizes the different process phases like the ramp-up phase and the steady state phase of a production run. Emerging temperature distributions in the forming die can be

understood as the result of the frictional contacts between the active tool components and the parts and required deformation work. Also, the temperatures that result of some forming strokes influence the next ones and act like a process noise that strongly affects the subsequent process evolution. This complexity of emergence and flows of heat due to radiation and conduction makes the die temperature a feature which not only characterizes the current process state but is also a proof of a distinct production course i.e. route. For this reason, this study focused on better understanding the die temperature variations and how this affects the process evolution in a two-stage cold forging application. To this end, deep learning approaches were considered and the performance of different time series models was compared on two tasks, which are the short-term and the long-term temperature prediction. For both tasks the input of the model was the recent temperature history.

2. STATE OF THE ART

Because of the high tool loads, the focus of artificial intelligence or machine learning in the bulk metal forming, so far, has been on tool life and wear prediction [1]. In [2] for example, Kong et al. proposed a method, based on artificial neural networks, for the prediction of the wear state of the tool in cold forging processes. In this theoretical study, the recommended model inputs are the forces, the acoustic emissions and other process parameters like temperatures, stroke rates and the surface lubrication of the in-feed material. Another study that focused on detecting the tool damages in cold forging is presented in [3]. In that use case, El-Galy et al. focused on the acoustic emissions and compared the data collected from different cold forging strokes with reference data of undamaged tools in order to identify the tool damages. This paper introduced the concept of the forging support system, which focuses on acoustic emissions in order to monitor forging processes online. That system was applied on the up-setting of magnesium alloy specimens. Furthermore, Glaeser et al. explored the faults detection using a convolutional neural network and a decision tree [4]. In that study, the authors considered and induced different die and tool damages. Then, the experimental data were collected and processed and a high accuracy in determining the different damages could be achieved.

For the most studies, the process temperatures were considered as a process noise or disturbance that has to be recorded in order to monitor other process aspects. In contrast to that, the hypothesis in the present paper is that knowing the die temperature evolution would allow a better decision making for the further process development. Therefore, the focus in this study was to understand how recent temperature changes affect the thermal evolution of the process.

3. METHODOLOGICAL APPROACH

The objective of this study was to design deep learning models able to correlate the recent history of the die temperatures with their future evolutions. In order to build those models, the experimental environment including the process and the hardware architecture for the data acquisition had to be set up. Therefore, before describing the model design strategy implemented in this study, the forming process and the hardware architecture for the data collection are first explained in the following sections.

3.1. Cold forging process

For this use case, a cold forging process comprising two stages was designed. The first stage consisted in a full forward cold extrusion and the second one acted as an upsetting step. The objective was to form a billet of diameter 15 mm and height 20 mm into a screw-like part without thread, drive and tip. The shape of the part before,

during and after the forming stroke is shown in Figure 1.

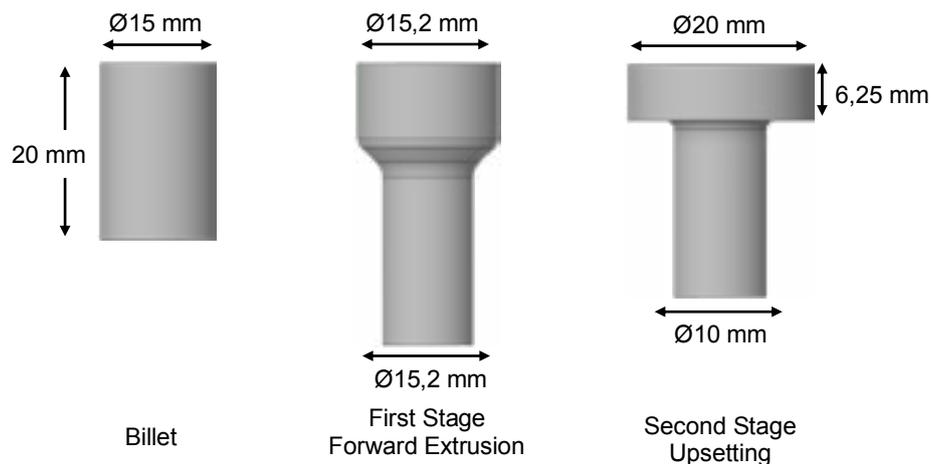


Figure 1: Shape of the billet and the part after the extrusion and the upsetting stages.

For this process, the billet material considered was 28B2 (1.5510) KGK. the billet was cut from a rod that was drawn, annealed and trailed and which surface was coated with phosphate and was soaped. The formability study was mainly performed using the simulation software DEFORM. After the process design, the tools were manufactured and assembled in a servo-driven mechanical knuckle joint press from the Schuler company with a ram upsetting capacity of 5000kN and a stroke speed range of 3 to 45 min^{-1} . Figure 2 shows the experimental tool and press used in this study.

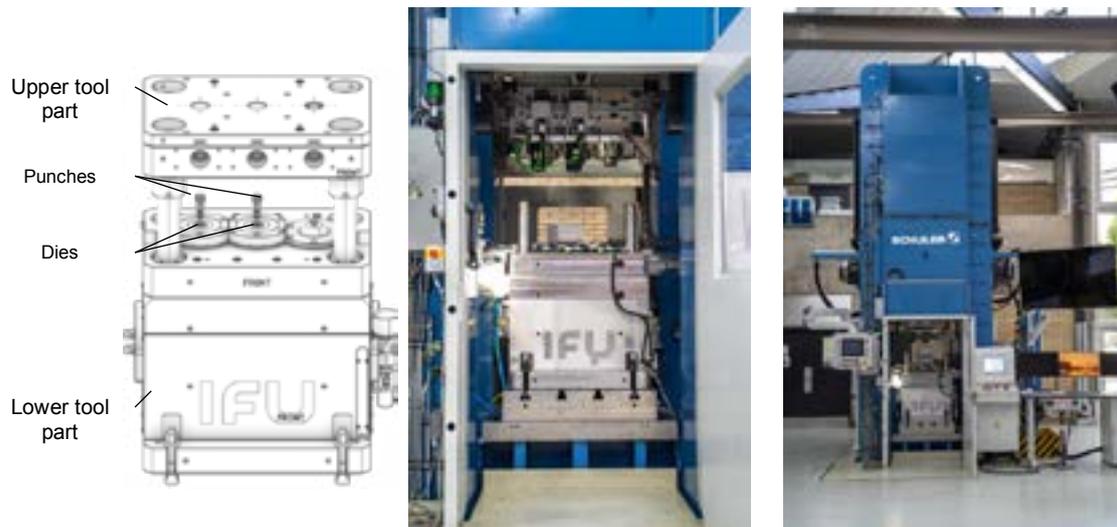


Figure 2: Experimental setup for the data acquisition

3.2. Process parameters and system architecture

As already mentioned, this study focused on the temperature monitoring during cold forging production runs. Therefore, temperature sensors were positioned according to previously performed FEA results so that they would be close to the hottest zone in the die, i.e. near the extrusion shoulder. Two temperature sensors were considered for each stage, for a total of four sensors. For this application, actuators were used in order to introduce variations in the process. Those actuators are motor driven wedge systems that can be used to control the vertical position of the punches. Adjusting the punch position vertically appears to be a direct way to control not only the extent of friction during the metal forming operation but also the required deformation work needed to form the part. Therefore, it is a direct way to influence the temperature

increases during the production runs. For this reason, two wedge systems were tied, one to each punch, and were driven by stepper motors in a way of that the rotational motion of the motors were converted into the vertical motion of the punches. The temperature sensors used here were type K sensors. These sensors were connected to a temperature amplifier from the company HBM (Hottinger Baldwin Meßtechnik GmbH, Darmstadt/Germany). The actuators were controlled through stepper motors via a programmable logic controller.

3.3. Data Collection

Ten different continuous runs, corresponding to a total 2686 strokes, were recorded for the purpose of data acquisition. The shortest run contained six strokes and the longest runs spread up to 539 strokes. Among the ten runs, four were recorded with adjustment of the position of the punches and the five others were recorded at different constant punch positions. This way, it was possible to create a qualitative dataset containing enough variation in the temperature measurements. During the experiments, the temperatures were recorded continuously, so that for every stroke, many data points were saved. However, this study focused only on the maximum temperatures of every stroke. The corresponding features, which were also considered for the data processing, are listed in Table 1.

Table 1: Features considered for the data processing.

Features	Unit
Max temperature 1 stage 1	°C
Max temperature 2 stage 1	°C
Max temperature 1 stage 2	°C
Max temperature 2 stage 2	°C

Figure 3 shows the data recorded through the four temperature sensors during the continuous runs. Although, the minimum recorded temperatures were almost the same for all sensors, the maximum temperatures strongly depended on the individual location of each sensor. Furthermore, the exact sensor position in the die also strongly influences the recording accuracy. This fact is particular explicit for the second temperature sensor of the upsetting stage.

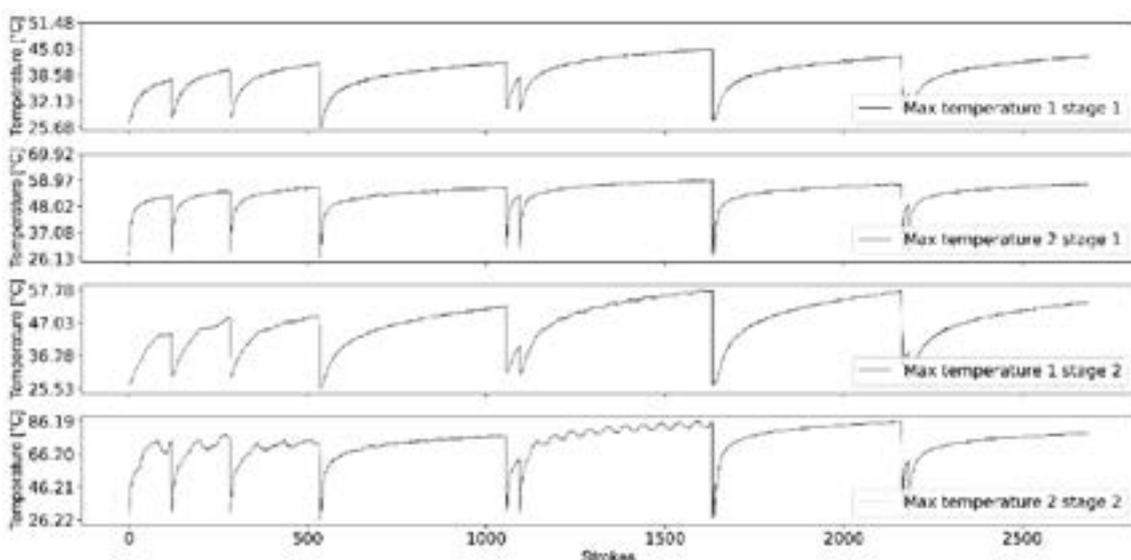


Figure 3: Recorded data with four sensors at four different stage positions in the tool, two sensors for each forming stage.

3.4. Design of the temperature prediction models

The objective of this study was to develop data-based tools that allow to understand the short-term and the long-term effects of temperature changes during continuous runs of forming strokes, based on the current temperature history. For this purpose, different deep learning models were built in order to predict, based on the maximum temperatures of the five past strokes, the maximum temperatures of the five next strokes, for the short-term monitoring, and the maximum temperatures of the 20 next strokes, for the long-term monitoring. Five strokes were considered as the input of the models because it appeared to be the minimal number of strokes needed for the sensors to record sudden temperature variations. For both short and long-term predictions, time series processing methods were used and three different approaches for multioutput regression were considered, which are the feed forward artificial neural network or multilayer perceptron, the convolutional neural network and the recurrent neural network.

3.4.1. Artificial neural networks

Artificial neural networks (ANN) are an association of mathematical functions that model the operating principle of a biological neural network [5]. A neuron in an ANN applies a defined activation function to the weighted sum of its inputs and the result of this activation function represents the output of the neuron. Popular and recommended activation functions are the rectified linear unit, the sigmoid function and the hyperbolic tangent [6]. If the data only flow in the forward direction, then the ANN is called a feed forward network or multilayer perceptron (MLP).

3.4.2. Convolutional neural networks

Convolutional neural networks (CNN) are a particular variant of ANN, for which the data processing is based on the operating principle of the cerebral visual cortex [7]. For every neuron in a CNN, the computed output is the result of the convolutional operation [8]. Because of their ability to process two-dimensional data, CNNs have been successfully applied in many image processing use cases. However, this study focused on the one-dimensional convolution, which is well suited for the time series processing. Every one-dimensional convolutional layer is organised in feature maps, which extract one particular kind of feature from the previous layer using a filter or kernel [9]. The kernel in this case is a vector, which dimension can be set manually and which values are optimized during the network training.

3.4.3. Recurrent neural networks

Recurrent neural networks (RNN) are a group of ANN with neurons that, besides their forward connection, have a connection to themselves or to other neurons of the same or previous layers [10]. Because they have this connection to themselves, RNN are particularly suitable for the processing of time series or more general data, for which the sequential order is important. One major issue with the standard or vanilla RNN is that the gradients of the loss function can vary exponentially or disappear, when the model weights are respectively bigger or smaller than one. This makes them particularly instable for the processing long sequences. This issue is known as the exploding and vanishing gradients. In order to solve this issue, recurrent long short-term memory (LSTM) units were introduced [11]. However, LSTM have many weights that have to be optimized, which makes the training time consuming. For this reason, recurrent gated recurrent units (GRU) were developed as a simplification of the LSTM in order to reduce the number of weights of the LSTM and make the training time-

efficient [12].

3.5. Data Preprocessing

Before the model building and training, the data were shuffled and split into training, validation and test data. 80% of the data was used for the training, 10% for the validation and 10% for the test of generalization ability of the models. After being shuffled, the training and validation data were standardized with the means and standard deviations of the training data. Then they were organized in “windows”, which can be understood as the number of strokes that are considered for an input-output pair. For the two implemented tasks in this study, the window sizes were different. The window for the short-term prediction contained 10 strokes and the window for the long-term prediction contained 25 strokes.

Because during the deployment of the deep learning models the input data are given (past) and the targets are to be predicted (future), the training data were structured in a way that reflects this deployment scenario. For that reason, different input-output pairs were generated by sliding the corresponding window according to practical application of the model. This sliding procedure was implemented for the short and long-term temperature prediction according to the corresponding output length. Figure 4 shows for some samples how the windows for the model training were generated. After the window generation, the data were shuffled again and grouped in batch of 32 input-output pairs.

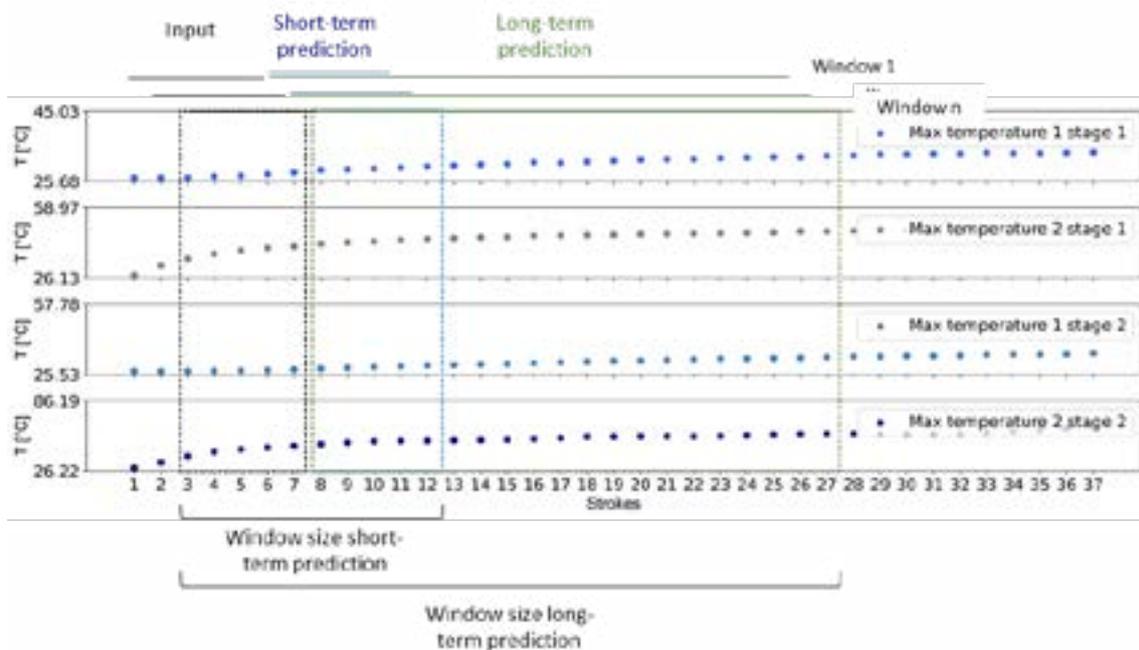


Figure 4: Windows generation for the data processing.

The different models considered for the short-term and the long-term predictions were built using an automatic hyperparameter optimization with the hyperband search algorithm [13]. The advantage of this popular algorithm is that it allocates more resource to the most prominent models and reduce the resource allocation for the less performing ones. For the different algorithms, the hyperparameters and their range was set after the common best practice. During the hyperparameter optimization an average of 30 models were trained for a maximum of 50 epochs with different values set of the hyperparameters. After the tuning procedure, the best MLP, CNN, LSTM network and GRU network were trained once again for a maximum of 100 epochs. During the model training, the early stopping regularisation

was used in order to keep the validation loss minimal. In order to use an MLP to process sequences of many inputs, i.e. two-dimensional data, a flatten layer was added on top of the network architecture. Table 2 summarizes the search space for the hyperparameters of the different models considered in this study. The data preprocessing and processing in this study was implemented in a python environment.

Table 2: Hyperparameters considered in order to build the different models.

Hyperparameter	Value range
Number of hidden layers	[2, 10]
Number of neurons per hidden layer	[2, 100]
Dropout rate	[0.2, 0.5]
Number of filters (CNN)	[5, 100]
Kernel size (CNN)	[4, 20]
Learning rate	1e-2, 1e-3, 1e-4, 1e-5
Activation function of the hidden layers	Relu, sigmoid, tanh
Loss function	Log-cosh, mean squared error

4. RESULTS

The models trained for the short and long-term temperature prediction of the two-stage cold forging process could achieve high correlation performances. The goodness of their fit was evaluated with the coefficient of determination or R^2 -score and the root mean squared error (RMSE). While an RMSE of 0 can be understood as a perfect correlation, the same value of an R^2 -score is a sign of no variation of the outputs in regard to the inputs, i.e. a constant prediction. A perfect fit between the model estimations and the real target values is achieved, when the R^2 -score is 1.

For the short-term temperature prediction, the R^2 -scores varied between 0.787 and 0.805 for the training data, 0.976 and 0.986 for the validation data and 0.963 and 0.974 for the test data. Here, the best performing model is different depending on the dataset. For all the models, the test and validation scores were higher than the training scores. This proves that there was no overfitting and the quality of the training data was good enough to allow a good model performance on unseen test data. This explains why the minimum test score of the models was 0.9639. The model scores as well as calculated RMSE are summarized in Figure 5.



Figure 5: RMSE (left) and R^2 -scores (right) achieved by the models for the short-term temperature prediction.

Considering only one temperature sensor, Figure 6 illustrates the short-term temperature prediction after different number of press strokes. These results show, the ability of the different models to accurately predict the short-term temperature evolution based on the recent temperature variations.

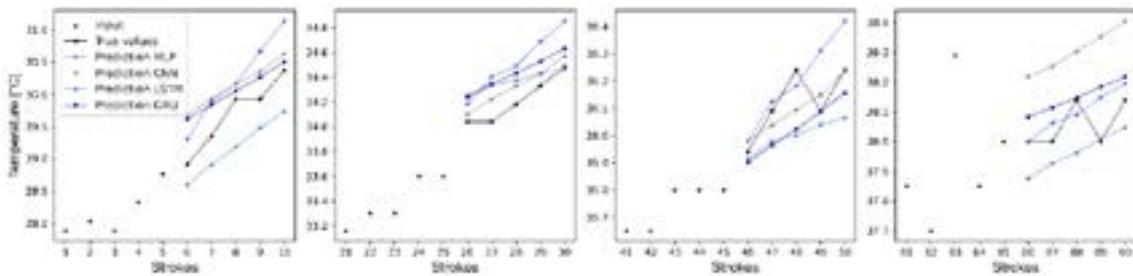


Figure 6: Models predictions of the short-term temperature evolution after different number of strokes - results for one temperature position.

The investigated models also showed a relatively high prediction accuracy for the long-term temperature prediction, as shown in Figure 7. For this task also, there was no overfitting found as the lowest R^2 -scores were achieved on the training data and the highest on validation and test data. Furthermore, it was also difficult, on this task, to determine the best performing model, as the model performances varied depending on the evaluation dataset. While the best model was the LSTM network on the training data, the best model according to the validation and test sets was the MLP. Here, the R^2 -scores vary between 0.767 and 0.9353.



Figure 7: RMSE (left) and R^2 -scores (right) achieved by the models for the long-term temperature prediction.

For the same test run as depicted in Figure 6, Figure 8 illustrates the long-term die temperature prediction. Compared to the true temperature values, these results showed a high prediction accuracy at different times of a continuous production and validate the faculty of the trained models to predict the long-term temperature development based on the recent temperature history.

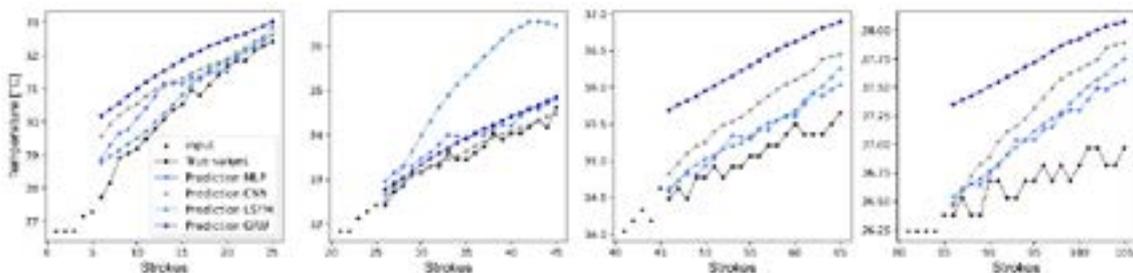


Figure 8: Models predictions of the long-term temperature evolution after different number of strokes - results for one temperature position.

5. CONCLUSION AND OUTLOOK

The objective of this paper was to propose a method to predict the short and long-term die temperature behavior of cold forging processes based on the recent

temperature history. In the cold forging technology, the die temperature is both a result and an important influencing factor of the process. Because it is an essential process parameter that strongly affects the part quality, this paper focused on better understanding the short and long-term impacts of its recent variations. For this purpose, different deep learning methods for time series processing were used and evaluated. The results showed high prediction abilities of the different models and their faculty to accurately deduce the future temperature evolution based on the five last temperature recordings. The different models considered in this study performed similarly good so that they all represent applicable solutions in order to solve the tasks designed in this study. The die temperature in cold forging processes is considered in many studies as a disturbance or a noise. Being able to precisely determine its evolution would enable an early and optimal decision making in order to make the process more robust via a closed loop control [14].

REFERENCES

- [1] J. Cao, M. Bambach, M. Merklein, M. Mozaffar and T. Xue, "Artificial intelligence in metal forming", *CIRP Ann.*, vol. 00, pp. 1–27, 2024.
- [2] L. X. Kong and S. Nahavandi, "On-line tool condition monitoring and control system in forging processes", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 125–126, pp. 464–470, 2002.
- [3] I. El-Galy and B.-A. Behrens, "Online Monitoring of Hot Die Forging Processes Using Acoustic Emission (Part-I)", *Ewgae 2010*, vol. 26, no. Part I, pp. 208–219, 2010.
- [4] A. Glaeser *et al.*, "Applications of deep learning for fault detection in industrial cold forging", *Int. J. Prod. Res.*, vol. 59, no. 16, pp. 4826–4835, 2021.
- [5] I. Goodfellow, Y. Bengio and · Aaron Courville, "Deep Learning Ian", *Foreign Aff.*, vol. 91, no. 5, pp. 1689–1699, 2016.
- [6] Y. A. LeCun, L. Bottou, G. B. Orr and K.-R. Müller, "Efficient BackProp BT - Neural Networks: Tricks of the Trade", *Neural Networks: Tricks of the Trade*, vol. 7700, no. Chapter 3, pp. 9–48, 2012.
- [7] Y. LeCun, "Generalization and Network Design Strategies". 1989.
- [8] Y. LeCun, L. Bottou, Y. Bengio and P. Haffner, "Gradient-based learning applied to document recognition", *Proc. IEEE*, vol. 86, no. 11, pp. 2278–2323, 1998.
- [9] A. Géron, *Hands-on Machine Learning whith Scikit-Learning, Keras and Tensorfow*, O'Reilly Media, 2019.
- [10] F. Chollet, *Deep Learning with Python*, 2nd ed., 2021.
- [11] S. Hochreiter and J. Schmidhuber, "Long Short-Term Memory", *Neural Comput.*, vol. 9, no. 8, pp. 1735–1780, 1997.
- [12] J. Chung, C. Gulcehre, K. Cho and Y. Bengio, "Empirical Evaluation of Gated Recurrent Neural Networks on Sequence Modeling", pp. 1–9, 2014.
- [13] L. Li, K. Jamieson, G. DeSalvo, A. Rostamizadeh and A. Talwalkar, "Hyperband: A novel bandit-based approach to hyperparameter optimization", *J. Mach. Learn. Res.*, vol. 18, pp. 1–52, 2018.
- [14] J. M. Allwood *et al.*, "Closed-loop control of product properties in metal forming", *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 65, no. 2, pp. 573–596, 2016.



43rd S E N A F O R
27th International Forging Conference
27th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
October 2-4, 2024

CONCENTRAÇÃO DE DEFORMAÇÕES NO FORJAMENTO A FRIO DO ALUMÍNIO APÓS DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Cleber Granato de Faria ⁽¹⁾
Maria Teresa Paulino Aguilar ⁽²⁾
Paulo Roberto Cetlin ⁽³⁾

RESUMO

A Deformação Plástica Severa (Severe Plastic Deformation – SPD) tem sido utilizada para aumentar de forma marcante a resistência mecânica dos metais, causando, porém, taxas de encruamento baixas ou negativas que, por sua vez, levam à incidência crescente de concentração de deformações na conformação a frio posterior do material. Já foi demonstrado que a aplicação do forjamento multi-direcional com baixa amplitude de deformação (Low Strain Amplitude Multi-Directional Forging -LSA-MDF) após o SPD aumenta a capacidade de encruamento do material. O presente artigo apresenta resultados para esse aumento no alumínio, para a aplicação de 4, 8, 12 e 16 ciclos de LSA-MDF após 4 passes de ECAP (Equal Channel Angular Pressing), e as consequentes mudanças no padrão de concentração de deformação no forjamento a frio no estado plano de deformações.

Palavras chave: Alumínio; Deformação plástica severa; Forjamento Multi-direcional de baixa amplitude de deformação; Capacidade de encruamento; Concentração de deformação.

⁽¹⁾ Prof. Dr, Centro Universitário Newton Paiva, Minas Gerais, Brasil, clebergranato@gmail.com

⁽²⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, Brasil, teresa@ufmg.br

⁽³⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, Brasil, pcetlin@ufmg.br

ABSTRACT

Severe Plastic Deformation (SPD) of metals has been widely studied in order to markedly strengthen the material, leading however to low or even negative work hardening rates, which cause flow localization upon further cold forming of the material. It has been shown that Low Strain Amplitude Multi-Directional Forging (LSA-MDF) following SPD increases the material work hardening capacity. This paper presents results concerning the work hardening behavior of aluminum for 4, 8, 12 and 16 LSA-MDF cycles after 4ECAP (Equal Channel Angular Pressing) passes and the consequent changes in the deformation concentration patterns in plane strain cold forging.

Keywords: Aluminum; Severe Plastic Deformation; Low Strain Amplitude Multi-Directional Forging; Work hardening; deformation concentration.

1. INTRODUÇÃO

A deformação plástica severa (Severe Plastic Deformation – SPD) dos metais impõe níveis muito altos de deformação plástica a metais, sem alterações em suas dimensões e formas, e tem recebido grande atenção na literatura mundial nas últimas décadas [1]. A SPD conduz a um grande refino de grão no material [2,3] e assim a um marcante aumento da resistência mecânica [4]. Além disso permite a superplasticidade de muitos materiais a velocidades de deformação bem mais altas que as usuais nesse processo [5].

Os processos mais comuns de SPD são a Torção sob Alta Pressão (High Pressure Torsion - HPT) [6,7], a Extrusão Angular em Canais Iguais (Equal Channel Angular Pressing - ECAP) [8] e o Forjamento Multi-Direcional (Multi-Directional Forging MDF) [9]. No presente contexto, são de interesse o ECAP e o MDF, ilustrados na Figura 1a e 1b, respectivamente.

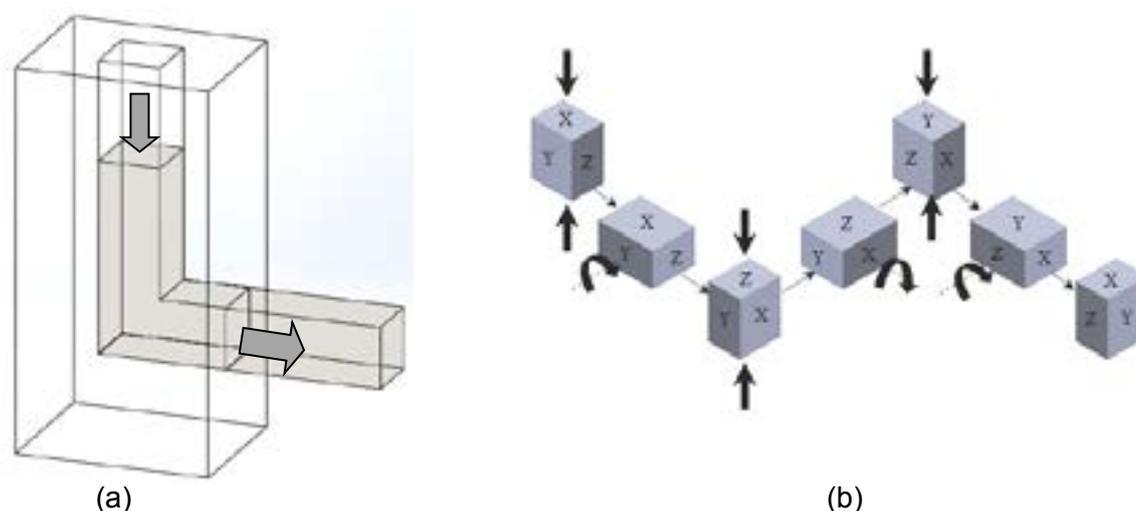


Figura 1: Ilustração esquemática dos processos de (a) ECAP e (b) MDF.

No ECAP (Figura 1a), o material é forçado a se deformar ao longo de um canal com duas partes de mesma seção, mas formando um ângulo comumente de 90° entre si. Como a amostra não apresenta mudanças em sua seção transversal após a passagem pelo canal, o processo pode ser repetido tantas vezes quanto permite a eventual fratura do material, impondo assim um alto nível de deformação ao material. Além disso, a amostra pode ser girada em torno de seu eixo entre esses sucessivos passes, estabelecendo diferentes rotas de processamento. Na Figura 1b descreve-se esquematicamente o MDF, onde a amostra tem a forma aproximada de um cubo. Inicialmente aplica-se uma certa deformação $\Delta\epsilon$ de compressão ao longo da direção X, gira-se a amostra de 90° como

mostrado na Figura 1b, aplica-se a mesma deformação $\Delta\epsilon$ na direção Y, gira-se novamente o corpo de prova e aplica-se a mesma deformação $\Delta\epsilon$ na direção Z, de forma tal que a amostra, após essas compressões, volta às dimensões originais que tinha antes da primeira compressão. Cada três compressões são denominadas um “ciclo” de MDF, que podem ser repetidos indefinidamente e assim aplicando deformações de grande magnitude ao material. Uma variável de importância no MDF é a amplitude de deformação ($\Delta\epsilon$) nas compressões, tendo sido observado que quanto menor essa amplitude menor é o aumento de resistência do material, para uma mesma deformação total do material.

O SPD causa um grande aumento na resistência dos metais, mas a deformação plástica a frio do material após o SPD apresenta um encruamento nulo ou negativo, como reportado por Beyerlein et al. [10] para o alumínio 99.99% puro e cobre e por El-Danaf et al. [11] para a liga de alumínio 1050. Uma consequência dessa situação é a tendência à localização da deformação ao longo de bandas de cisalhamento na conformação mecânica pós-SPD, assim como a formação prematura de estirções em operações de estampagem de chapas, limitando assim a utilização desses materiais. As concentrações de deformação comumente ocorrem em bandas aproximadamente a 45° com as direções de compressão, e são especialmente comuns na conformação no estado plano de deformação, tais como no estiramento por forjamento e na laminação a frio de chapas. Para materiais com ductilidade limitada, essa concentração de deformação causa fraturas no material, ao longo dessas bandas.

Já foi mostrado que, para o Alumínio de pureza comercial, a aplicação de 4 ciclos de MDF com baixa amplitude de deformação (LSA-MDF Low Strain Amplitude MDF, $\Delta\epsilon = 0,075$) após SPD com 1 e 4 passes de ECAP, conduz a um amaciamento do material acompanhado de um aumento da capacidade de encruamento material, medido na compressão após o ECAP + LSA-MDF [12,13]. Tal tratamento é de interesse, visando obter material com alta resistência e menor tendência à localização de deformações. No entanto, não se tem informações sobre qual o efeito do número de ciclos de LSA-MDF sobre as alterações desejadas na capacidade de encruamento pós-SPD do material.

O presente artigo apresenta resultados sobre a recuperação da capacidade de encruamento do alumínio de pureza comercial após SPD por 4 passes de ECAP seguidos por 4, 8, 12 e 16 ciclos de LSA-MDF com $\Delta\epsilon = 0,075$. Além disso, são apresentadas simulações computacionais por elementos finitos sobre a concentração de deformações no forjamento a frio no estado plano de deformação, para as seguintes condições do material: com encruamento nulo, após o ECAP e após os diversos ciclos de ECAP+LSA-MDF.

2. MÉTODOS

O material foi o alumínio de pureza comercial (Al-99,77, Fe-0,15, Si-0,06 wt%) fundido em cilindros de 150 mm de diâmetro. Corpos de prova com dimensões 15,8 x 15,8 x 100 mm foram usinados deste cilindro, com sua maior dimensão paralela ao eixo do cilindro, que foram então deformados em 1 passe de ECAP com canais a 90° sem curvatura externa e dimensões 15,9 x 15,9 mm, impondo uma deformação $\Delta\epsilon \approx 1,15$ [14] ao material, à temperatura ambiente e com velocidade de ≈ 20 mm/min. As interfaces entre as matrizes e os corpos de prova foram lubrificadas com bissulfeto de Molibdênio (MoS₂). Após essa deformação, os corpos de prova foram recozidos a 673 K por 7200 s e resfriados ao ar, visando eliminar a estrutura bruta de fusão inicial. Os corpos de prova recozidos foram então submetidos a 4 passes de ECAP na mesma matriz utilizada para o passe inicial de ECAP, impondo uma deformação total $\epsilon \approx 4.6$, seguindo a rota Bc [15].

Corpos de prova de MDF foram usinados a partir do material submetido aos 4 passes de ECAP, com a direção X paralela à maior dimensão do corpo de prova após o ECAP; a direção Z é paralela à direção axial do corpo de prova antes de passar pelo ECAP e a direção Y era ortogonal às direções X e Z. Os corpos de prova de MDF tinham as dimensões: 13,00 (direção X), 12,06 (direção Y) e 12,52 (direção Z) mm. Compressões desses corpos de prova foram realizadas à temperatura ambiente e com amplitude de deformação $\Delta\epsilon \approx 0,075$, utilizando uma matriz confinadora onde a parte inicial da deformação ocorre sob compressão simples [16], seguindo a sequência de direções X, Z e Y. As interfaces entre as matrizes e os corpos de prova foram lubrificadas com bissulfeto de Molibdênio (MoS₂). Para todas as compressões, a direção sob compressão tinha um comprimento inicial de 13,00 mm, após uma deformação prévia $\Delta\epsilon \approx 0,075$ numa direção ortogonal à de compressão, e sofreu uma

diminuição de 0,94 mm. O MDF foi aplicado para for 8, 12 ou 16 ciclos de LSA-MDF (12, 24, 36 e 48 compressões, deformações totais $\varepsilon \approx 0,9$; 1,8; 2,7 e 3,6 respectivamente).

Testes de compressão monotônica foram realizados depois dos processamentos por 4ECAP+4LSA-MDF, 8LSA-MDF, 4ECAP+12LSA-MDF e 4ECAP+16LSA-MDF ciclos, ao longo da direção X nos corpos de prova até uma deformação $\varepsilon \approx 0,8$; o ensaio foi interrompido para cada incremento de deformação $\varepsilon \approx 0,1$, para a relubrificação da interface entre o corpo de prova e as matrizes com bissulfeto de Molibdênio (MoS_2).

Todas as compressões foram realizadas em duplicata utilizando uma máquina universal de ensaios INSTRON 5582 com uma velocidade do cabeçote de $\approx 0,5$ mm/s. Nenhuma diferença marcante nos resultados dos dois conjuntos de testes foi observada. Os dados obtidos de deslocamento do cabeçote versus carga foram convertidos para tensão e deformação verdadeiras considerando a altura instantânea do corpo de prova e volume constante, para calcular a seção transversal média do corpo de prova.

A simulação computacional por meio de elementos finitos da deformação no estado plano de deformações do material após os vários processos de ECAP+LSA-MDF foi realizada utilizando o software QForm; os corpos de prova tinham comprimento de 60,00 mm e espessura de 10,0 mm, comprimidos entre matrizes com largura de 7,0 mm apresentando raios de 1,0 mm em suas extremidades; a velocidade de compressão foi de 0,2 mm/s. A relação inicial entre a espessura e a largura do material foi $h/b = 1,43$, levando a típicas concentrações de deformação na forma de "X" [17]. A fricção entre o material e a matriz leva à formação de zonas de fluxo restringido nas vizinhanças das matrizes, que acentuam a concentração de deformações. Desta forma, foi adotado um coeficiente de atrito nulo entre as matrizes e o material, visando descrever somente o efeito geométrico da concentração de deformações. A malha empregada tinha 15.000 elementos (15.351 nós) e os intervalos de integração foram de 0,01 s. As simulações foram realizadas até que se atingisse uma deformação verdadeira $\varepsilon = 0,15$ na espessura, correspondendo a uma deformação efetiva $\varepsilon_{\text{efetiva}} = 1,15 \times 0,15 = 0,173$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 2 são mostradas as curvas tensão versus deformação verdadeiras sob compressão, para o material (i) recozido (ii) após 4 passes de ECAP e (iii) após 4ECAP e 4, 8, 12 e 16 ciclos de LSA-MDF. Observa-se que, após os 4 passes de ECAP, o material exibe amaciamento por deformação (encruamento negativo), seguido de encruamento nulo e finalmente um leve encruamento. Além disso, há um grande aumento (de ≈ 130 MPa) na tensão de escoamento do material, em relação ao material inicialmente recozido; desde ≈ 30 MPa para ≈ 160 MPa, ou seja, um aumento de cerca de 5 vezes! A aplicação de ciclos de LSA-MDF após 4ECAP provoca amaciamentos no material (tensão de escoamento ≈ 128 MPa, ≈ 110 MPa, ≈ 102 MPa e ≈ 100 MPa depois de 4, 8, 12, e 16 ciclos de LSA-MDF, respectivamente.) e um notável aumento na capacidade de encruamento do material, que atinge níveis bastante semelhantes àqueles observados no material recozido. Além disso, observa-se que a taxa de encruamento das curvas é aproximadamente linear com inclinação $\approx 42,5$ MPa. O aumento no número de ciclos de LSA-MDF provoca amaciamentos crescentes, mas que tendem a se estabilizar à medida que esse número de ciclos aumenta.

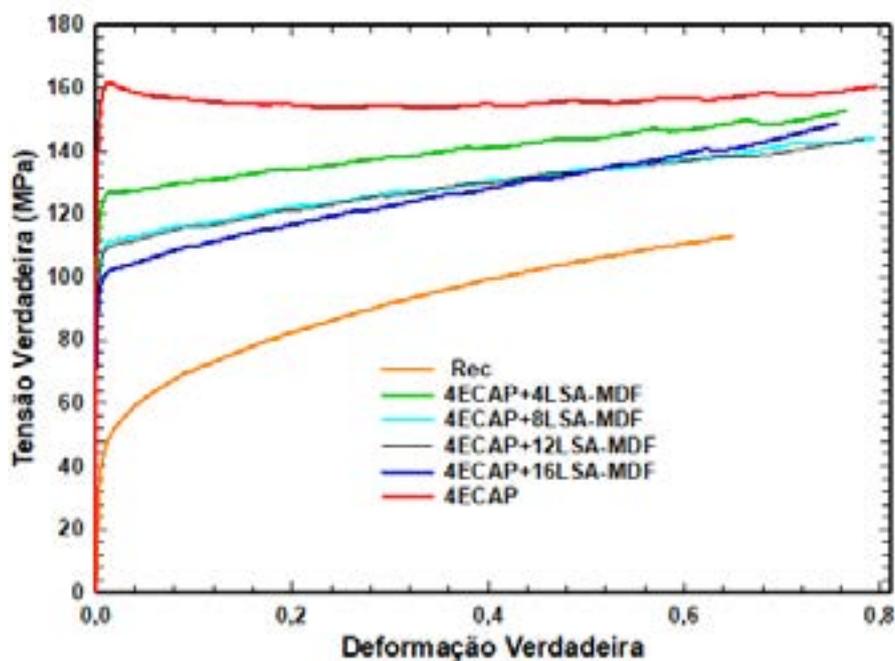


Figura 2: Curvas tensão versus deformação verdadeiras sob compressão para o material (i) recozido (ii) após 4 passes de ECAP e (iii) após 4ECAP e 4, 8, 12 e 16 ciclos de LSA-MDF.

A simulação computacional do forjamento a frio no estado plano de deformações e atrito nulo foi realizado para o material em três condições: a) encruamento nulo ($\sigma_{\text{efetiva}} = 160 \text{ MPa}$), (b) com amaciamento típico após 4 ECAP ($\sigma_{\text{efetiva}} = 160 \text{ MPa} - 10 \epsilon_{\text{efetiva}}$) e (c) com encruamento típico após a aplicação de ciclos de LSA-MDF após o ECAP ($\sigma_{\text{efetiva}} = 102 \text{ MPa} + 42,5 \epsilon_{\text{efetiva}}$). A primeira condição corresponderia a uma situação intermediária entre o amaciamento e o encruamento do material. Na Figura 3 são mostrados os resultados da simulação para essas três condições.

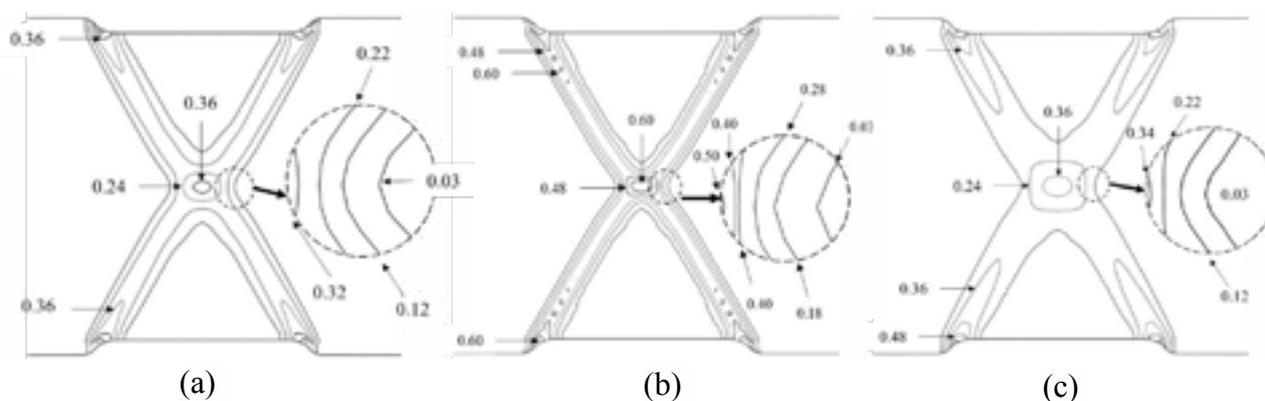


Figura 3: Distribuição de deformação efetiva ($\epsilon_{\text{efetiva}}$) na deformação plástica no estado plano de deformações e atrito nulo para o material com (a) encruamento nulo ($\sigma_{\text{efetivo}} = 160 \text{ MPa}$), (b) com amaciamento típico após 4 ECAP ($\sigma_{\text{efetivo}} = 160 \text{ MPa} - 10 \epsilon_{\text{efetivo}}$) e (c) com encruamento típico após a aplicação de ciclos de LSA-MDF após o ECAP ($\sigma_{\text{efetivo}} = 102 \text{ MPa} + 42,5 \epsilon_{\text{efetivo}}$).

Fonte: The control of Flow Localization in the Post Severe Plastic Deformation (SPD) Forming of Aluminum Through the Application of Low Strain Amplitude Multidirectional Forging (LSA-MDF), Materials Research, 2024; 27: e20230451, DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2023-0451, com permissão do editor.

Os resultados acima mostram que em todas as situações analisadas a deformação se concentra em regiões na forma de um "X", como previsto na literatura. A comparação das Figuras 3a e 3b indica que a consideração de um amaciamento na compressão após 4ECAP leva a uma maior concentração de deformação, com níveis bem mais elevados de deformação efetiva: alcançam-se deformações de até 0,60, enquanto com encruamento nulo as deformações máximas chegam somente até 0,36. Já o

forjamento com o material que se encrua apresenta uma distribuição de deformação mais difusa que aquela para encruamento nulo, mas com níveis de deformação bastante semelhantes.

4. CONCLUSÕES

A compressão do alumínio de pureza comercial após SPD por meio de 4 passes de ECAP leva a um amaciamento inicial do material seguido por uma etapa de encruamento nulo e então um leve encruamento.

A aplicação, no alumínio de pureza comercial, de ciclos de Forjamento Multi-Direcional com baixa amplitude de deformação (LSA-MDF $\Delta\epsilon \approx 0,075$) após o SPD por meio de 4 passes de ECAP causa um amaciamento no material e um acentuado aumento na sua capacidade de encruamento, que apresenta um comportamento quase linear.

Simulações computacionais, empregando o método dos elementos finitos, do forjamento a frio no estado plano de deformações, com o material comportando-se das diversas formas analisadas (após ECAP e após ECAP + ciclos de LSA-MDF) mostraram que o LSA-MDF alivia de forma marcante a concentração de deformações típica desse tipo de processamento, proporcionando um produto com características mais uniformes e menor risco de fraturas.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financiado pelo CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - Projetos 300874/2018-9 e 301758/2022-0), Fundação de Amparo à Pesquisa de Minas Gerais (FAPEMIG) Projeto APQ-01208-21 e pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES, Finance Code 001). Os autores agradecem a SIXPRO V. P. P. pela permissão de uso do software QForm para as simulações computacionais e ao Eng. MSc. Pedro Henrique Silva pelo apoio nessas simulações.

REFERÊNCIAS

- ¹ Valiev RZ, Estrin Y, Horita Z, Langdon TG, Zehetbauer MJ, Zhu YT. Fundamentals of superior properties in bulk nanoSPD materials. *Materials Research Letters* 2016; 4: 1-21.
- ² El-Danaf EA. Mechanical properties and microstructure evolution of 1050 aluminum severely deformed by ECAP to 16 passes. *Materials Science and Engineering: A* 2008; 487(1-2): 189-200.
- ³ Edalati K, Bachmaier A, Beloshenko VA, Bygelzimer Y, Blank VD, BOTTA WJ, Zhu X. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances. *Materials Research Letters* 2022; 10(4): 163-256.
- ⁴ Sabirov I, Murashkin MY, Valiev RZ. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development. *Materials Science and Engineering: A* 2013; 560: 1-24.
- ⁵ Sakai T, Belyakova A, Kibishev R, Miura H, JONAS JJ. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*. 2014; 60: 130-207.
- ⁶ Zhilyaev AP, Langdon TG. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*; 2008; 53(6): 893-979.
- ⁷ Tejedor R, Edalati K, Benito JA, Horita Z, Cabrera JM. High-pressure torsion of iron with various purity levels and validation of Hall-Petch strengthening mechanism. *Materials Science and Engineering: A* 2019; 743: 597-605.
- ⁸ Valiev RZ, Langdon TG. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*. 2006; 51: 881-981.

-
- ⁹ Valiev RZ, Islamgaliev RK, Alexandrov IV. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2000; 45: 103-189.
- ¹⁰ Beyerlein IJ, Alexander DJ, Tomé CN. Plastic anisotropy in aluminum and copper pre-strained by Equal Channel angular extrusion. *Journal of Materials Science*. 2007; 42: 1733-1750.
- ¹¹ El-Danaf EA, Soliman MS, Almajid AS, El-Rayes MM. Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum 1050 processed by ECAP. *Materials Science and Engineering: A* 2007; 458: 226–234.
- ¹² De Faria CG, Almeida NGS, Aguilar MTP, Cetlin PR. Increasing the work hardening capacity of equal channel angular pressed (ECAPed) aluminum through multi-axial compression (MAC). *Materials Letters*. 2016; 174: 153-156.
- ¹³ De Faria CG, Almeida NGS, Balzuweit K, Aguilar MTP, Cetlin PR. The effect of initial strain in the severe plastic deformation of aluminum on the subsequent work hardening regeneration through Low Strain Amplitude Multi-Directional Forging. *Materials Letters*. 2021; 290: 129462.
- ¹⁴ Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Langdon TG. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta Materialia*. 1996; 35: 143-146.
- ¹⁵ Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Langdon TG. The process of grain refinement in Equal-Channel Angular Pressing. *Acta Materialia*. 1998; 46: 3317- 3331.
- ¹⁶ Almeida NGS, Pereira PHR, De Faria CG, Aguilar MTP, Cetlin PR. Mechanical behavior and microstructures of aluminum processed by low strain amplitude multi-directional confined forging. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020; 9(3): 3190-3197
- ¹⁷ Backofen, WA, *Deformation Processing*, Addison Wesley, Reading, 1972, Chapter 7.

-X-

Análise do processo de forjamento de um componente para veículos elétricos de duas rodas

Forging process analysis of a component for electric two-wheeled vehicles

Lara Castanheira¹, Rui. L. Amaral¹, Gonçalo Soares¹, Rui Silva¹, Ana Reis², José A. Silva³, Sérgio Silva³

¹ INEGI - Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial, Campus da FEUP, Rua Dr. Roberto Frias 400, 4200-465 Porto, Portugal;

² FEUP - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Rua Dr. Roberto Frias, 4200-465 Porto, Portugal;

³ IBÉRICA - Indústria de Componentes Metálicos S.A., Vale do Grou, 3750-064 Aguada de Cima, Águeda, Portugal

RESUMO

O desenvolvimento de peças forjadas para sistemas de segurança no setor da mobilidade elétrica de duas rodas exige uma abordagem com rigor na seleção dos materiais e definição dos parâmetros do processo de fabrico.

Este estudo inclui a análise do processo de forjamento de um componente para veículos elétricos de duas rodas utilizando duas ligas de alumínio: A356 e 357. Inicialmente foi efetuada uma análise virtual, recorrendo à simulação numérica pelo método dos elementos finitos, para verificar se os parâmetros do processo (temperatura das ferramentas, o pré-aquecimento da matéria-prima, capacidade de carga necessária, geometria da pré-forma, etc.), permitiam o completo enchimento da cavidade das ferramentas, permitindo perceber também qual o comportamento do material durante o forjamento. Com base nos resultados obtidos numericamente, foi realizada uma série de ensaios de validação experimental do processo de forjamento.

Durante os ensaios experimentais, verificou-se que não é necessário o pré-aquecimento do material entre etapas, permitindo o aumento da eficiência do processo e redução de custos energéticos. Adicionalmente, observou-se que a liga A356 apresentou melhores resultados do que a liga 357, traduzidos por um enchimento completo da matriz e ausência de fissuras superficiais.

Em paralelo, foram realizadas avaliações à matéria-prima antes e após pós-processamento por tratamento térmico, que incluíram ensaios de tração uniaxial para determinação das propriedades mecânicas e medições de dureza, bem como análise microestrutural.

Palavras-chave: forjamento; ligas de alumínio; mobilidade elétrica; simulação numérica; validação experimental

ABSTRACT

The development of forged parts for safety systems in the electric two-wheeler mobility sector requires an accurate approach in the selection of materials and the definition of manufacturing process parameters.

This study includes an analysis of the forging process of a two-wheel vehicles component using two aluminium alloys: A356 and 357. Initially, a virtual analysis was conducted using numerical simulation through the finite element method to verify whether the process parameters (tool temperature, preheating, required load capacity, preform geometry, etc.) allowed the complete filling of tool cavity, also providing insight into the material's behaviour during forging. Based on the obtained numerical results, a series of experimental validation tests of the forging process was performed.

During the experimental tests, it was found that preheating the material between stages was not necessary, allowing for an improvement on process efficiency and reduced energy costs. Additionally, it was observed that the A356 alloy showed better results than the 357 alloy, as evidenced by complete mould filling and the absence of surface cracks.

In parallel, evaluations were carried out on the material before and after post-processing through heat treatment, which included uniaxial tensile tests to determine mechanical properties, hardness measurements and microstructural analysis.

Keywords: forging; aluminium alloys; electric mobility; numerical simulation; experimental validation

1. Introdução

A produção de componentes forjados requer um especial cuidado, tanto na escolha das matérias-primas quanto na definição dos parâmetros de fabrico, principalmente quando se tratam de peças para sistemas de segurança. Uma estratégia bem delineada é essencial, considerando as exigências mecânicas destes sistemas, que necessitam de garantir fiabilidade e desempenho, ao mesmo tempo que cumprem com as normas de segurança em vigor.

Para produzir produtos com formas complexas utilizando o forjamento, o processo de transformação da matéria-prima envolve várias etapas, com a criação de pré-formas sucessivas até se atingir a geometria final desejada, recorrendo para isso a diferentes formas de matrizes. Esta necessidade advém das geometrias iniciais (por exemplo, varões redondos, placas, etc), usualmente regulares, que não permitem uma conformação direta. No forjamento em múltiplas operações, os parâmetros do processo, tais como o comprimento do curso em cada estágio, a temperatura da matéria-prima e o coeficiente de atrito, desempenham um papel importante para o sucesso da produção do componente. Adicionalmente, cada operação de forjamento pode requer ajustes destas variáveis, o que contribui para um aumento dos custos do processo [1, 2].

Vários autores têm investigado o uso de pré-formas obtidas por fundição como etapa preliminar no fabrico de componentes forjados, com especial destaque nas ligas de aço, alumínio e magnésio. Utilizando o processo de fundição é possível obter uma geometria da pré-forma muito próxima da geometria final da peça, evitando, assim, operações intermédias de forjamento, traduzindo-se numa poupança no material desperdiçado. Minimizando o número de etapas do processo e o consumo de material é possível reduzir os custos relacionados com a produção dos componentes [3-5]. A pré-forma ótima é aquela que permite o preenchimento completo do molde, sem defeitos de escoamento, baixas forças de forjamento, minimização do desgaste da ferramenta e do desperdício de material [6]. Por exemplo, Chen et al. [7] estudaram a viabilidade do uso de fundição para obtenção de pré-formas de aço, demonstrando que é possível obter componentes dentro da qualidade estabelecida num número reduzido de operações face ao processo convencional, apesar da complexidade geométrica. Dziubinska [8], por sua vez, focou-se nas ligas de alumínio AlZn10Si8Mg, e concluiu que a utilização de pré-formas fundidas pode reduzir o desperdício de material em até 30%, quando comparada com métodos tradicionais de forjamento, resultando num método de fabrico mais ecológico.

A combinação de fundição e forjamento tem-se revelado uma solução promissora para superar os desafios inerentes a ambos os processos. Com o forjamento a quente e consequentes tratamentos térmicos, a microestrutura obtida na fundição transforma-se numa microestrutura com grãos mais refinados e com uma distribuição mais homogénea ao longo da peça, apresentando propriedades mecânicas significativamente melhores, como alta resistência à fadiga e maior tenacidade [9, 10]. Para além disso, devido às pressões associadas ao processo de forjamento é possível colapsar microrrechupes e porosidades gasosas que possam existir na pré-forma fundida, melhorando a densidade destas e permitindo que os requisitos mecânicos sejam cumpridos [11].

As ligas de alumínio-silício (Al-Si) são utilizadas amplamente em aplicações industriais graças às suas boas propriedades de fundição, boa resistência à corrosão, baixa tendência para fissuração a quente, baixo coeficiente de expansão térmico e por serem resistentes ao desgaste. Desta família destacam-se as ligas hipoeutéticas A356 (AlSi7Mg0.3) e 357 (AlSi7Mg0.6) que

apresentam uma boa colabilidade. Apesar de serem ligas de fundição podem ser utilizadas no processo de forjamento [12, 13].

Desta forma, o presente estudo visa a viabilidade na utilização de ligas alumínio-silício, na produção de peças forjadas para o setor da mobilidade das duas rodas. O objetivo é analisar as características destas ligas com base numa peça forjada exemplo.

2. Materiais e Métodos

Por forma a avaliar a viabilidade de forjar peças cuja matéria-prima provém do processo de fundição, foi necessário adotar uma estratégia de fabrico dividida em várias etapas. Esta abordagem inclui desde o vazamento inicial das ligas de alumínio até o tratamento térmico das peças forjadas, garantindo que cada etapa fosse executada com o detalhe necessário para atender às exigências de qualidade. Na Figura 1 apresenta-se um esquema-resumo das etapas realizadas, destacando as principais fases do trabalho desenvolvido.

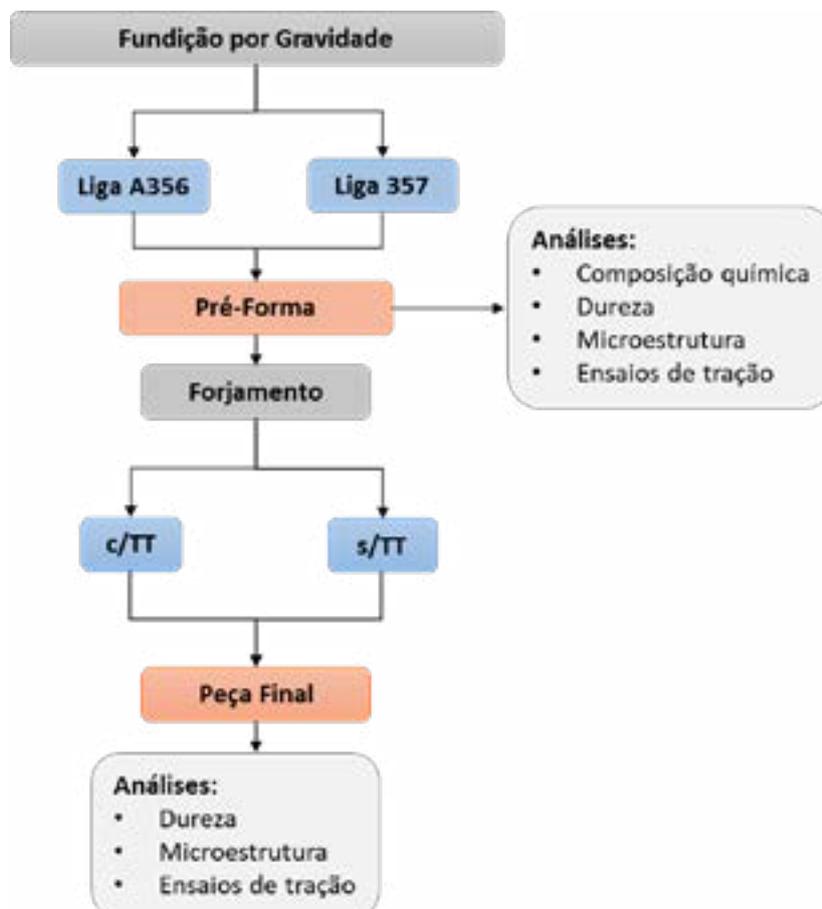


Figura 1. Esquema das etapas realizadas ao longo do estudo de viabilidade.

2.1. Ligas de Alumínio

A primeira parte do processo correspondeu ao vazamento de amostras cilíndricas (Figura 2), designadas por cavilhas em duas ligas de alumínio: A356 e a 357. Para a produção da liga 357 foi utilizado lingote da liga A356 e adicionado magnésio puro para correção da composição química. Além disso, ambas as ligas sofreram modificação do silício (utilização de estrôncio) e afinação do grão (utilização de TiB).



Figura 2. Dimensões, em milímetros, da cavilha (amostra) obtido por fundição.

A composição química das amostras obtidas foi determinada utilizando um espectrómetro de emissão ótica. A Tabela 1 apresenta os resultados da análise, detalhando a concentração de cada elemento.

Tabela 1. Composição química das ligas em estudo (% mássica).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr	Cr	Al
A356	6.61	0.11	0.001	0.002	0.21	-	0.12	0.037	0.001	92.90
357	6.56	0.12	0.001	0.004	0.51	0.002	0.21	0.040	0.001	92.50
Lingote A356	6.82	0.13	0.001	0.001	0.26	-	0.11	0.022	0.003	92.60

A principal diferença entre as ligas A356 e 357 é a percentagem de magnésio com a última a ter mais do dobro de magnésio que a primeira. O magnésio é um elemento que tem influência na resistência mecânica das ligas de alumínio: quanto maior for a sua percentagem, maior será a resistência mecânica. O aumento da percentagem de titânio e estrôncio nas amostras em relação ao lingote é expectável, pois, tal como foi referido anteriormente, as ligas foram afinadas e modificadas, ou seja, houve a adição de estrôncio e titânio no banho de fusão.

2.2. Processo de forjamento

2.2.1. Componente e conjunto ferramentas

A peça selecionada para este estudo é uma alavanca para sistema de acionamento de segurança para bicicletas elétricas, como se pode observar na Figura 3. A sua seleção baseou-se nas dimensões, na simplicidade em termos do processo de forjamento e de pré-forma, bem como na disponibilidade e existência de ferramentas (Figura 4) para realização experimental do componente em ligas de alumínio.



Figura 3. Alavanca para sistema de acionamento de segurança para bicicletas elétricas e respetiva ferramenta.

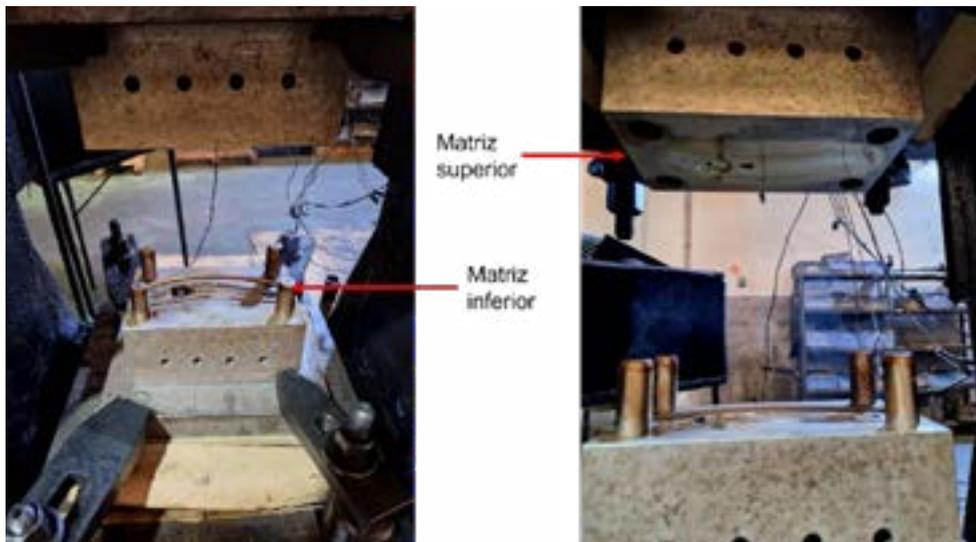


Figura 4. Matrizes de forjamento e sensorização através de termopares.

2.2.2. Análise de exequibilidade através de simulação numérica

A simulação numérica foi utilizada para avaliar a viabilidade do processo de forjamento e prever o comportamento do material durante as diferentes etapas de conformação, evitando potenciais problemas antes da realização dos ensaios experimentais. O modelo de elementos finitos foi desenvolvido com base no conjunto de ferramentas correspondentes ao componente exemplo selecionado, conforme apresentado na Figura 5. Para realizar as simulações numéricas,

utilizou-se uma análise explícita, implementada através do software Abaqus/Explicit. Dada a geometria do componente exemplo, foi considerada a totalidade do modelo tridimensional

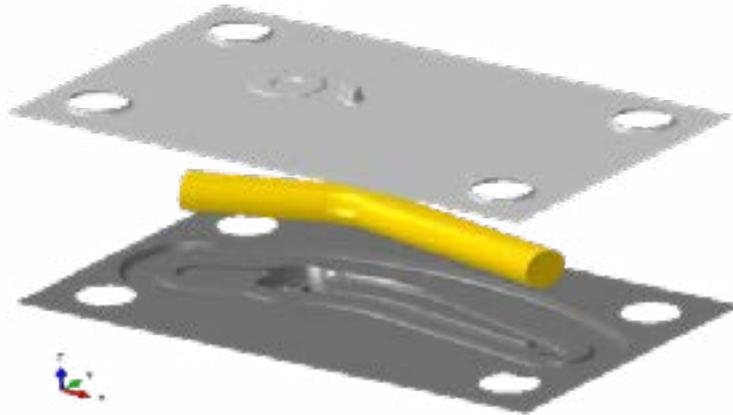


Figura 5. Modelo de elementos finitos considerado na simulação numérica.

As ferramentas foram modeladas como superfícies rígidas, enquanto que a cavilha foi modelada como um corpo deformável. Esta última foi discretizada com elementos tetraédricos (do tipo C3D4 da biblioteca do Abaqus), com arestas de 1 mm.

A Figura 6 apresenta diferentes momentos do processo de forjamento obtidos através da simulação numérica. Esta análise permite visualizar o comportamento do material ao longo do processo, verificando-se a progressiva deformação da pré-forma até ao preenchimento final das cavidades da matriz. Embora a simulação indique um enchimento adequado na maior parte da peça, podem existir possíveis falhas no enchimento, especialmente na zona central cilíndrica, onde a fluidez do material pode ser insuficiente para preencher completamente as cavidades.

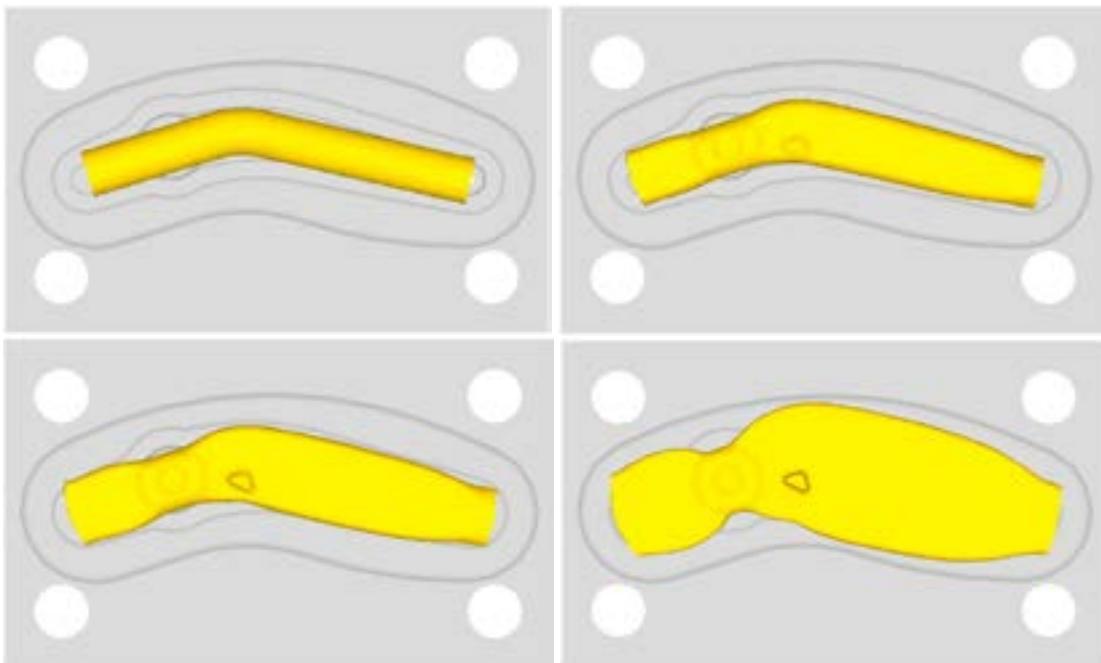


Figura 6. Diferentes momentos do forjamento obtidos pela simulação numérica.

3. Resultados e Discussão

3.1. Estratégia de fabrico

Tendo em conta a geometria da peça a produzir, bem como a forma da matéria prima que se obteve (geometria cilíndrica), foi necessário um processo de dobragem antes de proceder ao forjamento da peça. Tendo em conta a baixa ductilidade dos materiais a frio, foi necessário sujeitar as peças a um pré-aquecimento antes de proceder à dobragem. O pré-aquecimento da matéria prima foi realizado num forno a gás programado para uma temperatura de 530°C, durante cerca de 1 hora.

Após o pré-aquecimento, a matéria prima foi retirada do forno e colocada na matriz para a realização da dobragem, tal como se apresenta na Figura 7. O equipamento para a realização da dobragem é constituído por 2 ferramentas: um punção superior móvel, atuado pela prensa mecânica no sentido descendente, e dois apoios inferiores fixos.

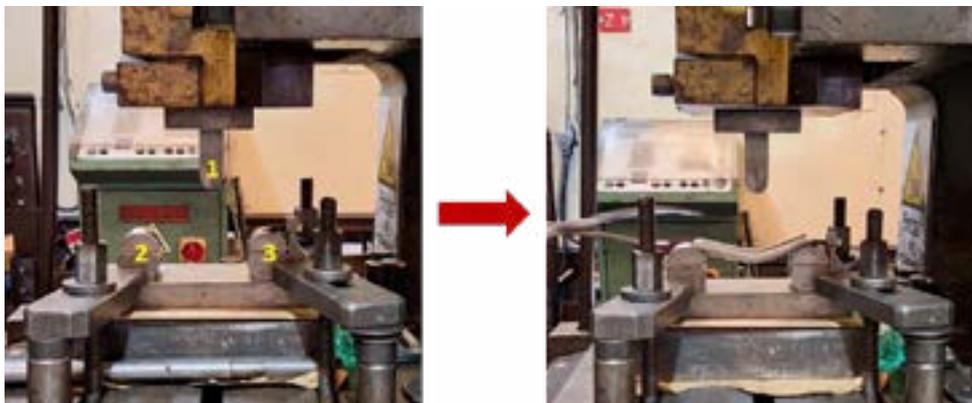


Figura 7. Equipamento utilizado para a dobragem da matéria-prima.

Após o processo de dobragem, a cavilha passa a ser utilizada diretamente no forjamento para obtenção da geometria final. Entre estas duas etapas não é efetuado um novo aquecimento. A matriz de forjamento inferior encontra-se fixa, enquanto a matriz de forjamento superior é movida através da atuação da prensa mecânica (Figura 4).

As ferramentas de forjamento (matrizes) foram aquecidas a 190°C através de resistências, de forma a reduzir as perdas de calor por transferência entre a cavilha e as mesmas. Além disso, de forma a facilitar o processo e a remoção da peça após o forjamento, foi colocado lubrificante à base de grafite entre cada fecho das matrizes. Na Figura 8 são apresentadas as peças após o processo de forjamento.



Figura 8. Peças após o processo de forjamento.

Na Figura 8 observam-se as várias peças forjadas obtidas experimentalmente, ainda com a rebarba resultante do processo em matriz fechada. A rebarba é depois removida por corte mecânico, no pós-processamento.

A correta colocação da cavilha desempenha um papel crucial para garantir o preenchimento adequado das cavidades durante o forjamento. Como analisado, pequenas variações no posicionamento podem resultar em preenchimentos desiguais, contudo, foi possível verificar que as peças apresentaram diferenças mais perceptíveis em função da liga de alumínio utilizada. A fluidez do material durante o processo de conformação é diferente, resultando em variações no preenchimento das cavidades. Estas diferenças são visíveis na zona cilíndrica central, com algumas peças exibindo áreas de preenchimento quase incompletas, o que pode indicar que a liga 357 é menos fluida e para as mesmas condições de processamento, pode não preencher adequadamente a cavidade durante a etapa de forjamento.

Ao comparar essas observações experimentais com os resultados da simulação numérica realizada previamente, verificou-se uma boa correspondência, principalmente no que se refere à previsão de possíveis zonas de falha de preenchimento.

Adicionalmente, outro objetivo deste estudo foi perceber o impacto do tratamento térmico no comportamento mecânico da peça final. Assim, uma parte das peças forjadas foram submetidas ao tratamento térmico T6 num forno de convecção forçada com controlo de temperatura por termopares: solubilização a 540°C durante 6 horas, têmpera em água e envelhecimento artificial a 160°C durante 6 horas. A colocação e distribuição das peças no cesto pode ser observada na Figura 9.

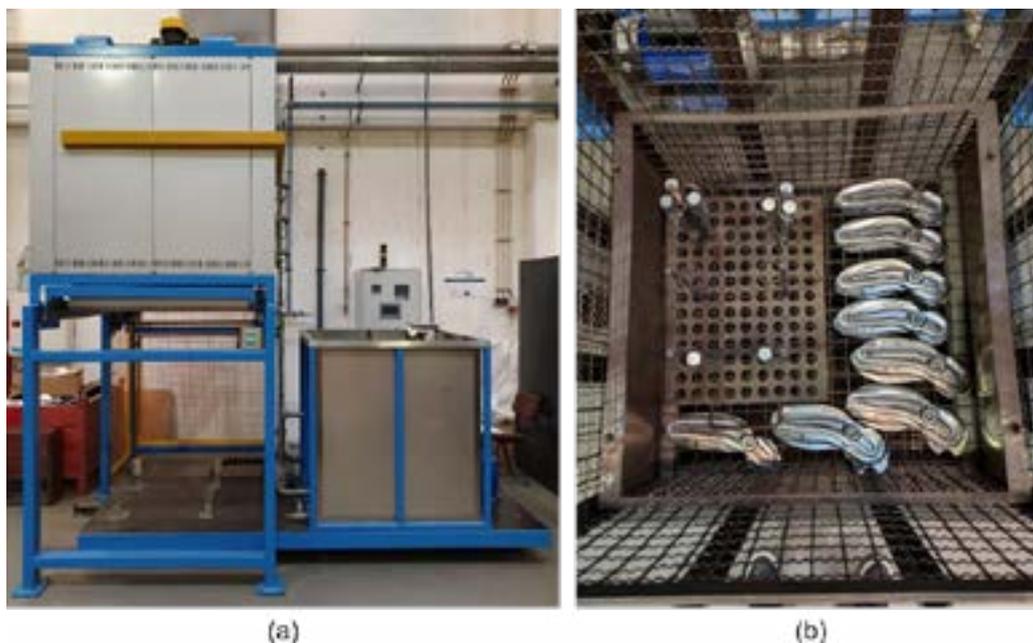


Figura 9. Equipamento utilizado na realização de tratamento térmico T6: (a) forno; (b) peças a tratar.

Após a obtenção dos componentes finais, estes foram submetidos a ensaios de tração uniaxial, de forma a obter as propriedades mecânicas. Além disso, foram realizadas análises em termos de dureza e microestrutura. Desta forma é possível comparar as duas ligas leves utilizadas (A356 e 357), bem como perceber a influência do processo de forjamento no material e a realização do tratamento térmico T6.

3.2. Medição de dureza

A avaliação das propriedades das peças forjadas é essencial para validar a eficiência do processo de forjamento e do tratamento térmico aplicado. A medição de dureza permite aferir a resistência das ligas e o comportamento das peças sob condições de trabalho. Neste sentido, foram realizadas medições de dureza na matéria-prima, peça sem e com tratamento térmico para ambas as ligas. Consideram-se três indentações para a medição de dureza na zona de apresentada na Figura 10.



Figura 10. Zona para a medição de dureza na peça.

A Figura 11 mostra os resultados de dureza obtidos e a Tabela 2 os valores estipulados na norma para ambos os casos.

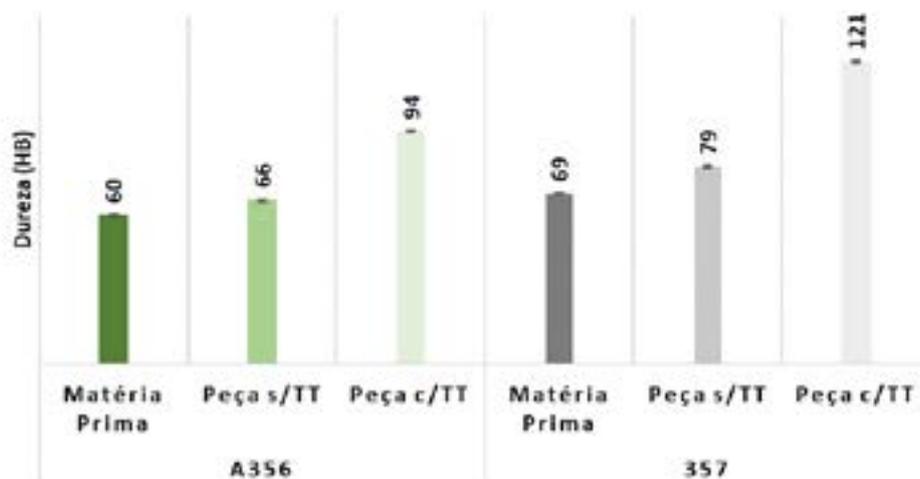


Figura 11. Valores de dureza obtidos para as ligas A356 e 357 com e sem tratamento térmico.

Tabela 2. Valores de dureza apresentados na norma EN1706:2020.

Norma/Componente	Liga	Dureza [HB]
EN1706:2020	A356-T6	> 90
EN1706:2020	357-T6	> 100

As durezas obtidas após tratamento térmico estão dentro dos valores estipulados pela norma, contudo, os valores apresentados na norma são os esperados para peças obtidas por fundição por gravidade. A matéria prima é a que apresenta os valores de dureza mais baixos, pois o tamanho de grão é ligeiramente superior aos das peças forjadas.

Devido à maior percentagem de magnésio na liga 357, a dureza obtida sem e com tratamento térmico é superior à da liga A356. A dureza após tratamento térmico da liga A356 poderá aumentar, caso se variem os parâmetros do tratamento térmico, por exemplo, a temperatura e o tempo de estágio do envelhecimento artificial. A resposta desta liga ao tratamento térmico realizado pode ser ligeiramente diferente do da liga 357, e, por isso, com os parâmetros utilizados, a liga A356 pode não ter atingido o pico de dureza ou pode estar no estado sobreenvelhado, o qual leva a uma diminuição da dureza.

3.3. Análise de microestrutura

A análise de microestrutura foi realizada na matéria-prima e na peça utilizando um microscópio ótico Leica. Na microestrutura dos cilindros fundidos (Figura 12) é possível observar a fase de alumínio dendrítica e o silício eutético sem a morfologia lamelar, visto ter existido uma modificação com estrôncio. Contudo, ainda é possível observar a presença de algumas morfologias aciculares, o que indica que não existiu uma modificação completa.

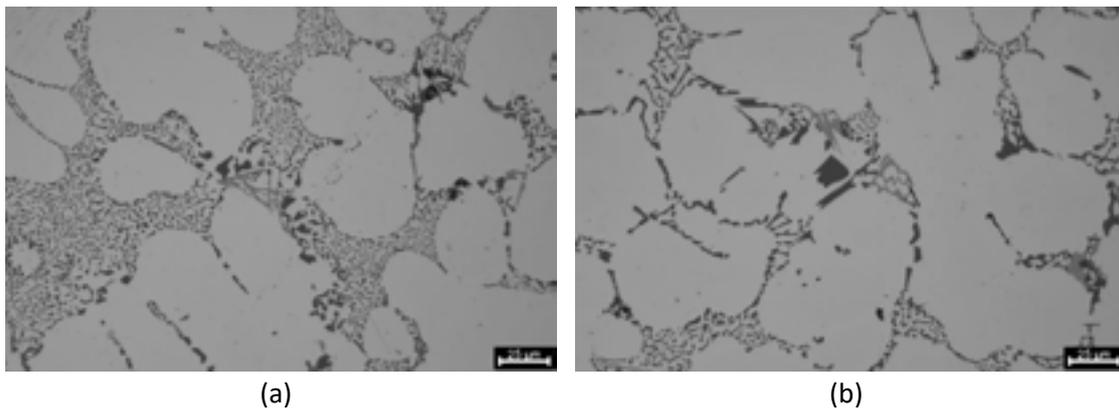


Figura 12. Microestrutura dos cilindros fundidos: (a) Liga A356; (b) Liga 357.

A Figura 13 apresenta as microestruturas após forjamento, com e sem tratamento térmico, para ambas as ligas.

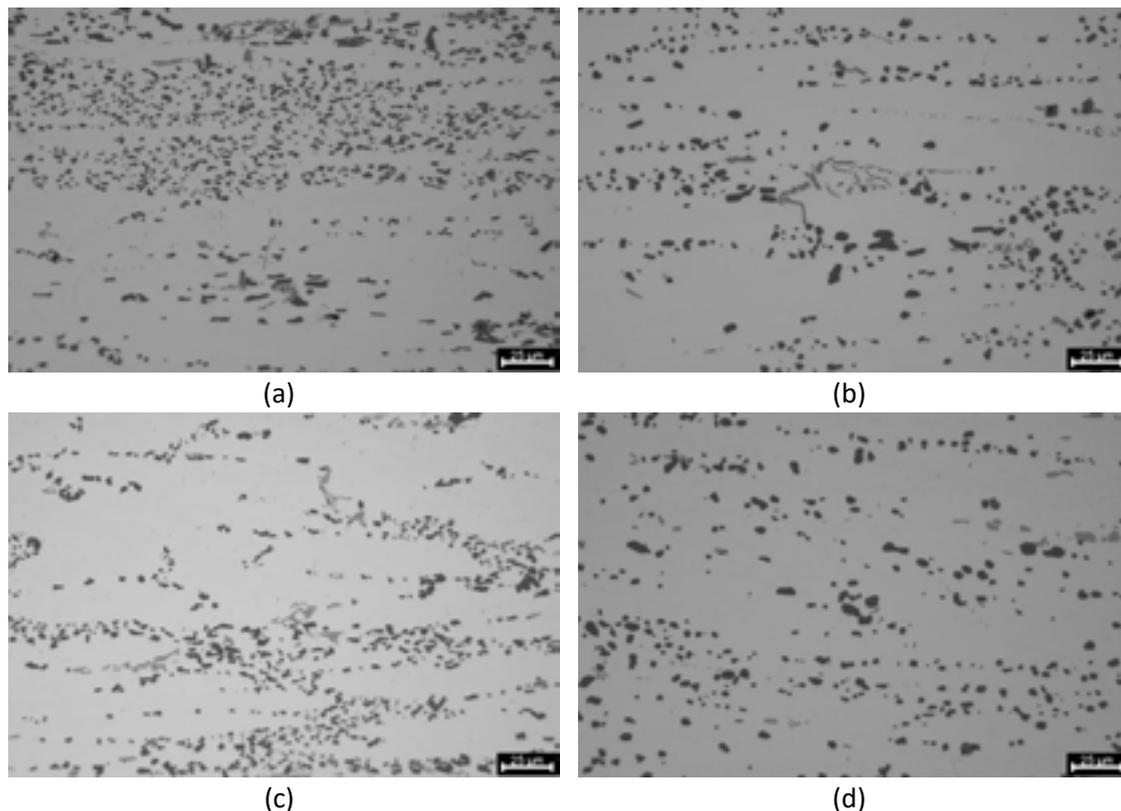


Figura 13. Microestruturas das duas ligas em estudo: (a) Liga A356 sem tratamento térmico; (b) Liga A356 com tratamento térmico; (c) Liga 357 sem tratamento térmico; (d) Liga 357 com tratamento térmico.

Entre as duas ligas não é possível observar qualquer diferença na microestrutura. As composições químicas das ligas são semelhantes, diferindo apenas na percentagem de magnésio. A maior percentagem de magnésio da liga 357 poderá levar à formação de uma maior quantidade de fases Mg_2Si , contudo através da microscopia ótica é complicado identificar este tipo de fases com alguma exatidão devido à sua reduzida dimensão.

Adicionalmente, após observação das imagens da Figura 13 vê-se que as amostras sujeitas ao tratamento térmico T6 (figuras (b) e (d)) apresentam uma globulização do silício eutético superior às amostras sem tratamento térmico. Esta forma mais arredondada do silício deve-se ao tratamento térmico de solubilização durante o qual há uma transformação da morfologia do silício lamelar/acicular numa morfologia globular. Porém, o silício das amostras que não foram tratadas termicamente também já apresenta algum nível de globulização. O pré-aquecimento da pré-forma antes da dobragem poderá ter sido suficiente para iniciar a alteração da morfologia do silício.

Quando são comparadas as microestruturas da Figura 12 com as da Figura 13 vê-se que existe uma reorientação dos grãos causada pelos esforços que são exercidos durante o processo de forjamento e que o silício eutético se encontra globulizado nas peças forjadas, pois estas foram sujeitas ao tratamento térmico T6 e a um pré-aquecimento antes do forjamento.

Tendo como base a primeira análise, o estudo da microestrutura debruçou-se em três zonas específicas identificadas na Figura 14. Com esta análise foi possível identificar variações de morfologia ao longo da secção que estava a ser analisada.



Figura 14. Análise da microestrutura: (a) Plano de corte da secção em análise; (b) Zonas a serem analisadas na secção cortada.

Da zona C para a zona A da Figura 14 (b) é possível observar que a deformação plástica causada pelo forjamento não é suficiente para alterar a microestrutura (Figura 15). Para além disso, na zona A também por não se sentirem os efeitos do forjamento não foi possível colapsar os defeitos que existiam previamente da fundição.

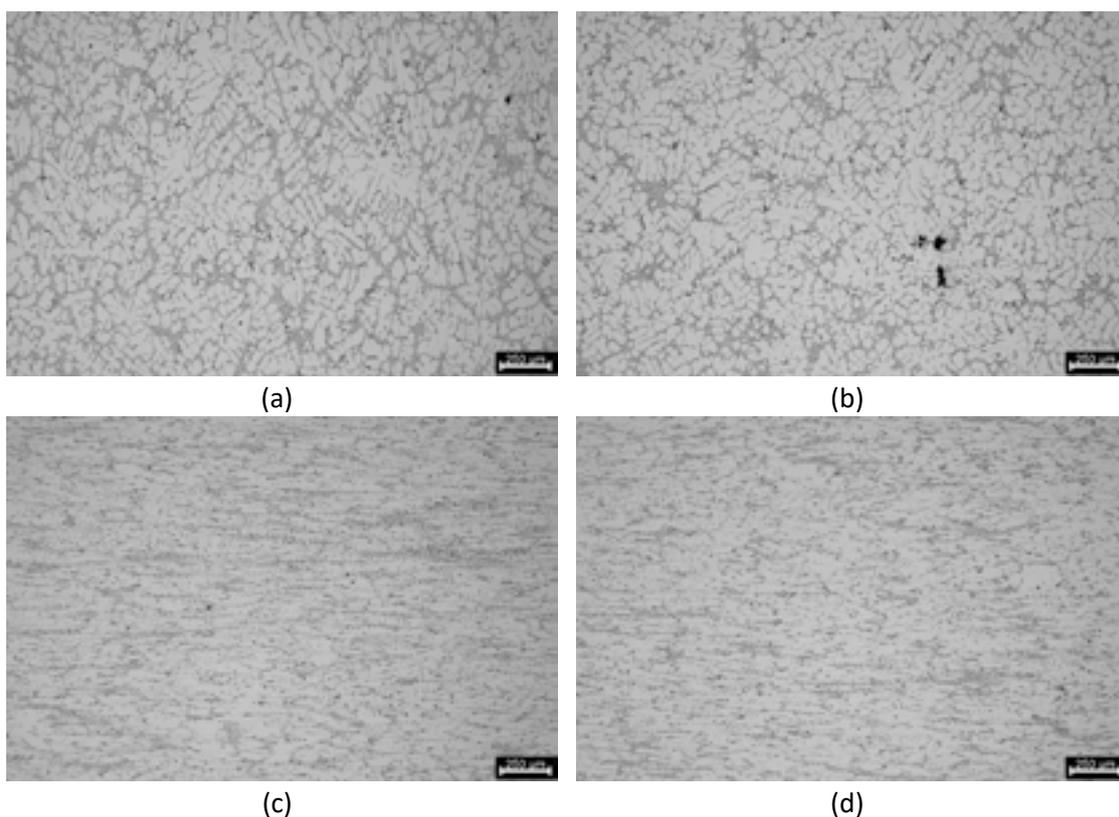


Figura 15. Microestruturas das ligas A356 e 357 sem tratamento térmico: (a) Liga A356 – Zona A; (b) Liga 357 – Zona A; (c) Liga A356 – Zona C; (d) Liga 357 – Zona C.

Pela análise da zona B (Figura 16) é possível ver o escoamento do material devido ao preenchimento da cavidade da ferramenta, ficando os grãos orientados na direção de escoamento do material.

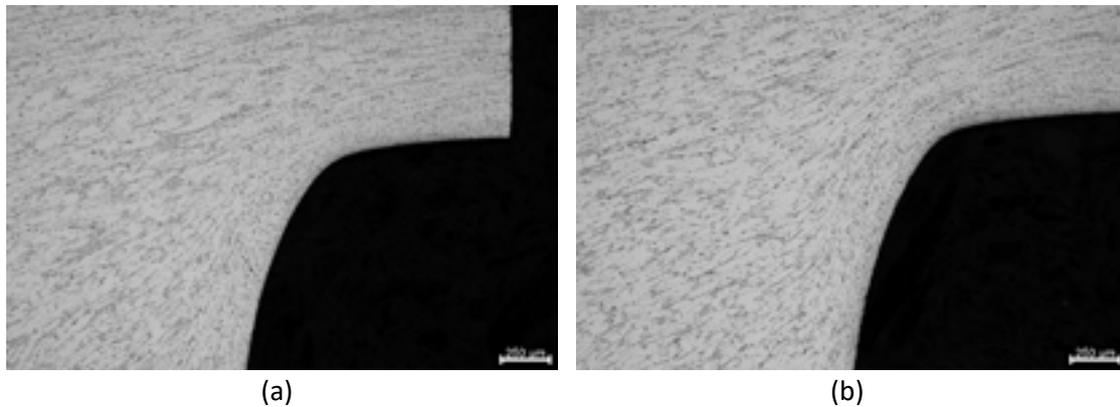


Figura 16. Análise da Zona B: (a) Liga A356 sem tratamento térmico; (b) Liga 357 sem tratamento térmico.

3.4. Caracterização mecânica

Para garantir que as peças forjadas atendem às exigências dos requisitos de desempenho mecânico, realizaram-se ensaios de caracterização mecânica. Os ensaios de tração uniaxial, para ambas as ligas, foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M, considerando as três condições. Os provetes foram extraídos do interior da peça, como esquematizado na Figura 17. As condições experimentais dos ensaios estão apresentadas na Tabela 3.

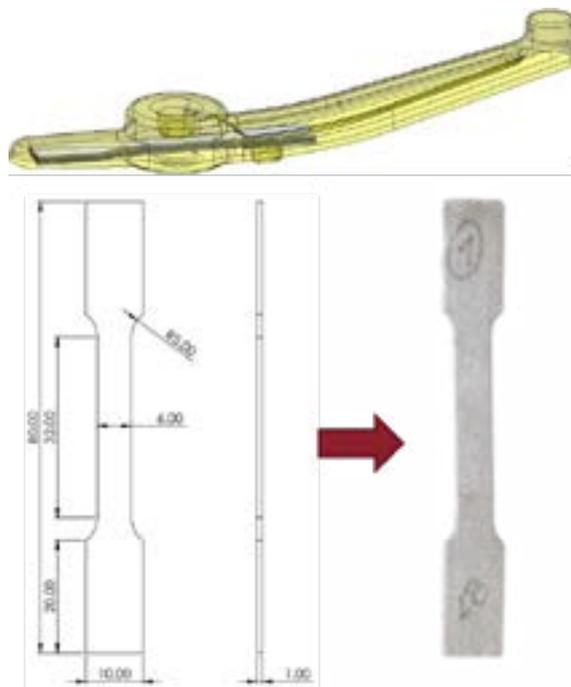


Figura 17. Provetes (com dimensões em mm) utilizados nos ensaios de tração.

Tabela 3. Condições experimentais dos ensaios de tração uniaxial.

Velocidade travessão	2.5 mm/min
Taxa aquisição dados	10 Hz
Comprimento inicial do extensómetro	25 mm
Temperatura	23 °C
Humidade relativa	53%

Os provetes foram testados à temperatura ambiente com uma velocidade constante de deslocamento do travessão até à rutura do material. Os ensaios foram realizados numa máquina de ensaios universal INSTRON 5900R com uma célula de carga de 5 kN. Para a aquisição do alongamento na secção uniforme do provete, e consequentemente a medição das deformações, utilizou-se um extensómetro com um comprimento inicial de 25 mm. Para garantir a repetibilidade dos resultados, foram realizados vários ensaios para cada liga. Os resultados obtidos são apresentados graficamente na Figura 18 e Figura 19.

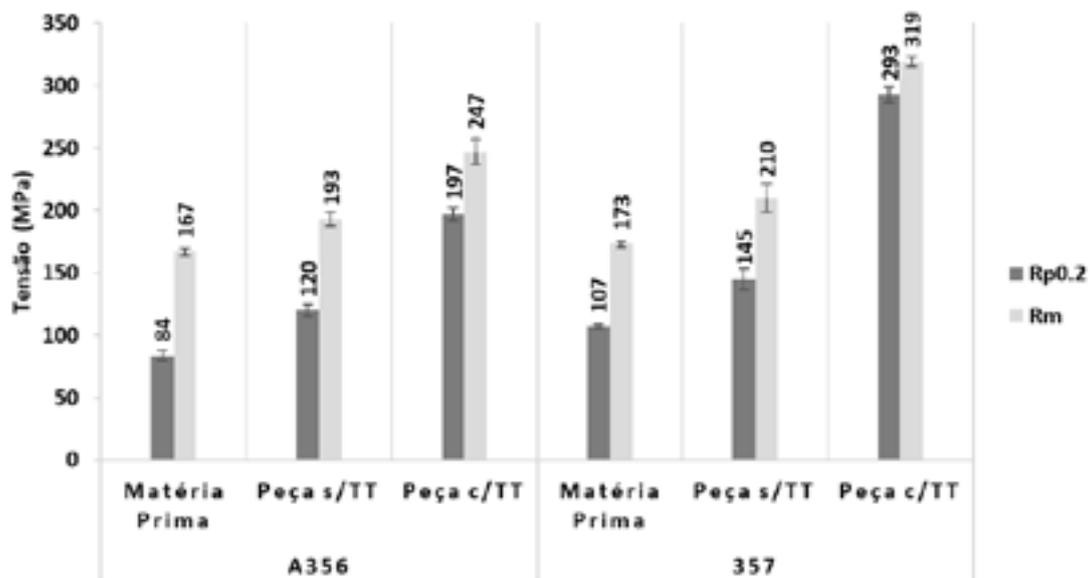


Figura 18. Resultados de tensão de cedência e tensão de rotura.

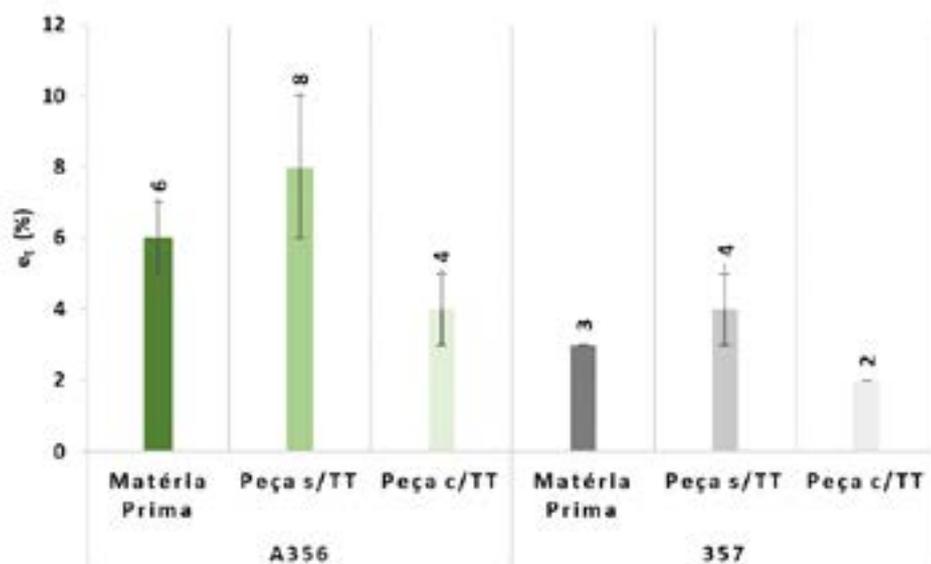


Figura 19. Resultados de extensão total.

Com o forjamento há um refinamento do tamanho de grão e os defeitos que possam existir nos cilindros fundidos que dão origem às peças forjadas são colapsados. Assim sendo, as propriedades mecânicas que se obtêm nas peças forjadas são superiores às da matéria prima.

A resistência mecânica da liga 357 é superior à da liga A356 em qualquer uma das condições, uma vez que a maior percentagem de magnésio é a responsável por esta diferença nas ligas. O magnésio também é responsável por a liga 357 ter valores de ductilidade inferiores aos da liga A356. O aumento da percentagem de magnésio leva a aumento da resistência mecânica, porém leva a uma diminuição da ductilidade.

Adicionalmente, verifica-se que os resultados obtidos após o tratamento térmico T6 se encontram dentro do esperado, em que para ambas as ligas a resistência mecânica melhorou. Deu-se um aumento de 64% e 28% na tensão de cedência e rotura, respetivamente, para a liga A356, enquanto que para a liga 357 estes aumentos foram mais benéficos, 102% e 52% respetivamente. Contudo, com o tratamento térmico T6 há uma perda de ductilidade quando comparada com as peças sem tratamento térmico, tal como observado nos valores obtidos. O tratamento térmico T6 privilegia o aumento da dureza e da resistência mecânica.

4. Conclusões

Este estudo permitiu avaliar de forma abrangente o processo de forjamento das ligas de alumínio A356 e 357, direcionado para a produção de componentes de segurança em veículos de mobilidade elétrica de duas rodas. Combinando a simulação numérica e os ensaios experimentais, foi possível obter uma visão detalhada do comportamento das ligas ao longo das várias fases do processo de fabrico, desde a preparação da matéria-prima até à caracterização mecânica das peças finais.

A simulação numérica permitiu identificar previamente potenciais falhas no enchimento das cavidades das matrizes, que em determinados casos se verificaram experimentalmente. Conclui-

se que para as condições escolhidas, a liga A356 teve um comportamento mais favorável no enchimento das cavidades, resultando em peças com menos defeitos superficiais.

A análise microestrutural confirmou que o forjamento originou um refinamento dos grãos e na eliminação de defeitos típicos da fundição, como porosidades. Após o tratamento térmico, foi observada uma globulização do silício eutético, o que contribuiu para as melhorias nas propriedades mecânicas. A medição de dureza validou que a liga 357, devido ao seu maior teor de magnésio, apresentou valores superiores à liga A356, tanto na condição forjada como após o tratamento térmico.

O tratamento térmico T6 aplicado a ambas as ligas permitiu uma melhoria das propriedades mecânicas, especialmente em termos de resistência e dureza. A liga 357 beneficiou de um aumento mais significativo na tensão de cedência e de rotura após o tratamento, embora tenha havido uma perda de ductilidade em ambas as ligas, o que é esperado neste tipo de tratamento. Desta forma, superioridade de resistência mecânica da liga 357, torna-a mais adequada para componentes sujeitos a elevadas cargas.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem o financiamento da AM2R - Agenda Mobilizadora para a Inovação Empresarial do Setor das Duas Rodas (02-C05-i01.01-2022.PC644866475-00000012), cofinanciada pelo Plano de Recuperação e Resiliência (PRR), através do apoio financeiro da República Portuguesa e do NextGenerationEU da União Europeia, bem como à Fundação para a Ciência e a Tecnologia (FCT) pelo apoio financeiro concedido pelo LAETA através dos projetos UIDB/50022/2020 e UIDP/50022/2020.

6. Referências

- [1] Kitayama, S., *Technical review on design optimization in forging*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024. **132**(9): p. 4161-4189. <https://doi.org/10.1007/s00170-024-13593-w>.
- [2] Kridli, G.T., P.A. Friedman, and J.M. Boileau, *Chapter 7 - Manufacturing processes for light alloys***Updated by J.M. Boileau and P.K. Mallick, in *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles (Second Edition)*, P.K. Mallick, Editor. 2021, Woodhead Publishing. p. 267-320. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818712-8.00007-0>.
- [3] Ustrinus, J., et al. *Hot forming of cast steel cylinders*. in *Conference Proceedings of the 28th International Conference on Metallurgy and Materials, METAL2019, Brno, Czech Rep.* 2019. <https://doi.org/10.37904/metal.2019.820>.
- [4] Böhmichen, U., et al., *From casting to forging—The combined simulation for a steel component*. Engineering Reports, 2022. **4**(7-8): p. e12400. <https://doi.org/10.1002/eng2.12400>.
- [5] Kodippili, T., et al., *Multi-objective optimization of a cast-preform shape for a magnesium alloy forging application*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023. **129**(7): p. 3221-3232. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12478-8>.
- [6] Biba, N., et al., *Closed Die Forging Preform Shape Design Using Isothermal Surfaces Method*. Procedia Manufacturing, 2020. **47**: p. 268-273. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.219>.
- [7] Chen, H.Q., Q.C. Wang, and H.G. Guo, *Research on the casting–forging precision forming process of alternator poles*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **129**(1): p. 330-332. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00684-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00684-2).

- [8] Dziubinska, A., *The New Technology of Die Forging of Automotive Connecting Rods from EN AB-71100 Aluminium Alloy Cast Preforms*. *Materials*, 2023. **16**(7): p. 2856. <https://doi.org/10.3390/ma16072856>.
- [9] Azqadan, E., et al., *Hardness variation in cast-forging process of AZ80 magnesium alloys and its data-driven prediction*. *Materials Today Communications*, 2023. **36**: p. 106833. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106833>.
- [10] Perrier, F., C. Desrayaud, and V. Bouvier. *Microstructural and mechanical evolutions during the forging step of the COBAPRESS, a casting/forging process*. 2016. Cham: Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48761-8_253.
- [11] Liu, Y., et al., *Surface micromorphology and strength formation mechanisms of steering knuckles produced by casting-forging technology*. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023. **24**: p. 6279-6292. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.187>.
- [12] Mallapur, D.G., et al., *Studies on Wear Properties of Forged A356 Alloy with Addition of Grain Refiner and/or Modifier*. *Procedia Materials Science*, 2014. **5**: p. 130-136. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.250>.
- [13] Loong, C.A., et al., *Semi-Solid Casting and Forging of A357 Aluminum Alloy Components*, in *Proceedings of the 7th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites 2002*. 2002.

DIMENSIONAMENTO DE MATRIZ EM EXTRUSÃO DE COPO REVERSO

DIE DESIGN FOR A BACKWARD CAN EXTRUSION PROCESS

Fernando Mendonça Alves Vieira¹

Genival Gonçalves Santos²

Alisson S. Duarte³

Resumo

A indústria global exige cada vez mais qualidade e menor tempo de produção no setor metal-mecânico. Nesse contexto, a tecnologia de conformação, especialmente a extrusão, destaca-se por seu melhor aproveitamento da matéria-prima e propriedades mecânicas superiores. A extrusão pode ser classificada pelo tipo de processo, geometria do produto e fluxo do material. No caso da extrusão de copo reverso, o material flui no sentido oposto ao avanço do punção. Segundo a teoria de Dipper M., esse processo é um tipo de recalque duplo, com direcionamento axial e radial. As matrizes usadas na conformação metálica a frio enfrentam tensões significativas, e em alguns casos, é necessário o pré-tensionamento para resistir às tensões durante o forjamento. Este estudo visa apresentar métodos de projeto para a extrusão de copo reverso, focando na configuração ideal da matriz que minimize as tensões e maximize a eficiência do processo.

Palavras-chave: Conformação a Frio, Extrusão de copo reverso, Ferramental, Encarçamento de Matrizes.

Abstract

The global industry increasingly demands higher quality and shorter production times in the metalworking sector. In this context, metal forming technology, particularly extrusion, stands out for its better utilization of raw materials and superior mechanical properties. Extrusion can be classified by the type of process, product geometry, and material flow. In backwards cup extrusion, for example, the material flows in the opposite direction to the punch's advance. According to Dipper M.'s theory, this process is considered a type of double upsetting, with axial and radial directions. The dies used in cold metal forming experience significant stresses, and in some cases, pre-tensioning is necessary to withstand the stresses during forging. This study aims to present design methods for reverse cup extrusion, focusing on the optimal die configuration that minimizes stresses and maximizes process efficiency.

key words: Cold Forging, Backward Extrusion, Tooling, Casing Dies.

1. INTRODUÇÃO

1.1. DEFINIÇÃO.

A evolução constante da indústria exige mais qualidade e menor lead time do setor metal-mecânico. A conformação mecânica a frio destaca-se por aproveitar melhor a matéria-prima e proporcionar propriedades

¹fernando.vieira@fey.com.br

²genivalgoncalves@hotmail.com

³alissonds@ufmg.br

mecânicas superiores, além de permitir a obtenção de geometrias complexas próximas das condições finais de uso. Componentes conformados a frio, como os obtidos por extrusão de copo reverso, possuem maior resistência, repetibilidade e precisão dimensional. No entanto, o processo apresenta limitações quanto ao grau de deformação e requer cuidados com as ferramentas. Este artigo visa apresentar métodos de projeto para extrusão de copo reverso, integrando estudos, cálculos, softwares e know-how técnico.

A conformação metálica é um processo de fabricação através de deformação permanente em um corpo sólido, que submetido a altas tensões mecânicas assume a forma das ferramentas empenhadas no processo. A extrusão pode ser classificada pela geometria da peça e pela direção do fluxo do material em relação à ferramenta, esses processos podem ser combinados e aplicados em sequência.

A designação "a frio" ocorre porque a matéria-prima é trabalhada à temperatura ambiente, abaixo de $0,3 T_f$, sem recristalização, resultando em produtos encruados. Esse encruamento aumenta a resistência mecânica do material [1]. A Figura 1 mostra um item conformado a frio por extrusão de duplo copo, evidenciando a microestrutura encruada e a orientação dos grãos na direção da conformação. O encruamento, que aumenta a resistência mecânica, ocorre devido ao aumento da densidade de discordâncias e seu arranjo específico [11].

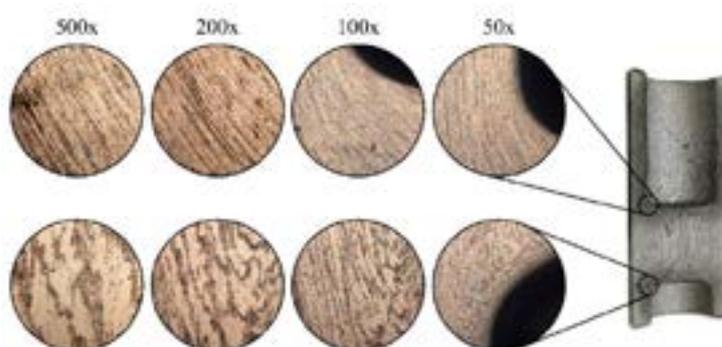


Figura 1: Metalografia de uma bucha extrudada a frio - aço 10B22, adaptado [3].

1.2. EXTRUSÃO DE COPO REVERSO.

Na extrusão de copo reverso o material no copo superior flui em sentido oposto ao avanço do punção, o tarugo é inserido na matriz com pequena folga, sendo comprimido axialmente pelo punção, adaptando-se ao diâmetro interno da matriz. O material então começa a fluir pela folga resultante da diferença entre os diâmetros do punção e da matriz ($D_m - D_{eP}$) [4]. Esse processo é melhor detalhado na Figura 2.

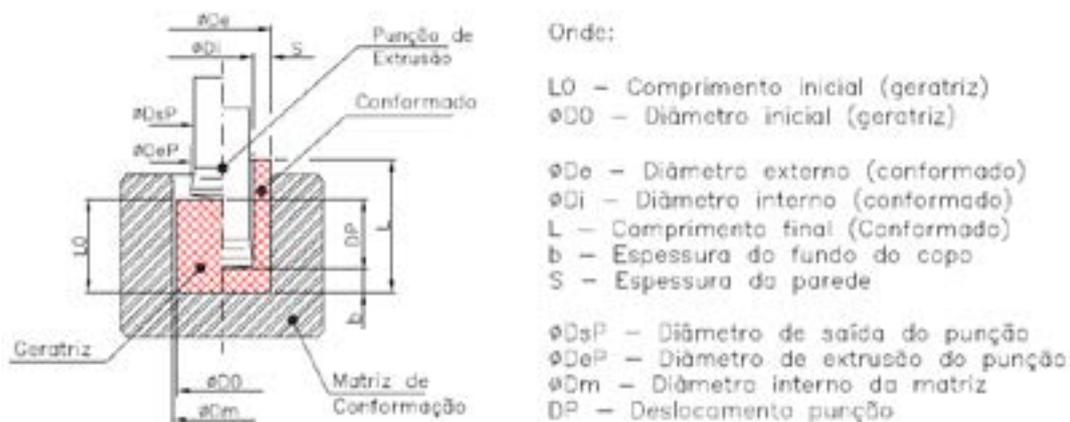


Figura 2: Processo de extrusão de copo reverso.

A conformação metálica a frio tem limitações geométricas devido ao encruamento, que aumenta significativamente a resistência à deformação. Por exemplo, a tensão limite de escoamento do aço SAE 1035

aumenta de cerca de 300 MPa no estado recozido para quase 600 MPa após uma redução de 45% na seção transversal a frio. Além disso, a ductilidade diminui, com o alongamento caindo de 20% (recozido) para 8% após a deformação a frio [5].

Diversos modelos são usados para estimar esforços e tensões na extrusão de copo reverso, desde ábacos e cálculos analíticos até simulações numéricas. Entretanto, a instabilidade na extrusão de copo reverso dificulta a determinação dos esforços no processo. O modelo teórico de Dipper M. (1949), baseado na teoria da plasticidade, trata a extrusão de copo reverso como um processo de recalque duplo, orientado nas direções axial e radial respectivamente [2]. Conforme a Figura 3, a geratriz é inicialmente comprimida axialmente (zona 1) e depois radialmente (zona 2). O material deslocado na folga entre os diâmetros do punção e da matriz é considerado rígido (zona 3) [4].

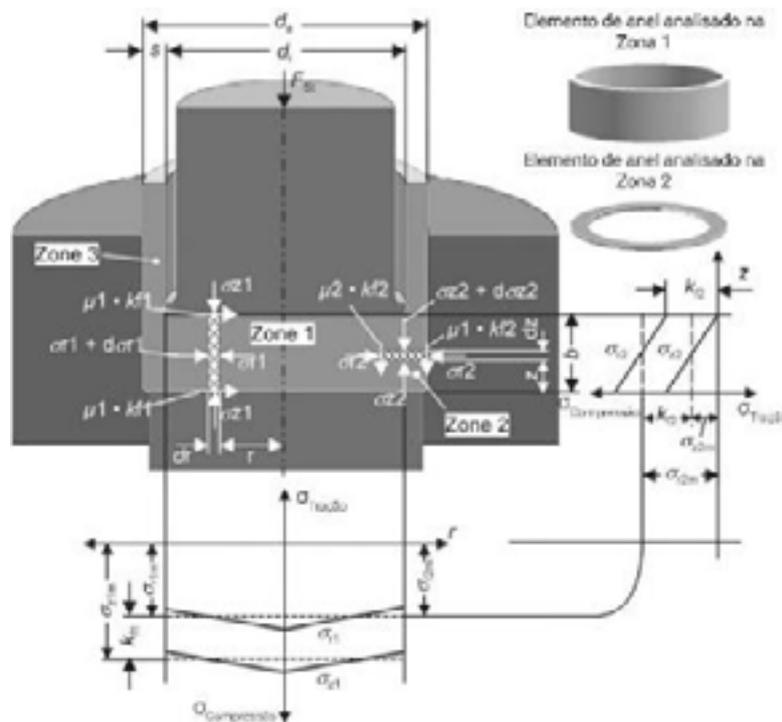


Figura 3: Tensões durante a extrusão de copo reverso baseado no modelo de duplo recalque [4]

Segundo essa teoria, as tensões de escoamento para os graus de deformação associados às zonas de deformação 1 e 2 podem ser obtidos através da curva de escoamento do material da geratriz. Toda via, os graus de deformação na zona 1, zona 2 e médio, podem ser aproximados pelas equações a seguir.

$$\varphi_1 = \ln \frac{l_0}{b} \quad (1)$$

$$\varphi_2 = \varphi_1 \left(1 + \frac{d_i}{8s} \right) \quad (2)$$

$$\varphi_m = \frac{\varphi_1 \cdot V_1 + \varphi_2 \cdot V_2}{V_1 + V_2} \quad (3)$$

Os coeficientes de atrito para cada região analisada são expostos em seguida.

μ_1 = Coeficiente de atrito do par tribológico (conformado / ferramenta)

$\mu_2 = 0,5$

$$\mu = \frac{1}{2}(\mu_1 + \mu_2) \quad (4)$$

As tensões médias na direção radial e axial (regiões 2 e 1, Figura 3), podem ser aproximadas pela teoria de

Dipper por meio das equações (5) e (6), respectivamente.

$$\sigma_{rm1} = -\frac{1}{3}\mu_1 \cdot kf_1 \cdot \frac{d_i}{b} - kf_2 \cdot \left(1 + \mu \frac{b}{s}\right) \quad (5)$$

$$\sigma_{zm1} = \sigma_{rm1} - kf_1 = -kf_1 \cdot \left(1 + \frac{1}{3}\mu_1 \cdot \frac{d_i}{b}\right) - kf_2 \cdot \left(1 + \mu \frac{b}{s}\right) \quad (6)$$

A força axial necessária ao processo de extrusão de copo reverso pode ser estimada de forma simples pela equação (7).

$$F_{z1} = A_i \cdot \sigma_{zm1} \quad (7)$$

1.3. ENCARÇAÇAMENTO DE MATRIZES.

As ferramentas usadas na conformação metálica a frio enfrentam altas cargas compressivas e devem ser feitas de materiais com alta resistência ao desgaste, dureza elevada e boa tenacidade [9]. A escolha do material depende do projeto e da posição da ferramenta no conjunto.

Para aumentar a resistência das matrizes, é comum usar o pré-tensionamento, onde o núcleo da ferramenta é submetido a tensões devido ao ajuste de interferência, resistindo às tensões trativas do forjamento [10]. O encarçamento de matrizes envolve tensões radiais compressivas no núcleo da ferramenta, um conceito bem reconhecido na indústria de conformação [1][8].

A correta determinação dos parâmetros de montagem de uma matriz é crucial para o sucesso do projeto e a qualidade do forjado. O projeto deve considerar a tensão radial na cavidade da ferramenta para garantir o encarçamento adequado do núcleo. A resistência das matrizes pode ser aumentada com anéis de contração, que pré-carregam a ferramenta contra tensões trativas. O encarçamento mantém as tensões dinâmicas dentro dos limites de resistência, minimizando o risco de ruptura e limitando o desgaste ao atrito. A seleção de parâmetros inadequados podem acarretar a falha prematura da ferramenta por fadiga de baixo ciclo devido ao encarçamento ineficiente, no entanto parâmetros que superem os limites dos materiais utilizados na confecção das ferramentas podem causar sua falha catastrófica (Figura 4) [10].



Figura 4: Carcaça de matriz (fraturada) utilizada no processo de forjamento a frio de fixadores, adaptado [10]

O projeto e construção das matrizes é abordado em várias teorias, com destaque para a teoria de cilindros de paredes grossas de Lamé (1833). Embora essa teoria tenha sido deduzida e simplificada por diversos autores como Vieira [3] e Santos[10], não será discutida aqui. A seguir, serão apresentados modelos analíticos para o dimensionamento de matrizes de conformação, utilizando conceitos de pressão de contato, a teoria de Lamé e teorias de falha. A Figura 5 ilustra as posições usadas no cálculo dos cilindros.

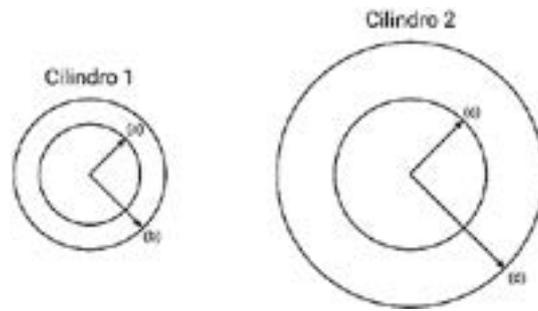


Figura 5: Legenda para as fórmulas dos itens abaixo.

$$\delta = P_i \left\{ \left[\frac{(1 - \nu_e)d^3 + (1 + \nu_e)b^2 \cdot d}{E_e(b^2 - d^2)} \right] + \left[\frac{(1 - \nu_i)d^3 + (1 + \nu_i)c^2 \cdot d}{E_i(d^2 - c^2)} \right] \right\} \quad (8)$$

Onde,

δ : interferência radial [mm]

P_i : pressão de trabalho [Mpa]

a : raio interno da matriz [mm]

b : raio externo da matriz [mm]

c : raio interno da carcaça [mm]

E_e : módulo de elasticidade da carcaça [MPa]

ν_e : coeficiente de Poisson da carcaça [Adimensional]

E_i : módulo de elasticidade da matriz [Mpa]

ν_i : coeficiente de Poisson da matriz [Adimensional]

d : raio externo da carcaça [mm]

$$P_c = \frac{\delta}{\frac{a}{E_e} \left(\frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} + \nu_e \right) + \frac{d}{E_i} \left(\frac{d^2 + c^2}{d^2 - c^2} - \nu_i \right)} \quad (9)$$

Onde P_c é a pressão de contato entre a matriz e a carcaça.

$$\sigma_r = \frac{P_i \cdot a^2 - P_0 \cdot b^2 + \left(\frac{a^2 \cdot b^2}{r^2} \right) \cdot (P_0 - P_i)}{b^2 - a^2} \quad (10)$$

$$\sigma_t = \frac{P_i \cdot a^2 - P_0 \cdot b^2 - \left(\frac{a^2 \cdot b^2}{r^2} \right) \cdot (P_0 - P_i)}{b^2 - a^2} \quad (11)$$

Onde σ_t é a tensão tangencial e σ_r a tensão radial.

É importante mencionar que as tensões calculadas devem ser analisadas com o intuito de se compreender se as ferramentas estão propensas a falhar ou não. Uma possibilidade é utilizar o critério de tensão de cisalhamento máxima, também conhecido como critério de escoamento de Tresca. Portanto, um determinado ponto no corpo é considerado seguro desde que a tensão de cisalhamento máxima naquele ponto esteja abaixo da tensão de escoamento de cisalhamento τ_{yp} (que geralmente é metade da tensão de escoamento de tração do metal ($\sigma_{yp}/2$) obtida através do teste de tração uniaxial.

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_r - \sigma_t}{2} \leq \frac{\sigma_{yp}}{2} \quad (12)$$

Alternativamente, pode ser usado para avaliar valores de pressão (p_0 ou p_i).

2. METODOLOGIA

No desenvolvimento deste estudo foi considerada uma geometria hipotética obtida pelo processo de extrusão de copo reverso em temperatura ambiente. Na análise, o material escolhido para o conformado foi o SAE 1035.

Nos cálculos analítico e numérico, para a conformação, foi considerada a lei de Hollomon, que simplifica a equação de encruamento considerando apenas as tensões e deformações na região plástica, onde a lei de Hooke não se aplica. Para o aço SAE 1035 foi considerada a equação a seguir:

$$k_f = 950\varphi^{0,178} \quad (13)$$

A Figura 6 apresenta a geometria de estudos contida em uma matriz de conformação. Neste desenho a parcela à esquerda do eixo de simetria representa a geratriz, antes da conformação, enquanto à direita é apresentado o conformado no final do trabalho.

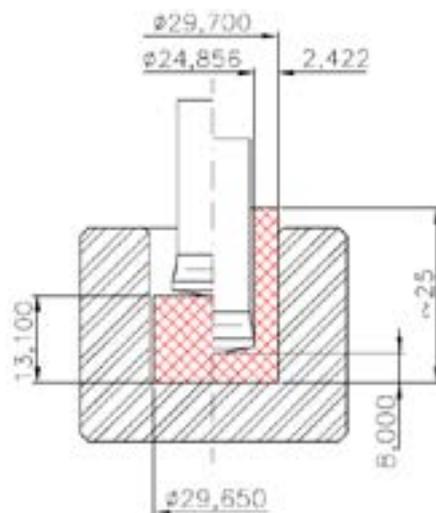


Figura 6: Geometria de estudos adotada para o conformado

Foram avaliados os esforços do processo de extrusão e a distribuição de tensões na matriz, considerando duas configurações: encarçamento simples e duplo. As análises foram feitas usando cálculos analíticos com as teorias de Dipper para conformação e de Lamé para encarçamentos, além da teoria de cisalhamento máximo (Tresca) para definir os limites das ferramentas. Esses parâmetros também foram avaliados com os softwares Eesy DieOpt®, Simufact® e QForm UK® com objetivo de estudar diversos métodos de dimensionamento e definir a melhor configuração da matriz. A seguir, são apresentadas as configurações propostas para as matrizes.

Na matriz de encarçamento simples (Figura 7), o núcleo da ferramenta (elemento 2) é de metal duro da classe G55 e a carcaça (elemento 1) é de X38CrMoV51, com interferência radial de montagem de $\delta_1=0,131$ mm.

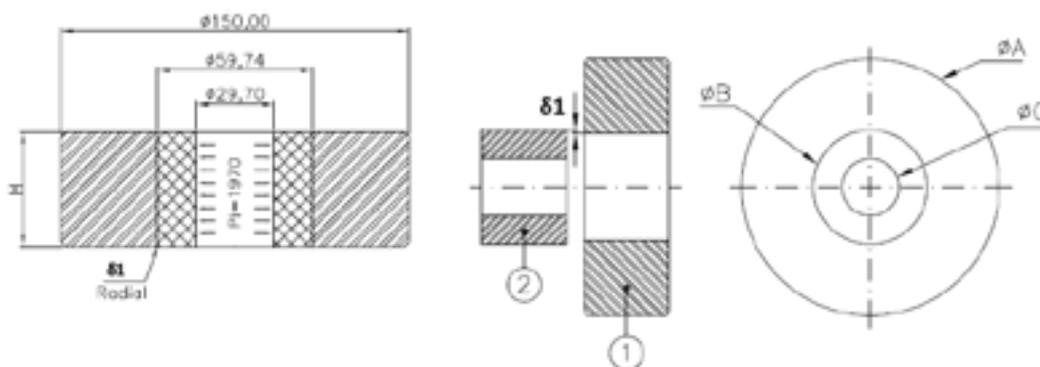


Figura 7: Matriz de encarçamento simples

Já para o encarçamento duplo (Figura 8), foi considerado o núcleo em metal duro G55 (elemento 3), anel intermediário (elemento 2) em X2NiCoMo18 9 e carcaça (elemento 1) em X38CrMoV51. Quanto as

interferências radiais do projeto, foram consideradas $\delta_2=0,100$ mm e $\delta_3=0,193$ respectivamente, como demonstrado a seguir.

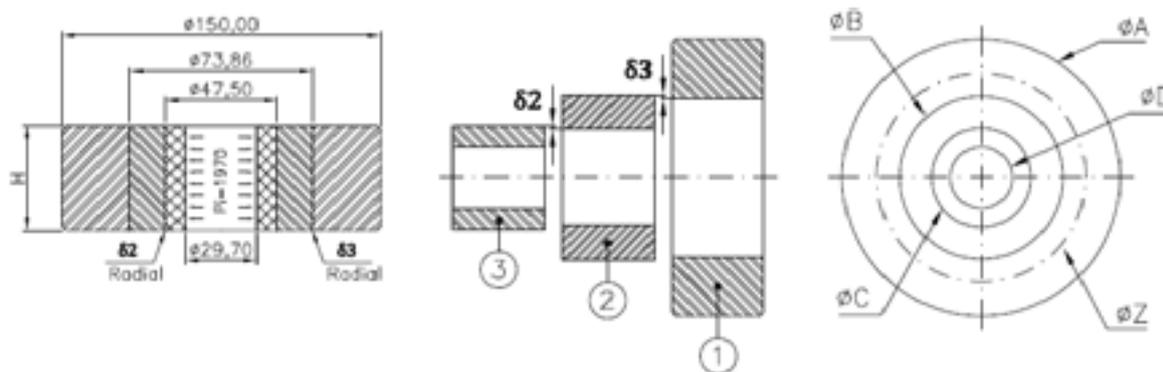


Figura 8: Matriz de encarçamento duplo.

As propriedades mecânicas dos materiais de construção das ferramentas são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1: Propriedades mecânicas dos materiais simulados na construção das matrizes.

Elemento da ferramenta	Material da ferramenta	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de Poisson [-]	Tensão de Escoamento [MPa]
Núcleo	G55	450	0,25	-
Anel intermediário	X2NiCoMo18 9	187	0,29	1860
Carcaça	X38CrMoV51	216	0,28	1600

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com o objetivo de avaliar a configuração ideal para a matriz de extrusão, foi realizada a análise de esforços e tensões aplicadas na ferramenta utilizando a teoria de Dipper M., a tensão radial na cavidade da matriz foi estimada em 1970 MPa por cálculo analítico e confirmada por cálculos numéricos, com resultados próximos em todos os softwares. A figura 9, a seguir, apresenta os softwares utilizados neste estudo.

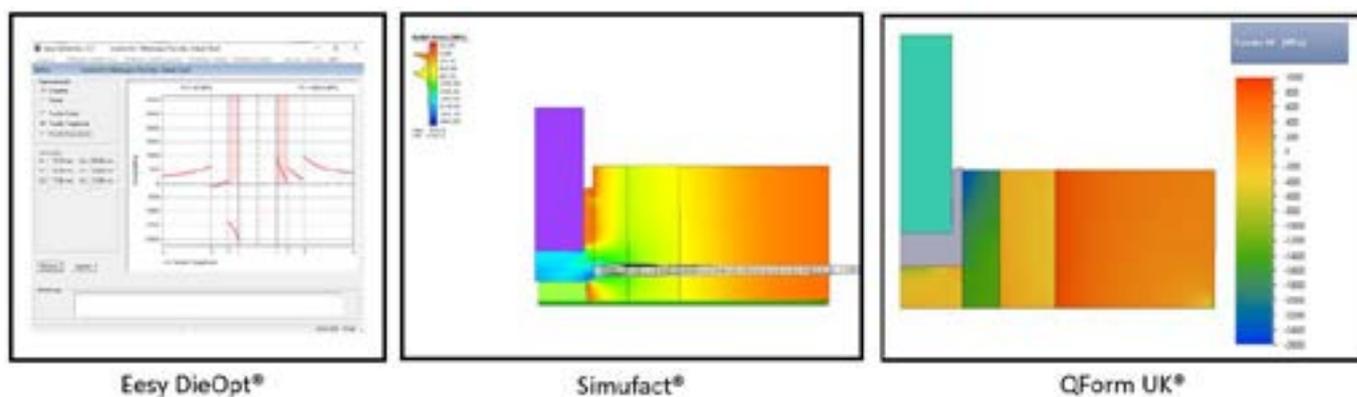


Figura 9: Análise de tensões em uma matriz de encarçamento duplo.

A distribuição de tensões ao longo da espessura da matriz (Figura 10) mostrou variações, especialmente na tensão tangencial, mas todas as análises convergiram para a mesma decisão, que será detalhada posteriormente. A Figura 10 apresenta os valores de tensão tangencial e equivalente (efetiva) no diâmetro interno do núcleo e carcaça das matrizes, durante a conformação, respectivamente, de acordo com cada método de análise.

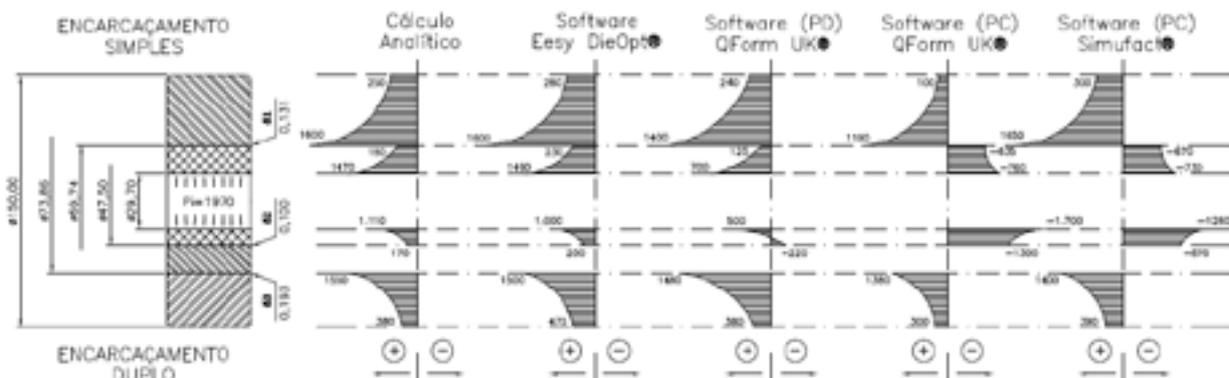


Figura 10: Análise das tensões tangencial e equivalente em uma matriz de encarcação duplo.

Durante as simulações no software QForm UK®, foi realizada uma nova análise aplicando uma pressão direta de 1970 MPa em toda a extensão da cavidade da matriz, com o objetivo de comparar os resultados simulados com os valores calculados analiticamente. Os resultados dessas análises são apresentados no gráfico acima, denotados como “Software (PC) QForm UK®” e “Software (PD) QForm UK®”, ilustrados na Figura 11.

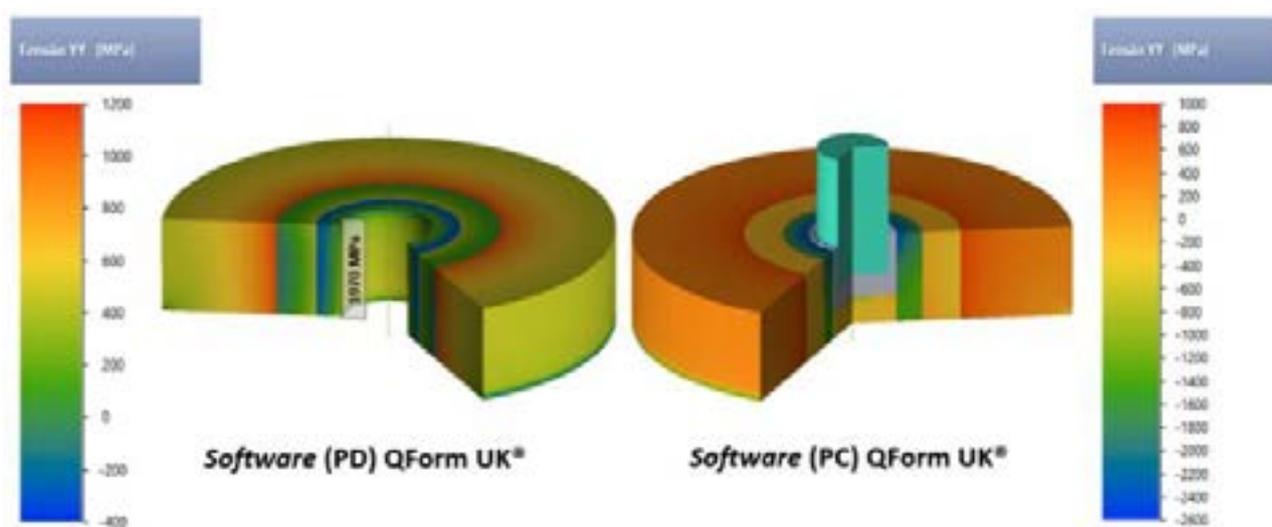


Figura 11: Distribuição da tensão tangencial por pressão direta (PD) e pressão de conformação (PC)

4. CONCLUSÕES

Com base em um processo hipotético de extrusão de copo reverso para fabricar uma bucha em SAE 1035 à temperatura ambiente, foram avaliadas configurações de matrizes para definir o modelo ideal de ferramenta, buscando minimizar as tensões tangenciais e equivalentes no núcleo e na carcaça da ferramenta. Utilizando os softwares Easy DieOpt®, Simufact®, QForm UK® e cálculos analíticos com as teorias de Dipper M., Lamé e Tresca, os autores analisaram duas configurações de matriz: encarcação simples e duplo. Os resultados mostraram paridade nas tensões antes da extrusão, mas variações ao final, especialmente na tensão tangencial do núcleo.

Apesar da variação das tensões no núcleo, de acordo com o método aplicado, todas as ferramentas de projeto aqui trabalhadas apontam a matriz de encarcação duplo como mais eficiente em relação a redução da magnitude da tensão tangencial, mantendo a tensão equivalente na carcaça ainda em patamares aceitáveis.

5. AGRADECIMENTOS

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

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SILVEIRA, F. D. **Estudo da influência de anéis de cintamento sobre as matrizes de extrusão a frio de engrenagens cilíndricas de dentes retos com aço 10B22 para a indústria automobilística**. Tese de doutorado. UFRGS - PPGE3M, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, 2019.
2. LANGE K. **Handbook of Metal Forming**. SME - Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, Michigan, 1985.
3. VIEIRA, F. M. A. **Estudo de falha em ferramentas utilizadas em processo de conformação a frio de elementos de fixação**. Blumenau-SC, 2022.
4. DOEGE E.; BEHRENS B. A. **Handbuch Umformtechnik**. Editora Springer, 2017.
5. BUTTON, S. T. **Planejamento do processo e projeto de ferramentas para o forjamento a frio**. São Paulo, UNICAMP, 1999.
6. LANGE. **Umformtechnik**. Editora Springer-Verlag, 1988.
7. GROTE, H. K; ANTONSSON, E. k. **Springer Handbook of Mechanical Engineering**. Editora Springer, 2021.
8. SANTOS G. G. **A extrusão a frio e seu ferramental, a influência do uso de anéis de contração no encarcamento de matrizes: aspectos de cálculo**. Revista Industrial Heating | Forge (Brasil), 2022.
9. SANTOS, G.G; SILVA, A.P; DUARTE, A. S. **A influência da velocidade de prensagem no desempenho do ferramental de um forjado a frio**. 41° SENAFOR - Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, 2022.
10. SANTOS, G.G. **Análise teórica de tensões distribuídas em carcaça de matriz de forjamento a frio**. Revista do Parafuso, Ed 81, 2020.
11. CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, c2008. xx, 705 p. ISBN 9788521615958 (broch.).

Ampliación de la Simulación de Procesos de Conformado Plástico: Transición de FEM a SPH con Implementación en GPU's



L Buglioni^{1*}, G Abate^{1,2}, AJ Sánchez Egea³, D Martínez Krahmer¹

^{1*}Centro de Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Buenos Aires, Argentina.

²Facultad de Ingeniería, UNLZ, Argentina.

³Departament d'Enginyeria Mecànica, Universitat Politècnica de Catalunya, Catalunya, España.

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

Contributing authors: gabate@inti.gob.ar; antonio.egea@upc.edu; dmartinez@inti.gob.ar;

Abstract

Hasta la fecha la simulación de procesos de mecanizado y conformado se realizan utilizando herramientas comerciales generales (ANSYS, LS-Dyna, Abaqus) o específicas (Simufact, QForm, Deform, FORGE) basadas en el método FEM o FVM, asumiendo las limitaciones inherentes a este enfoque, tanto desde el punto de vista económico como técnico. La transición al uso de métodos sin malla como el Smoothed Particle Hydrodynamics (SPH), apoyados por el poder de procesamiento de las GPUs y el potencial de los programas Open Source, representa una evolución significativa en su metodología de investigación y aplicación práctica en la ingeniería. Por ello, el objetivo del presente trabajo es desarrollar una herramienta libre, con capacidad de cálculo CPU/GPU, para la simulación de procesos que involucran grandes deformaciones plásticas de corta a media duración. A modo de ejemplo, se utiliza un caso de extrusión directa en caliente que involucra contacto con fricción, transferencia de calor y acople térmico entre otros. Este ejemplo fue realizado en paralelo en el software comercial (Simufact®) con el fin de comparar con la herramienta desarrollada diferentes resultados como las deformaciones plásticas, tensiones, cargas de contacto, temperatura y energía.

Keywords: Extrusión, SPH, FEM, FVM, GPU

1 Introducción

La mecánica computacional es una herramienta indispensable y altamente versátil en todas las áreas de la ingeniería. Su aplicación se extiende a diversos procesos mecánicos, permitiendo la obtención de valores

de variables que, de otra manera, serían extremadamente difíciles de medir con precisión. En particular, el método Smoothed Particle Hydrodynamics (SPH), desarrollado en 1977 [1, 2] ha emergido como un enfoque sin malla y que ha sido adoptado con éxito para abordar diversos procesos que implican grandes deformaciones¹[3–5]. Este método ofrece una ventaja significativa sobre el Método de Elementos Finitos (FEM), ya que evita los problemas de distorsión de mallado que son comunes en FEM y el costo computacional que implica solventarlos vía remallado o técnicas ALE (*Arbitrarily Eulerian Lagrangian*).

Además, el avance tecnológico en hardware, especialmente con la disponibilidad de placas gráficas (GPU), ha revolucionado los tiempos de cálculo en simulaciones numéricas. Las GPUs están diseñadas para manejar grandes volúmenes de operaciones en paralelo, lo que las hace especialmente adecuadas para simulaciones complejas que requieren un procesamiento intensivo de datos. Investigaciones han demostrado que las GPUs pueden proporcionar tiempos de cálculo hasta 70 veces menores en comparación con las CPU tradicionales, debido a su arquitectura paralela masiva y su capacidad para manejar múltiples tareas simultáneamente [6, 7]. Este aumento en la eficiencia y velocidad de procesamiento ha permitido realizar simulaciones más detalladas y precisas en menos tiempo, facilitando avances significativos en diversas áreas de la ingeniería y la ciencia. Otro aspecto crucial en la evolución de la mecánica computacional es el desarrollo y la disponibilidad de programas gratuitos de código fuente abierto. Estas herramientas no solo democratizan el acceso a tecnologías avanzadas, sino que también permiten a los usuarios adaptar y optimizar los programas para soluciones específicas y particulares. El movimiento de software de código abierto fomenta la colaboración global y la innovación, ya que permite que una comunidad amplia y diversa contribuya al desarrollo y la mejora continua de las herramientas disponibles. El impacto de estas tecnologías se refleja en la capacidad para abordar problemas más complejos y en la reducción de los tiempos de desarrollo de nuevos productos y tecnologías. Además, el software de código abierto permite la personalización de las herramientas para adaptarse a las necesidades específicas de los usuarios, promoviendo un entorno colaborativo y flexible para la innovación. Este enfoque no solo mejora la accesibilidad de las herramientas avanzadas de simulación, sino que también impulsa la creación de nuevas metodologías y técnicas, beneficiando a la comunidad científica y de ingeniería en su conjunto.

Generalmente, la simulación numérica de procesos de mecanizado y conformado se realizan con herramientas comerciales, con el objeto de estudiar el comportamiento de la tensión y deformación del proceso de fabricación. Un ejemplo de estas herramientas es *Simufact*[®], basada en el método FEM, enfrentando las limitaciones inherentes a este enfoque. La transición al uso de métodos sin malla como el SPH, apoyados por el poder de procesamiento de las GPUs y el potencial de los programas Open Source, representa una evolución significativa en su metodología de investigación y aplicación práctica en la ingeniería. El objetivo del presente trabajo es desarrollar una herramienta libre, con capacidad de cálculo CPU/GPU, para la simulación de procesos que involucran grandes deformaciones plásticas de corta a media duración. Esto implica introducir relaciones constitutivas de diferentes materiales particulares, ecuaciones de calor, contacto con fricción, acoplamiento mecánico-térmico y cálculo de energía, todo esto en diferentes lenguajes de programación (C++/CUDA). Se utiliza un caso de extrusión directa en caliente que involucra contacto con fricción, transferencia de calor y acople térmico entre otros, el cual fue realizado en paralelo en el software comercial (*Simufact*[®]) con el fin de comparar con la herramienta desarrollada diferentes resultados como las deformaciones plásticas, tensiones, cargas de contacto, temperatura y energía.

2 Metodología

2.1 Proceso

El proceso corresponde a la extrusión directa en caliente de una barra de latón. Dado que este es un estudio teórico, se eligió el material de acuerdo a una representación del software *Simufact*[®] de la aleación de Norma DIN CuZn40Pb2. En la Tabla 1 se adjunta la composición química que establece esta Norma para el material correspondiente.

Table 1: Comp. [% Masa] latón CuZn40Pb2.

Cu	Al	Fe	Ni	Pb	Sn	Zn	Otro
57,0 – 59,0	≤ 0,05	≤ 0,3	≤ 0,3	1,6 – 2,5	≤ 0,3	Restante	≤ 0,2

La geometría inicial de pieza y herramental se describe en la Fig. 1. En el esquema se representa el contenedor y la matriz (1), el *billet* o preforma (2) y el empujador (3). La sección inicial de la preforma es de

¹<https://www.spheric-sph.org/sph-projects-and-codes>

180 mm de diámetro D_0 , y 100 mm de largo L_0 . El diámetro de salida D_f es de 60,8 mm, lo que resulta en una relación de extrusión $r_x = A_0/A_f$ de 8,76, siendo A_0 y A_f las áreas iniciales y finales, respectivamente. La velocidad del empujador es de 15 mm/s. Esta velocidad se ajusta de acuerdo a parámetros de extrusión real implementados en la industria para geometrías similares.

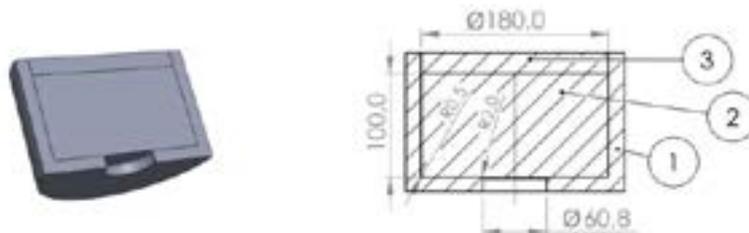


Fig. 1: Esquema de proceso.

Se asume una temperatura inicial del material de 700 °C y una temperatura constante del herramental de 200 °C. Las propiedades del material se consideraron según la Tabla 2. En las propiedades, ρ es la densidad, E el módulo elástico, ν el módulo de Poisson, k_T la conductividad térmica, cp_T la capacidad calorífica. Todas ellas se asumieron constantes, a partir de los valores en función de la temperatura propuestos por el software comercial, debido a que el código SPH aún no trabaja con parámetros dependientes de la temperatura.

Table 2: Propiedades del material.

ρ [kg/m^3]	E [GPa]	ν	k_T [W/(m.K)]	cp_T [J/(kg.K)]
8410	90	0.33	160	560

2.2 Formulación

Para resolver este proceso se utilizó el *solver* de código abierto *WeldFormSPH*², desarrollado por uno de los autores por el método de partículas *Smoothed Particle Hydrodynamics* (SPH) [8]. En el método SPH, la interacción entre partículas se establece mediante una función denominada *Kernel*, la que tiene un radio de influencia definido por una distancia conocida como *smoothing length*, o h . El código está siendo desarrollado en CPU(C++) y GPU (CUDA C++), y trabaja en 2D y 3D, siendo la capacidad de resolución de ecuaciones de axilsimetría desarrollada y agregada especialmente para este proceso. El *solver* utiliza el método de integración con paso de tiempo constante, utilizado en [4]. Es importante destacar que en el método SPH, el *smoothing length* h depende de la distancia entre partículas, la cual se modifica a lo largo del proceso. Si bien en los primeros desarrollos de SPH este parámetro se mantenía constante [3], en trabajos más recientes, se actualiza por diversos métodos, entre ellos mediante la distancia del material [5] divergencia del flujo de material para la ecuación de momento y con la variación de densidad en la ecuación de continuidad [9]. El código cuenta con la actualización de h_c por ambos métodos. Como desventajas del método SPH pueden considerarse la inestabilidad tensional, la cual se resuelve con la llamada viscosidad artificial y las deficiencias de borde, las cuales el código las resuelve según el método citado en [4]. En este trabajo no se han efectuado estas correcciones debido a divergencias al aplicarlas.

Para modelar el proceso de extrusión se desarrollaron las ecuaciones de axilsimetría, de acuerdo con [10, 11]. Debido a irregularidades propias de la discretización de axilsimetría (en el cual las tensiones de *hoop* (circunferenciales), tienden a infinito para un radio nulo), tanto el método de contacto como el de *ghost particles* son efectivos para restringir el movimiento radial y asegurar la convergencia. En el código desarrollado se aplica un contacto a todas las partículas para un cierto radio mínimo. Esto equivale a omitir una sección cilíndrica cercana al eje de axilsimetría, y esto se realiza debido a que cerca del origen, las tensiones *hoop* tienden a infinit. El software cuenta con diversos algoritmos de contacto, entre ellos el propuesto por [4] y también el de [12]. En este caso se utilizó el método de [12] debido a que se obtiene una respuesta más uniforme. Se asume que la barra de latón está inicialmente a 700 °C y que se mueve junto con la pieza.

²<https://github.com/luchete80/weldform>

2.3 Modelo Numérico

El proceso se resolvió en paralelo en una herramienta FEM comercial (*Simufact*® v.15). Para el modelo SPH se utilizaron distancias entre partículas de 1 mm y 0.7 mm, con el fin de hacer un estudio de la sensibilidad de la malla, contabilizando un total de 9000 y 17900 partículas, respectivamente. Asimismo, se generaron dos mallas para el modelo FEM, de 0.5mm y de 1mm de lado, totalizando 9000 y 30000 elementos, respectivamente, con el fin de analizar la convergencia. Se consideró una longitud de suavizado con un factor de 1.2 respecto a la distancia entre partículas, de acuerdo a [4]. Respecto a las condiciones de contacto, el coeficiente de fricción c_f se varió en 0.2 y 0.1, para evaluar su influencia en el proceso y se utilizó un coeficiente de transferencia h_c de la pieza con las matrices de $20 \text{ kW}/(\text{m}^2 \text{K})$ basándose en el trabajo de [13]. Por otra parte, no se consideró la convección natural con el ambiente, ya que está siendo escrita en el código. Interesa estudiar cómo la variación de la viscosidad artificial [2], afecta a los resultados, ya que este es un parámetro propio de la formulación SPH, pero se encuentran valores diversos según el proceso físico. Respecto a la condición de axilsimetría, se asumió un contacto con una línea en ubicada a 0.3mm y 1mm del eje de axilsimetría, según la distancia entre partículas. Finalmente, se ha asumido un factor de aceleración de Mass Scaling de 1000x.

Como material se utilizó el de *GMT*³ propuesto por *Simufact*®. Este material tiene la siguiente expresión:

$$\sigma_y = C_1 \exp [C_2 T] \varepsilon^{n_1 + T n_2} \exp [(I_1 T + I_2) / \varepsilon] \dot{\varepsilon}^{m_1 T + m_2} \quad (1)$$

Donde σ_y corresponde a la tensión de fluencia del material, ε a la deformación plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}$ a la tasa o velocidad de deformación, T a la temperatura, y los parámetros C_1 y C_2 , I_1 , I_2 , n_1 , n_2 , m_1 y m_2 son propios del método *GMT*. Además, estas expresiones son válidas para un rango: ($550 \text{ °C} < T < 750 \text{ °C}$), $0.05 < \varepsilon < 2.0$ y $0.01 < \dot{\varepsilon} < 225.0$. Se contempla también la generación de calor por deformación plástica (también denominada Fracción de Calor Inelástica), considerándose un coeficiente (*Taylor-Quinney*) de 0.9. En todos los casos se utilizó el cálculo por CPU (dada la baja cantidad de partículas del modelo axilsimétrico, y que la introducción de axilsimetría para GPU está en proceso de finalización y testeado). Se utilizó un paso de tiempo constante con un coeficiente CFL (*Courant-Friedrichs-Lewy*) de entre 0.4 y 0.6 de acuerdo con [4]. Las diferencias fundamentales entre los modelos FEM y SPH son que en este último no se incluyó el calor generado por fricción, debido a que aún debe testarse el código. Tampoco se incluyó en el modelo SPH la expansión térmica dado que se está estudiando su implementación e influencia. El contacto asumido en el eje de axilsimetría tiene un coeficiente de fricción que en el resto de las superficies, y además se encuentra a 700C invariantes, con el mismo coeficiente de transferencia que el resto del modelo, por limitaciones actuales del *solver*, mientras que tampoco se ha considerado la expansión térmica. Tampoco se han aplicado las correcciones por diferencias de borde propias del método SPH. Para todos los casos, se adopta un factor de Mass Scaling de 1000X. Se utilizó una PC Intel i7 10700 y se trabajó en 1 core, sin paralelizar.

3 Resultados y discusión

Como primera observación debe destacarse como una gran ventaja el haber utilizado software de código propio por la facilidad de introducir la expresión de la fluencia del material, así como su derivada y los rangos de temperatura, deformación y velocidad de deformación. Como segunda observación, debe aclararse que se trabajó en CPU, sin paralelizar, ya que se están haciendo tests sobre la paralelización en el momento del desarrollo de estos modelos. Se observó que los resultados FEM son muy similares entre sí para densidades de malla de 1 mm y 0,5 mm, lo cual se asume como que para 1 mm los resultados son suficientes y han convergido, y son los que se muestran. Se observa además que el modelo SPH diverge aproximadamente a los 2 s de proceso. Esto está relacionado con que se tiene un paso de tiempo fijo, mientras que el paso de tiempo máximo en un *solver* explícito está directamente relacionado con el tiempo de propagación de la onda elástica en el medio y esto responde a la distancia entre partículas, la cual varía, mientras que el paso de tiempo se mantuvo fijo. Sin embargo, en el software comercial, se produce también la divergencia del cálculo, aunque en un tiempo más avanzado.

En la Fig.2 se muestra la distribución de deformaciones plásticas en el modelo SPH, para una distancia entre partículas de 0.7 mm, y para diferentes valores de viscosidad artificial. Puede verse que tanto la distribución como los máximos de deformaciones son muy similares a los obtenidos entre el método SPH y el software comercial. Se observa también los máximos bien marcados en el caso SPH en la superficie, junto con cierta irregularidad superficial a mayor viscosidad artificial. Esto se ve también en trabajos de extrusión por SPH [14, 15]. Puede verse que para mayor valor de α , las salidas son menos uniformes en desplazamientos (incluso no se ve discontinuidad del material en la superficie externa a la salida), sumado a que el extremo de la barra extruida es más similar al obtenido en *FEM* en su curvatura. Esto puede

³<https://gmt-stahl.de/en/matilda-materials-database/>

deberse a diferentes factores, entre ellos los mencionados en la descripción del modelo: no implementación de correcciones de borde, no considerar expansión térmica ni calor por fricción, no estudiar influencia de Mass Scaling, contacto en el eje de axilsimetría, entre otros.

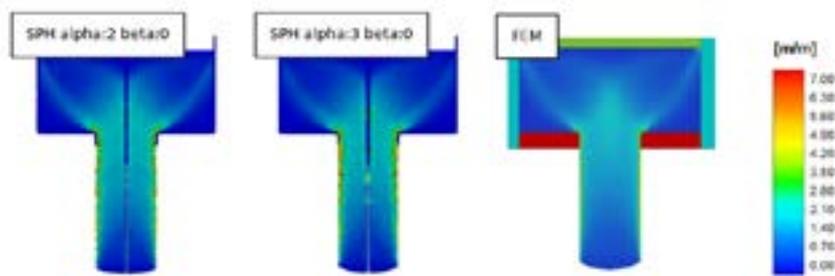


Fig. 2: Deformación plástica. Tiempo 1 s. SPH y FEM con $dx=0.7$ mm.

En la Fig. 3 se muestran las distribuciones de tensiones equivalentes obtenidas para los modelos SPH con distancia entre partículas de 1 mm y malla gruesa en el caso FEM. Puede verse una similitud importante en ambos casos frente al modelo FEM en la zona de máximos. A diferencia de las deformaciones plásticas, estos resultados muestran diferencias entre SPH y FEM, fundamentalmente en la zona cercana al empujador. Esto puede deberse a diferentes factores, como los mencionados anteriormente. Previo a este trabajo, se han hecho sin embargo, ensayos de compresión en frío para un material de Johnson Cook obteniendo tensiones sin estas diferencias mínimas.

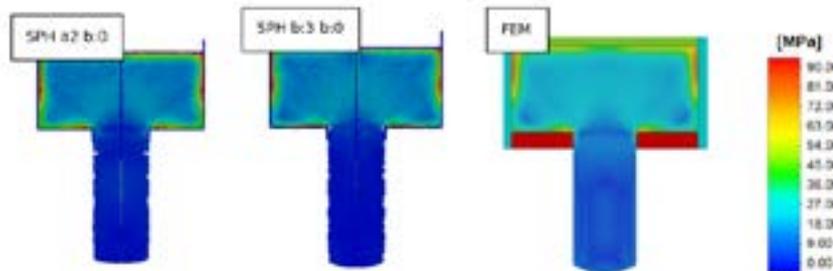


Fig. 3: Tensión de von Mises. Tiempo 1s. SPH y FEM con $dx=1$ mm.

En la Fig.4 se muestra la deformación plástica equivalente para 1 s luego de comenzado el proceso, para la configuración SPH de 1 mm entre partículas y la malla FEM gruesa.

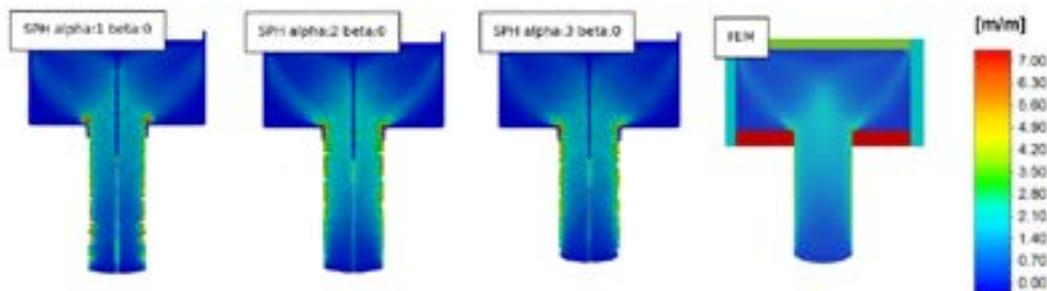


Fig. 4: Deformación plástica. Tiempo 1s. SPH y FEM con $dx=1$ mm.

Se analizaron diversos valores de viscosidad artificial α y β . Para valores no nulos de β fundamentalmente, se observan fenómenos de inestabilidad en la continuidad del material, es por eso que se continuó con valores

de β nulos. Esto puede estar también relacionado con la diferencia de velocidades involucradas en el proceso. Se observa también que en el método SPH se obtienen mayores deformaciones en el caso de una viscosidad artificial menor en la zona de compresión, dentro de la matriz. Por otra parte, el modelo de mayor viscosidad artificial tiene una mayor deformación en la zona de salida del material (mayor curvatura). Sin embargo, las diferencias son mínimas para los parámetros α y β adoptados. Finalmente, se ve una mayor deformación en ambos casos, en comparación con el dominio de menor cantidad de partículas.

En la Fig.5 se muestran los resultados de temperaturas para los modelos SPH y FEM, luego de 1 s de comenzado el proceso. Se ve que al igual que las deformaciones plásticas, los valores y distribución de temperaturas son muy similares. Los valores de temperatura están relacionados con el coeficiente de transferencia entre pieza y herramental. Dado que este trabajo consiste en la validación de la herramienta de cálculo, a fines comparativos es suficiente con el valor propuesto en [13]. Puede verse que no parece influir significativamente que la superficie de contacto en el eje de axilimetría en el caso SPH se encuentre a 700 °C.

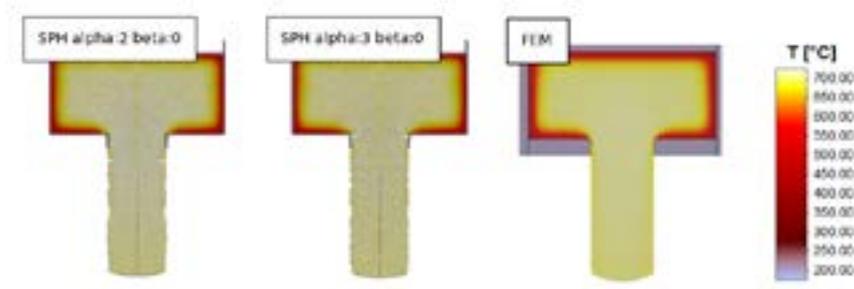


Fig. 5: Temperatura. Tiempo 1 s. SPH y FEM con $dx=1mm$.

En la Fig. 6 se muestra la carga obtenida por el software comercial (FEM) frente a la estimada por el método SPH, para diferentes parámetros de viscosidad artificial y c_f de 0.2.

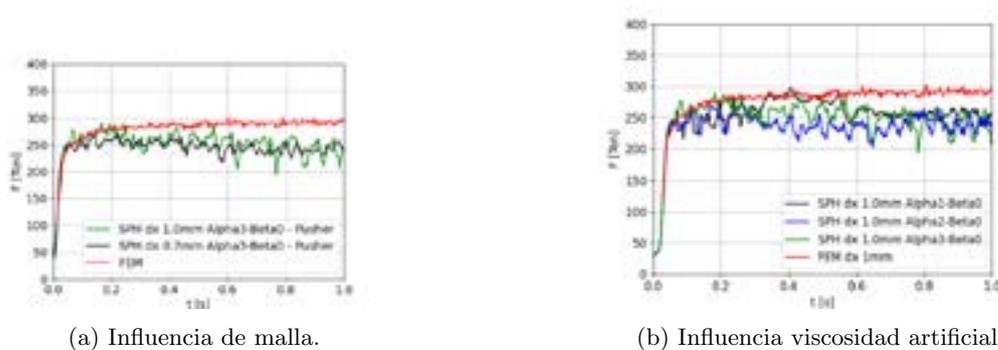


Fig. 6: Carga vs. tiempo. SPH vs. FEM. Fricción 0.2

Los resultados de SPH se han suavizado con un filtro de convolución, dado que presentan oscilación, fundamentalmente en el modelo con distancia entre partículas mayor, además se ve que en todos los casos los modelos SPH dan valores menores de carga frente a FEM. Esto puede deberse a diferentes factores, entre ellos: no haber hecho correcciones de borde, la baja densidad de partículas, paso de tiempo constante, un *smoothing Length*, h_c constante, y el factor de M_s . Puede verse en la figura que a mayor parámetro α de viscosidad artificial, se observa una menor oscilación de la carga, así como también la oscilación parece decrecer con la cantidad de partículas. Para ambos modelos de SPH puede verse que la carga coincide en gran forma al comienzo del proceso, y luego decrece. Esto puede deberse a diferentes factores, entre ellos haber considerado un radio mínimo de partículas muy grande. En la Fig. 6a se muestra la influencia de la distancia entre partículas del dominio, para los parámetros $\alpha = 3$ y $\beta = 0$. Puede verse que no hay una diferencia significativa en la carga. En la Fig. 7a se muestra la geometría de la pieza y su deformación plástica para el caso de $c_f = 0.4$.

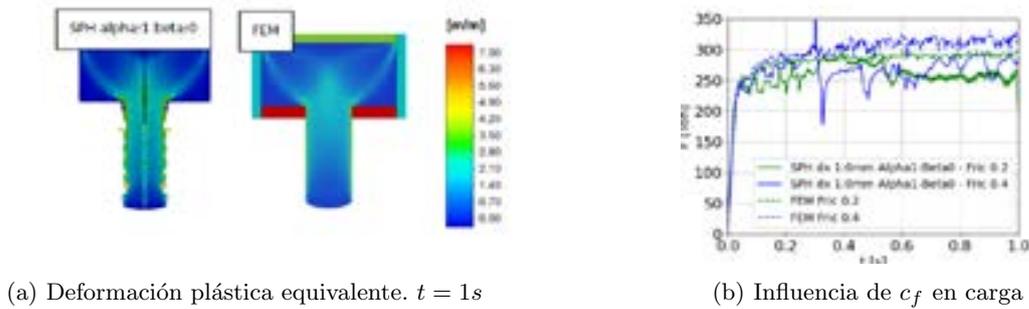


Fig. 7: Resultados $c_f = 0.4$: deformación e influencia en carga

En este caso se han escogido parámetros de viscosidad artificial bajos, dado que para otros valores se han tenido inconvenientes en la convergencia. Al comparar con los resultados FEM puede verse que los valores de deformación plástica son similares, sin embargo, se observa una discontinuidad en la superficie del material al salir de la matriz mayor que en los casos de $c_f = 0.2$, y una geometría levemente más desplazada. En la Fig. 7b se muestra la influencia del coeficiente de fricción en la carga del empujador. Puede verse que en el caso FEM hay una diferencia creciente entre ambos valores de c_f , siendo mayor para 0.4, y, por otra parte, mayor c_f produce una respuesta más oscilatoria tanto en FEM como en SPH. Las diferencias entre ambos valores promedio de carga también tienen similitud, en el orden de 50 Ton. En todos los casos, el comportamiento de ambos modelos SPH para diferentes coeficientes de fricción es similar en cuanto a su forma, aunque claramente desplazada, siendo el valor absoluto mayor para mayor fricción, tal como ocurre en el caso FEM. En la Fig. 8 se muestran las características de la herramienta de cálculo.

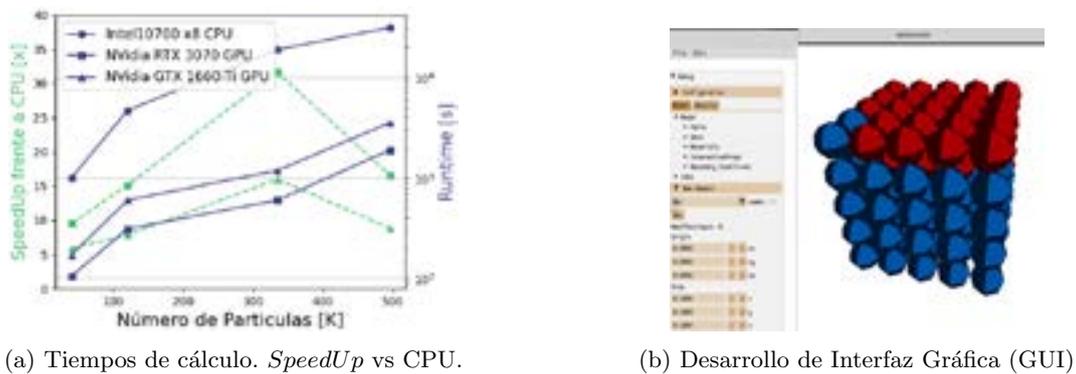


Fig. 8: Característica de la herramienta.

En 8a se muestra el *SpeedUp* del solver implementado en GPU vs aquel que corre en CPU, para un problema de compresión de un cilindro en 3D detallado en [4]. En el eje izquierdo se ve la aceleración de la resolución respecto a CPU (Intel i7, 8 Cores) si se corre en GPU con dos placas diferentes de gama media (GTX1660Ti) y alta (RTX3090). En el eje derecho se muestran los tiempos reales de corrida para CPU y cada una de estas placas. Puede verse un factor superior a 30x. En la Fig. 8b se muestra la interfaz gráfica desarrollada por uno de los autores que permite el armado de modelos SPH y FEM (estos últimos aún en desarrollo) a partir de geometrías importadas, y orientado a procesos de conformado, donde se encuentra una gran vacancia.

4 Conclusiones

En el presente trabajo se muestra la comparativa de resultados de un método SPH sin malla, desarrollado por los autores frente a un software comercial FEM en el análisis de un proceso de extrusión que involucra grandes deformaciones, acoplamiento térmico, y un material con una ley constitutiva compleja. Se han verificado que los campos de tensión, deformación y temperatura son muy similares a los obtenidos en FEM, mientras que la carga es levemente inferior. Esto puede deberse a diversas simplificaciones que deberán implementarse y estudiarse aún, entre ellas: la no corrección de deficiencias de borde, no considerar la expansión térmica ni calor por fricción, estudiar los efectos en el origen por axilsimetría. Durante el estudio

hemos identificado que es esencial profundizar en la divergencia del cálculo numérico al realizar correcciones en cada paso temporal de la longitud de suavizado (h). Se recomienda explorar diferentes factores de *Mass Scaling*. Finalmente, al migrar este método a GPU la aceleración en el cálculo permite ser prometedora.

References

- [1] L.B.Lucy: A numerical approach to the testing of the fission hypothesis. *Astronomical Journal* **82**, 1013–1024 (1977)
- [2] Monaghan, G.: Smoothed particle hydrodynamics: Theory and application to non-spherical stars., *Monthly Notices of the Royal Astronomical Society* **181**, 375–389 (1977)
- [3] L.D.Libersky, P.W.R.: Smoothed particle hydrodynamics: Some recent improvements and applications. *Computational Methods in Applied Mechanics and Engineering* **139**, 375–408 (1996)
- [4] Fraser, K.: Robust and efficient meshfree solid thermo-mechanics simulation of friction stir welding
- [5] Campos; Gil;Lee; Giacomini;Bonet, R. *Computer Methods in applied Mechanics and Engineering* **392** (2022) <https://doi.org/10.1109/JPROC.2008.917757>
- [6] Owens, J., Houston, M., Luebke, D., Green, S., Stone, J., Phillips, J.: Gpu computing. *Proceedings of the IEEE* **96**, 879–899 (2008) <https://doi.org/10.1109/JPROC.2008.917757>
- [7] Kirk, D.B., Hwu, W.W.: *Programming Massively Parallel Processors: A Hands-on Approach*. Elsevier Science, USA (2016). https://books.google.es/books?id=wcS_DAAAQBAJ
- [8] Buglioni, Svoboda: Desarrollo de herramientas de cálculo por método sph para procesos de grandes deformaciones. VIII Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica
- [9] W.Benz: *Numerical modeling of non-linear stellar pulsation: Problems and prospects* (1990)
- [10] Chan, J.W.D., Zhang, J.: Stable axisymmetric sph formulation with no axis singularity. *International Journal for Numerical and Analytical methods in Geomechanics* **40**, 987–1006 (2015)
- [11] J.P., S.J., Ghigliotti F.G., F.M.C.: An axisymmetric solid sph solver with consistent treatment of particles close to the symmetry axis. *Computational Particle Mechanics* **40**, (2020)
- [12] L.D.Libersky, P.W.R.: Simulating frictional contact in smoothed particle hydrodynamics. *Science China* (2013)
- [13] A.L.Jr. Lenhard; S.F.Damasio; A.R.Milke, L.S.: Method to estimate workpiece-die heat transfer coefficient on precision warm forging process. *Proceedings of the 4th JSTP International Seminar on Precision Forging* (2006)
- [14] Lampropoulos, Manolakos: Application of sph method for modeling of metal extrusion process. *Computational Particle Mechanics* (2020) <https://doi.org/10.1007/s40571-021-00414-0>
- [15] Prakash, Cleary: Modelling highly deformable metal extrusion using sph. *Computational Particle Mechanics* (2015) <https://doi.org/10.1007/s40571-015-0032-0>



43rd S E N A F O R
27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
October 2-4, 2024

Melhoria de vida útil de ferramenta de forjamento a frio por nitretação a plasma

Cold forging tool life span improvement by plasma nitriding

Nicolas S. Machado⁽¹⁾
João P. M. Silva⁽²⁾
Alisson S. Duarte⁽²⁾

RESUMO

Em ferramentas de forjamento a frio podem ocorrer quebras em regiões específicas. Esse fato demanda alterações nos projetos de ferramentas ou a substituição por materiais com diferentes propriedades mecânicas, o que aumenta os custos do processo. Utilizando a simulação computacional via software QForm UK, foi possível identificar as regiões de ocorrência de falha por fadiga na ferramenta e propor alterações no material com potencial aumento de vida útil da matriz, incluindo a condição de nitretação a plasma. Essa tendência se confirmou na prática, aumentando a vida útil da matriz em 400%.

Palavras chave — Forjamento a Frio, Nitretação a Plasma, Vida Útil, Ferramentas, Matrizes, Simulação Numérica, Elementos finitos.

Abstract

Cold forging dies can failure in specific regions, which demands die design or die material modifications, increasing the process costs. Using computational simulation via QForm UK software, die failure regions were identified, and new material modifications suggested and tested by simulation, including plasma nitriding, showing die life increasing trend. That gain was confirmed in practice with a 400% die life increasing.

Key words — Cold Forging, Plasma Nitriding, Die Life, Tooling, Numerical Simulation, Finite Elements Method.

⁽¹⁾ Engenheiro Mecânico, nico.mach@hotmail.com

⁽²⁾ Engenharia de Simulação, SIXPRO Virtual&Practical Process, Brasil, contato@sixpro.pro

1. Introdução

Um dos tratamentos de superfícies que podem ser aplicados para aumento de dureza local é a nitretação a plasma, sendo o processo utilizado para aumento da dureza de uma camada entre 1090 HV e 1290 HV[1], a camada endurecida possui uma profundidade variável e é mostrada por Araújo conforme Figura 1. Com o aumento da dureza superficial, um maior limite de escoamento é estabelecido na superfície do material, permitindo que o mesmo possa resistir a maior número de ciclos de carga aplicados[2]. Tal efeito é mostrado por Zanni conforme Figura 2.

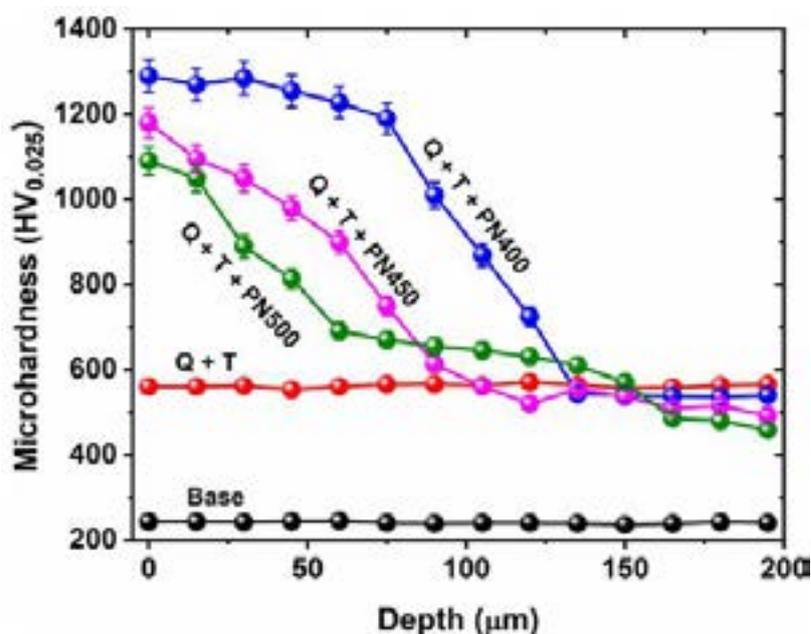


Figura 1 – Dureza superficial versus profundidade, Q+T – Temperado e revenido, Q+T+PN500 – Temperado, revenido e nitretação a plasma a 500°C, Q+T+PN450 – Temperado, revenido e nitretação a plasma a 450°C, Q+T+PN400 – Temperado, revenido e nitretação a plasma a 400°C (adaptado de [1]).

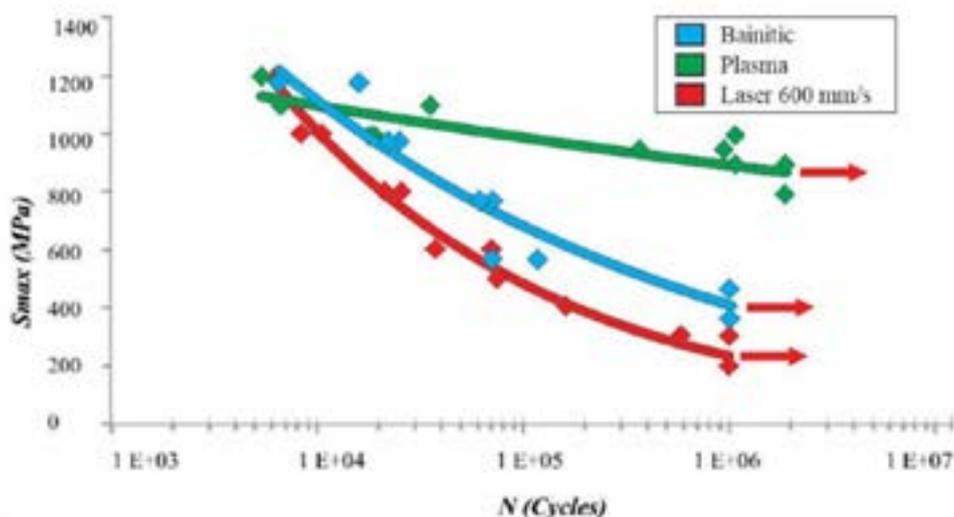


Figura 2 – Curvas de fadiga S-N para o aço 300M sem tratamento superficial, com tratamento de carbonização a laser e com tratamento superficial de nitretação a plasma (adaptado de [2]).

Outro fator com grande influência para a vida útil da ferramenta é a pressão de contato desenvolvida entre o material conformado e a ferramenta, a força de contato é proporcional à carga de conformação requerida. Logo, quanto maior a carga, maior a pressão de contato[3]. No processo de conformação a frio a geometria influencia diretamente a carga de forjamento requerida.

A caracterização da falha ocorrida na ferramenta de forjamento a frio é de suma importância para entendimento dos fenômenos que levaram a mesma a falha. Logo, a fadiga de contato é causada por alta tensão de compressão na área de contato[4], sendo este mecanismo mostrado de forma representativa pela Figura 3[5]. A ocorrência de fadiga de contato afeta diretamente a vida útil de diversos componentes mecânicos[6], devendo o seu mecanismo de falha ser mitigado a fim de aumentar a vida útil de um certo componente.

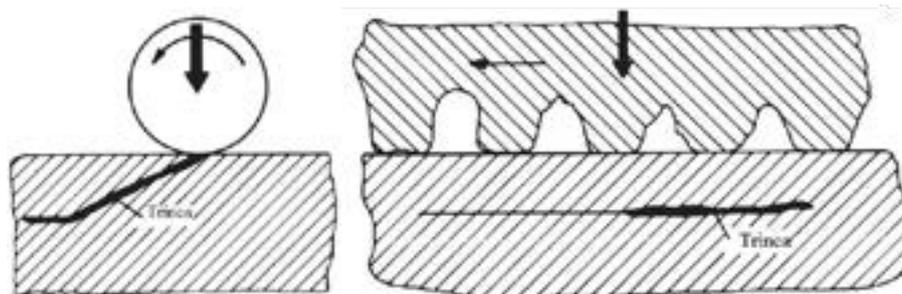


Figura 3 – Representação do mecanismo de fadiga por contato e seus modos de ocorrência (adaptado de [5]).

2. Análise da matriz

O processo de conformação selecionado foi o forjamento a frio de um fixador, para o qual são realizados dois estágios, pré-forma e forma final, em conformadora CH10L da Chun Zu. O material utilizado para o fixador foi um aço SAE 1015. Para a realização da simulação utilizando o software QForm UK (versão 11.1, Micas Simulation Ltd., UK), obteve-se a curva de escoamento do aço (Eq. 1) a partir do ensaio de compressão mostrado na Figura 4. Além disso, foi simulado o próprio ensaio de compressão obtendo-se uma ótima comparação entre os resultados simulado e prático. Na sequência, o processo de forjamento a frio foi simulado como mostrado na Figura 5. O produto forjado na prática está apresentado na Figura 6.

$$\sigma = 430 + 260 \cdot \varepsilon^{0,5} \quad (\text{Eq. 1})$$

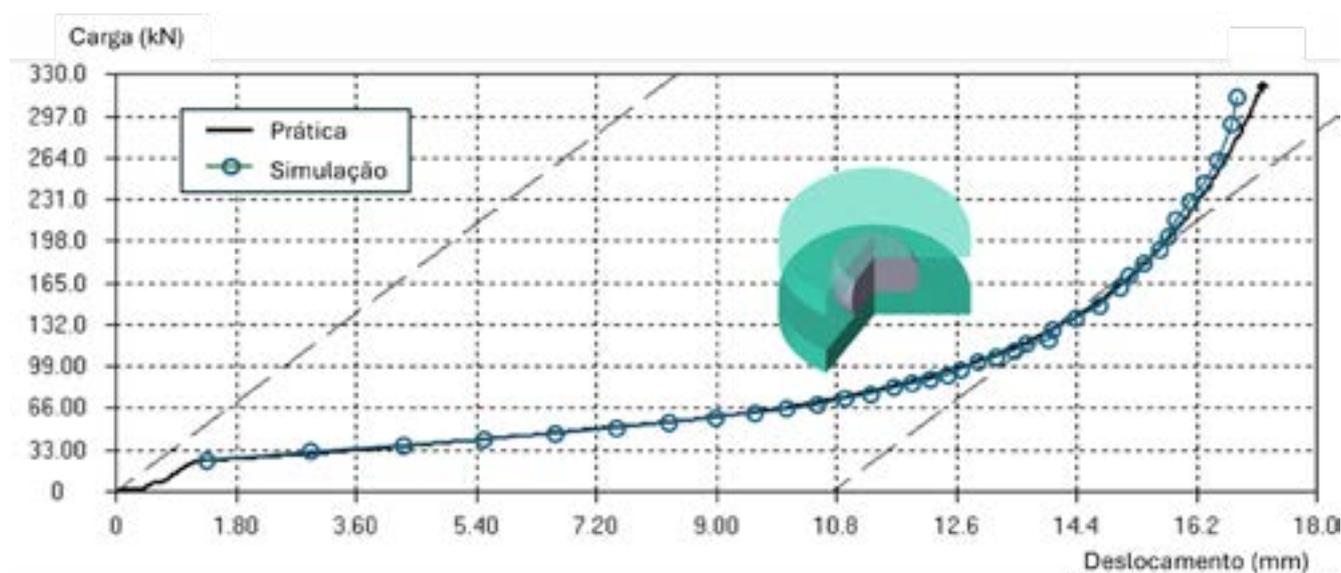


Figura 4 – Ensaio de compressão utilizado para a obtenção da curva de escoamento do aço SAE 1015.



Figura 5 – Estágios de (a) pré-forma e (b) forma final.



Figura 6 – Produto forjado.

Através de observação da falha da ferramenta em um lote anteriormente fabricado, detectou-se a necessidade de melhoria da vida útil da matriz de conformação, onde as quebras ocorriam após aproximadamente 6.500 peças produzidas. O aspecto da falha pode ser visualizado na Figura 7.



Figura 7 – Aspecto da falha em diferentes matrizes de mesmo material, utilizadas no mesmo processo.

Para um maior entendimento dos mecanismos de ocorrência da falha, utilizou-se da simulação via QForm UK. O cálculo virtual da quantidade de ciclos necessários para que se inicie uma trinca por fadiga termomecânica foi realizado e o seu resultado está demonstrado na Figura 8. O material considerado para a matriz foi um M2 de dureza 58 HRC, sujeita a um encarçoamento simples.

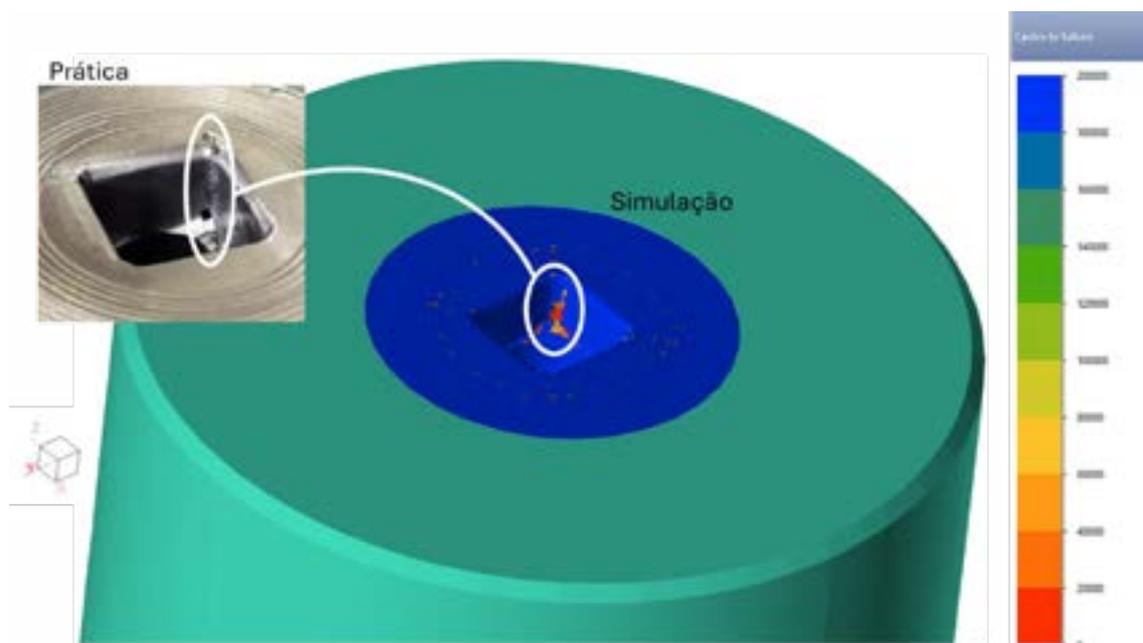


Figura 8 – Previsão da região de ocorrência de falha por fadiga na matriz de forjamento.

3. Alteração no material da matriz

O material M2 com dureza de 58 HRC (± 1 HRC), utilizado na prática observada na Figura 6, é considerado um material em condição de “dureza reduzida”, tendo em vista que, em produção, é mais comum se utilizar o material M2 com uma dureza de 60 HRC (± 1 HRC), a qual pode ser denominada como condição “normal”. Logo, buscou-se compreender por simulação o potencial de aumento da vida útil da matriz ao se utilizar a condição de “dureza normal”. Além da condição “normal”, outra condição de interesse para verificação foi a condição de um material M2 com a característica de “nitretação a plasma”, a qual tende a conferir uma dureza superficial na matriz de aproximadamente 68 HRC.

Embora tenha sido observado na prática que a matriz com “dureza reduzida” necessitou ser trocada após 6.500 ciclos de forjamento, devido a sua avançada deterioração por falha de fadiga, o início da trinca por fadiga ocorre mais cedo na superfície da ferramenta. Portanto, é esperado que na simulação seja previsto um número menor para o mínimo de ciclos de forjamento necessários para se iniciar a trinca por fadiga. Assim, foram calculados na simulação um mínimo de 1.546, 2.405 e 13.645 ciclos de forjamento para as condições de “dureza reduzida”, “normal” e “nitretação a plasma”, respectivamente, como pode ser verificado na Figura 9. Estes resultados sugerem um potencial de aumento na vida útil da matriz em 56% para a condição de “dureza normal” e de 783% para a condição de “nitretação a plasma”.

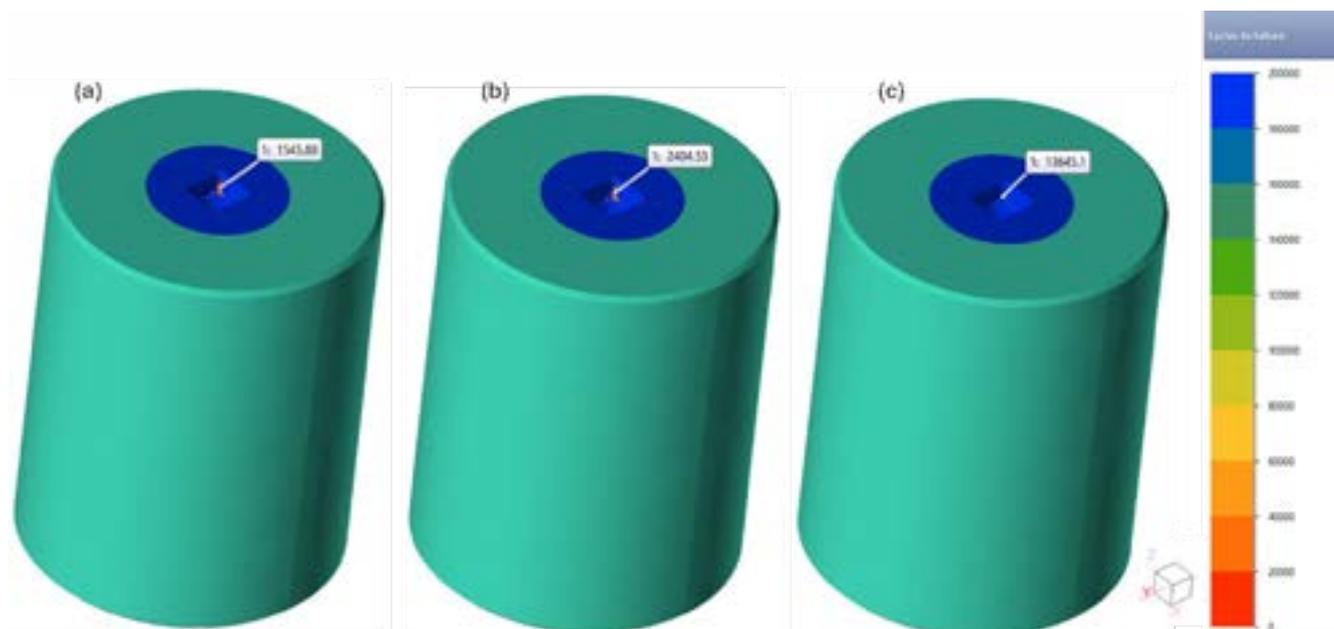


Figura 9 – Previsão da quantidade mínima de ciclos para a ocorrência de trincas: (a) “dureza reduzida”, (b) “normal” e (c) “nitretação à plasma”.

É importante mencionar que o cálculo do número de ciclos para fadiga é baseado em propriedades específicas do material da ferramenta, incluindo: o coeficiente de resistência à fadiga, o expoente de resistência à fadiga e a curva de endurecimento cíclico[7,8]. Uma vez que a dureza de um material metálico para matrizes é alterada, as suas propriedades específicas relacionadas à fadiga são alteradas e devem ser medidas através de ensaios práticos. No entanto, para fins de simplificação da simulação, a alteração no material M2 disponível na biblioteca do software QForm UK para as condições “normal” e “nitretação a plasma” considerou apenas a alteração do coeficiente de resistência à fadiga, que pode ser correlacionado com a dureza do material.

Portanto, é esperado que haja diferenças entre a previsão de aumento da vida útil da matriz via simulação e o aumento efetivo da vida útil da matriz na prática. Essas diferenças tendem a ser maiores quanto maior for a variação da dureza do material. Além disso, há variações de processo e de propriedades dos materiais na prática que podem causar variações no aumento efetivo da vida útil média da matriz. Por exemplo, não foi possível medir a dureza das matrizes com nitretação a plasma de maneira apropriada, adicionando incertezas para os cálculos virtuais. Os resultados efetivos em prática podem ser vistos na Tabela 1, os quais consideraram o uso de matrizes em condições “normal” e “nitretação a plasma”.

Tabela 1 – Testes práticos com matrizes alteradas.

Matriz	Dureza (HRC)	Produção total analisada (ciclos)	Vida útil média da matriz (ciclos)	Aumento na vida útil (%)
Normal	60 ± 1	61.100	12.200	88
Nitretação a plasma	Não medida	26.000	26.000	300

Os resultados na prática comprovaram a tendência observada na simulação, confirmando que as alterações de dureza nas matrizes proporcionam um aumento na vida útil das matrizes, especialmente para a condição “nitretação a plasma”. Enfim, observou-se que o aumento de vida útil da ferramenta na condição “nitretação a plasma” foi de 300%, ou de 26.000 ciclos, apresentando o aspecto mostrado na Figura 10.



Figura 10 – Aspecto da falha em duas matrizes com nitretação a plasma.

4. Conclusão

Foi possível analisar a ocorrência de falha por fadiga em uma matriz de forjamento a frio através do uso de simulação computacional. Além disso, foi possível também prever um potencial de aumento na vida útil da ferramenta através do aumento da dureza do material da ferramenta.

A alternativa de se realizar uma nitretação a plasma foi a mais eficiente na simulação e na prática. Embora tenha havido diferenças entre simulação e prática referente à previsão de aumento da vida útil da matriz, a simplificação da simulação se mostrou apropriada para este tipo de solução.

Estabelecer as devidas condições de contorno para o modelo mostra-se essencial para obtenção de resultados congruentes com a realidade, assim como a interpretação dos resultados obtidos.

REFERÊNCIAS

- [1] ARAÚJO, A. G. G. Design, manufacturing and plasma nitriding of AISI-M2 steel forming tool and its performance analysis – jmr&t, 2020.
- [2] ZANNI, E. G. S. Influence in Fatigue Properties Due a Plasma Nitriding and Laser Carburizing in a Bainitic Steel – Materials Research, 2023.
- [3] VALBERG, H. S. Applied Metal Forming - CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS, 2010.
- [4] SUSKI, C. A. Conformação mecânica de múltiplos estágio / Cássio Aurélio S Suski. - Florianópolis: Publicações do IFSC, 2014.
- [5] FLEMING, J.R. Mechanical of crack propagation in delamination wear. Wear, 44, 1977.
- [6] COELHO, L. Rolling and Rolling-Sliding Contact Fatigue Failure Mechanisms in 32 CrMoV 13 Nitrided Steel - An Experimental Study – MDPI, 2021.
- [7] SANTOS, G. G., SILVA, A. P. e DUARTE, A. S. A Influência da Velocidade de Prensagem no Desempenho do Ferramental de um Forjado a Frio. Porto Alegre, 25^a Conf. Int. de Forjamento, 40° SENAFOR, 2022.
- [8] MACHADO, N. S. e DUARTE, A. S. Previsão de Quebra por Fadiga em Ferramenta de Forjamento a Frio. Porto Alegre, 26^a Conf. Int. de Forjamento, 41° SENAFOR, 2023.

Análisis de falla de un mandril de extrusión directa de tubos de latón

M Schmidt^{1,2*}, D Martínez Kraemer^{2,3}, D Migliorino², G. Abate^{3,4}

¹ Sector de matricería, Grupo FV-Ferrum, Buenos Aires, Argentina.

² Instituto de Tecnología e Ingeniería, Universidad Nacional de Hurlingham (UNAHUR), Buenos Aires, Argentina.

³ Centro de Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI), Buenos Aires, Argentina.

⁴ Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Buenos Aires, Argentina.

Abstract

Este estudio presenta un análisis exhaustivo dirigido a identificar las causas de una falla recurrente en mandriles de extrusión utilizados en un sector productivo de la empresa de grifería FV. La resolución de este problema es crucial, dado que el insumo producido, tubos de latón, es fundamental para la fabricación de productos destinados a la comercialización. Se adoptaron tres enfoques principales: a) el análisis del material del herramental, b) la evaluación del proceso de fabricación y c) la revisión de las condiciones de uso. Los resultados obtenidos indicaron que los mandriles defectuosos exhiben durezas superiores a las especificadas por las Normas de fabricación, lo que sugiere una posible inadecuación en el diseño. Además, se identificó que el proceso de fabricación del orificio de refrigeración interno al mandril no garantiza la calidad superficial requerida, lo que condujo a la aparición de concentradores de tensiones. Para finalizar, este estudio refleja una colaboración efectiva entre los sectores productivos, la academia y de investigación.

Keywords: Extrusión, aleaciones de cobre, análisis de falla, concentradores de tensiones

1 Introducción

Los procesos de extrusión de metales se dividen en procesos de extrusión por impacto en frío [1] y de extrusión en caliente [2]. Este trabajo se refiere a un proceso como el [2].

A finales del año 2023, se detectó una alarmante disminución en la durabilidad de los mandriles de extrusión en caliente (fig. 1) utilizados en la prensa de tubos sin costura de la fábrica de griferías FV. Los mandriles son de acero DIN 1.2367 (aprox. AISI H11). Inicialmente, este problema se resolvió con el uso de un lote remanente de mandriles que no fueron fabricados en la empresa, disponibles en la planta. Sin embargo, surgió la necesidad de investigar

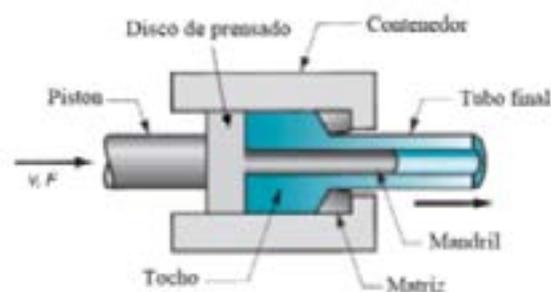


Fig. 1: Esquema básico del proceso

en detalle las causas para evaluar la posibilidad de fabricarlos localmente en la matricería de la compañía.

Los últimos lotes de herramientas presentaron fracturas frágiles (ver figura 1 A y figura 1 B), lo que impidió alcanzar la vida útil estimada. Las fracturas ocurrieron en la zona que está en contacto con el material a 800 °C, justo después de la cabeza de presión. La duración óptima esperada para este tipo de herramienta es de 250 prensadas; no obstante, en los casos de fractura frágil presentados, la vida útil se redujo a sólo el 10% de este valor, y en el caso de estricción seguida de rotura (ver figura 1 - S), alcanzó el 80%.

El herramienta en cuestión es crucial para la producción de caños sin costura, los cuales son insumos esenciales para la fabricación de griferías y accesorios. Las fallas observadas han generado demoras y escasez de stock, afectando el abastecimiento normal de materias primas.

El presente estudio tiene como objetivo identificar la causa raíz del problema mencionado, con el fin de extender la vida útil del herramienta, reduciendo así los costos de aprovisionamiento, setup y procesos. Estas actividades contribuirán a disminuir el costo de fabricación del producto, mejorando la competitividad en un mercado cada vez más globalizado. Además, esta investigación destaca la importancia de la colaboración entre los sectores académicos, productivos y de investigación, generando una sinergia crucial para el fortalecimiento de la industria nacional de Argentina.

2 Análisis del caso

2.1 Inspección macrográfica

El herramienta analizado se emplea para la extrusión directa de latón, utilizando dos aleaciones específicas definidas por la empresa. En la Tabla 1 se detallan las composiciones químicas nominales (% en peso) de las dos aleaciones que se utilizan habitualmente en el proceso.

Tabla 1 – Composición química aleaciones

Aleación	Unidad	Cobre (Cu)	Plomo (Pb)	Zinc (Zn)	Hierro (Fe)
C27000	%	63/68.5	Max 0.09	Balance	Max 0.07
C38500		55/59	2.5/3.5	Balance	Max 0.35

Para este estudio, se obtuvieron tres muestras de mandriles en desuso: una de origen alemán (muestra S) y dos fabricadas en el taller de la empresa (muestras A y B) (ver fig. 2).

La muestra S presenta una zona de estricción, lo que indica que el mandril experimentó una tracción que superó la tensión última del material, el que se comportó en forma dúctil. Al observar la estricción, se realizó un análisis dimensional, determinando que la pieza sufrió una reducción de sección de aproximadamente un 15 % en la zona indicada.

En las muestras A y B, la diferencia de sección entre la zona de la falla y una zona intacta cercana es despreciable, lo que



Fig. 2: Mandriles fracturados

sugiere que la fractura fue frágil, sin evidencia de deformación plástica.

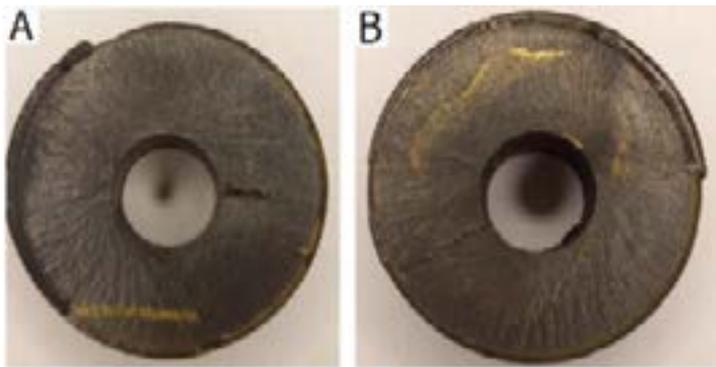


Fig 3: Superficie de fractura (Muestras A y B)

Para iniciar la caracterización de la superficie de fractura, se tomaron imágenes con lupa, observándose una superficie plana y brillante, con marcas de chevron a lo largo de toda la sección de rotura, características indicativas de una fractura frágil (ver fig. 3).

2.2 Formulación de hipótesis

Basado en el análisis preliminar de la falla y las primeras inspecciones visuales, se propusieron las siguientes hipótesis:

1. **Problemas relacionados con el material:**
 - o Material no correspondiente o fuera de Norma.
 - o Problemas en el diseño o en la ejecución del tratamiento térmico.
2. **Problemas en el proceso de fabricación:**
 - o Diseño inadecuado del componente.
 - o Proceso de fabricación incorrecto.
3. **Uso inadecuado del componente:**
 - o Falta de refrigeración o refrigeración insuficiente.
 - o Falla en la alineación.

En función de estas hipótesis, se determinaron los ensayos necesarios para confirmar o descartar las posibles causas de falla planteadas:

Para la hipótesis relacionada con el material, se definieron los siguientes ensayos preliminares:

- Análisis de la composición química de las muestras y comparación con la Norma de referencia.
- Ensayos mecánicos, incluyendo dureza Rockwell C, Charpy y tracción.

Para la hipótesis relacionada con el proceso de fabricación, se definieron los siguientes ensayos:

- Análisis del proceso de fabricación y de los tratamientos térmicos aplicados.
- Verificación del estado final de la pieza (dimensiones, acabados, posibles concentradores de tensiones, etc.).

Para la hipótesis relacionada con el uso del componente, se determinaron los siguientes análisis:

- Revisión de las temperaturas de uso y del sistema de refrigeración.
- Inspección del sistema de alineación del proceso.

3 Resultados y discusión

En este trabajo, se presentan únicamente los resultados de los ensayos que proporcionaron datos relevantes para el análisis.

3.1 Materia prima del punzón

Dado que el diseño original del mandril especifica una dureza diferenciada en dos zonas distintas, se establecieron como "cabeza" y "cuerpo" para su análisis (ver fig. 4)

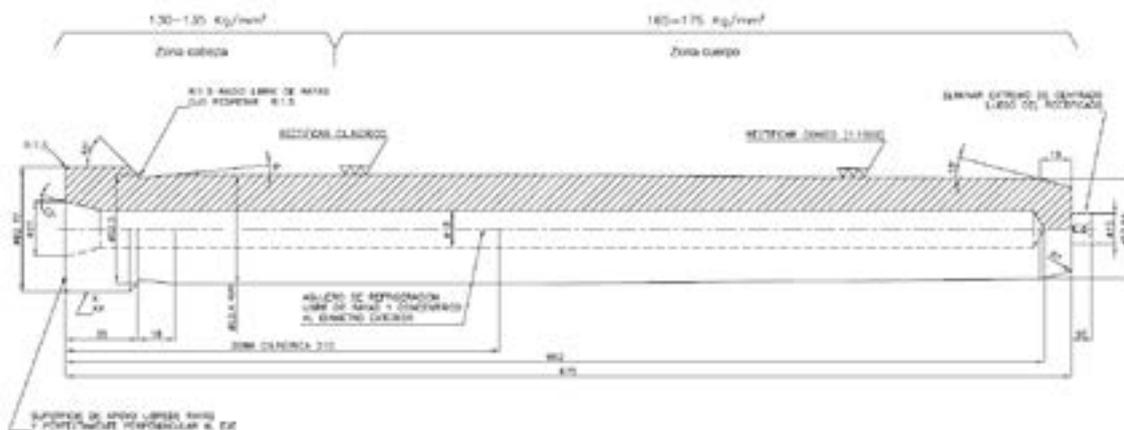


Fig. 4: Plano de fabricación del mandril y requisitos correspondientes

Tabla 2 – Resultados de las mediciones de dureza

Impro.	Muestra S			Muestra A			Muestra B		
	Cabeza	Dif %	Cuerpo	Cabeza	Dif %	Cuerpo	Cabeza	Dif %	Cuerpo
	HRc								
1	44	9.1%	48	43	18.6%	51	44	20.4%	53
2	43	9.3%	47	45	13.3%	51	44	20.4%	53
3	45	4.4%	47	44	13.6%	50	45	20%	54
Prom.	44	7.5%	47.3	44	15.2%	50.7	44.3	20.3%	53.3

Se identificó una diferencia de casi un 10% en las mediciones de dureza obtenidas en las muestras A y B en comparación con la muestra S en la zona cuerpo. Esta variación coloca a las zonas correspondientes por encima de lo especificado en el diseño del componente. Como resultado, la diferencia porcentual de dureza entre las distintas zonas de la pieza aumenta de menos del 10% a casi un 20% en promedio. Este incremento en la dureza conlleva una disminución de la tenacidad en dichas áreas. La dureza diferencial es necesaria para absorber posibles desviaciones que se produzcan durante el proceso de agujereado del tocho previo a la extrusión, y así evitar la rotura del mandril por flexión.

3.2 Proceso de fabricación y diseño

3.2.1 Diseño

El diseño del mandril presenta cambios de sección (ver fig. 4), pero incluye radios de encuentro diseñados con el fin de minimizar posibles concentradores de tensiones que podrían provocar su falla. Además, el plano de fabricación contiene anotaciones que detallan aspectos importantes relacionados con las terminaciones superficiales.

Si bien no especifica una medida de la rugosidad necesaria para este componente, sí indica que las superficies funcionales deben estar libres de rayaduras.

Asimismo, se establece que la superficie exterior del mandril debe poseer una conicidad de 1:1000 (es decir 0.06°). Esta conicidad debe ser verificada para asegurar que es suficiente para reducir los esfuerzos de tracción generados durante el proceso.

El plano también detalla requisitos diferenciales de resistencia a la tracción en distintas zonas del mandril, especificaciones que solo pueden cumplirse mediante un tratamiento térmico diseñado para este fin, que incluye un revenido adicional en la zona de fijación del mandril.

3.2.2 Calidad superficial interior

En el caso del orificio, es más complejo realizar mediciones de rugosidad y verificar el cumplimiento de la especificación del plano, que indica que la superficie no debiera presentar rayas que puedan generar fisuras. Sin embargo, al analizar las superficies de las secciones de fractura (muestras A y B), el seguimiento de las estrías muestra que todas convergen en un punto específico, donde se originó la falla del mandril [3].

Al enfocar la vista en la zona donde confluyen las líneas de fractura, se pueden observar marcas asociadas al proceso de mecanizado del orificio de refrigeración. Se determinó que la fisura que provocó la rotura del mandril se originó en un defecto de fabricación, el cual generó un concentrador de tensiones en esa zona.

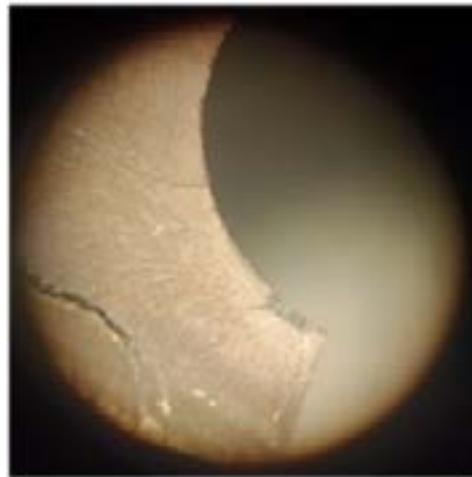


Fig. 5: Macrografía zona de fractura

A partir de este análisis, se puede inferir que la mejora de la calidad superficial podría prevenir la formación de concentradores de tensiones, los cuales parecieran ser la causa principal de las fracturas en los mandriles.

Además, se verificó que no se está cumpliendo con las especificaciones del plano, que requieren una superficie libre de rayas para el orificio de refrigeración. La presencia de estas rayas ha dado lugar a concentradores de tensiones, contribuyendo a la falla del componente.

3.3 Estado de la máquina y uso del herramental

Se ha observado que la máquina presenta desgastes propios de su antigüedad (1969). En cuanto a las cuestiones mecánicas, se realiza un mantenimiento periódico en el que se reemplazan guías o piezas del mecanismo que muestran signos de desgaste. No obstante, la antigüedad del equipo dificulta la obtención de repuestos nuevos. A pesar de su buen estado general, el equipo requiere ajustes periódicos debido a la variación de temperatura durante los cambios estacionales.

En lo que respecta al sistema de control, compuesto por mecanismos hidráulicos y electrónicos, se constató que está considerablemente desactualizado, lo que limita las opciones de regulación del proceso y provoca paradas prolongadas en caso de desgaste excesivo o fallas en los componentes del circuito. No es posible ajustar la velocidad de avance del material; solo se puede regular la presión del proceso, y no se controla la temperatura del contenedor o del

mandril. Aunque la lubricación utilizada ha permanecido sin cambios durante varios años, no es posible determinar su eficacia debido a la falta de parámetros medibles que indiquen si el esfuerzo del equipo aumenta con el tiempo, lo que podría sugerir la necesidad de mejorar la lubricación.

Con relación a los parámetros de utilización del herramental (temperatura, velocidades, lubricación, etc.), no se han producido modificaciones significativas que puedan sugerir que estos sean la causa de la rotura prematura de los mandriles.

4 Conclusiones

Tras este primer análisis del problema, se han identificado varias observaciones claves. En primer lugar, con relación al proceso de fabricación del mandril, se ha constatado que la condición superficial del agujero de refrigeración, resultante del proceso de perforación, presenta concentradores de tensiones que son potencialmente responsables de las fracturas frágiles observadas. Este defecto en la calidad superficial es crítico, ya que los concentradores de tensiones pueden actuar como iniciadores de grietas, reduciendo significativamente la resistencia del componente en condiciones de servicio.

En segundo lugar, respecto al tratamiento del material del mandril, se detectó que las muestras A y B exhibieron una dureza superior a la especificada. Esta dureza excesiva generó una variación porcentual de aproximadamente un 20% en las zonas de transición de dureza, las cuales coincidieron con las áreas donde se produjeron las fracturas. Este incremento en la dureza, sin una adecuada transición, reduce la tenacidad del material, haciéndolo más susceptible a fracturas bajo condiciones de estrés.

La combinación de ambos factores—un acabado superficial deficiente en el agujero de refrigeración y una dureza diferencial excesiva—se identifican como la principal causa de las fallas ocurridas en los mandriles analizados. Estos hallazgos subrayan la necesidad de mejorar tanto los procesos de acabado superficial como el control de dureza durante la fabricación para evitar futuras fallas similares.

Trabajos futuros

Se realizará la simulación computacional del proceso de extrusión directa de tubos de latón con el fin de establecer los factores de influencia sobre la carga actuante en el mandril [4], así como también se buscará determinar las zonas del mandril sometidas a mayores valores de tensión y su relación con la zona de falla.

Referencias

- [1] Abate G, Perez D, Martinez Kraemer D (2019). Determinación de las causas de un Defecto de Rayado en la Superficie de un Envase de Aluminio Extruido en Frío. Congreso 39 SENAFOR, Porto Alegre, Brasil
- [2] Abate G, De Ferrari N, Martinez Kraemer D, Bunte C (2016). Utilización de SIMUFACT.Forming para la reproducción y análisis por FEA de una falla en un proceso de extrusión en caliente de Titanio grado 2. Congreso 36 SENAFOR, Porto Alegre, Brasil
- [3] Campbell F (2012). Fatigue and Fracture: Understanding the Basics. ASM International. ISBN: 978-1-61503-976-0
- [4] Choi B, Moon I, Oh Y, Kang S, Kim S, Jung J, Kim J, Kim D, Lee H (2021). Die Design for Extrusion Process of Titanium Seamless Tube Using Finite Element Analysis. Metals, 11, 1338. DOI: 10.3390/met11091338

Machine Learning for Rapid Modeling of Material Displacement in Open Die Forging

Nikhil Vijay Jagtap, David Bailly

Keywords: Open die forging, machine learning, finite element method, displacement

1. Introduction

Open-die forging can be used to produce workpieces free of casting defects and with improved material properties such as toughness. In this type of hot forging process, the workpiece is formed locally through multiple incremental forming steps under simple die geometries. To achieve the desired geometry and material properties, the process plan is often designed in advance based on experience or different types of simulation.

The process complexity due to various thermomechanical interactions can be captured in different simulation methods such as finite element analysis (FEM). Although these methods provide high accuracy, they are slow, making them unsuitable for applications such as optimization or monitoring. Alternatively, various faster mathematical methods have been developed that are usually application-specific, relying on certain assumptions to ultimately produce faster results (Recker et al., 2011). Modern methods such as machine learning are investigated to build faster simulation models. (Kim et al., 2002) used artificial neural networks to calculate pass schedules in hot forging. Neural networks have also been used to predict propagation and establish relationships between the parameters of the function (Knap et al., 2004). Here, a new function was used to predict the spread of material under a forging stroke. In the previous work, Jagtap et al. (2024a) neural networks were used to predict the displacement of a forging stroke in the height direction for square cross section geometries. The model was trained on FE simulations and demonstrated resolution independence and good generalisation by performing node-by-node prediction.

Material displacement is one of the fundamental quantities that is important not only to evaluate the results such as equivalent strain, but also to plan the process by calculating the material spread in the intermediate increments. In this study, the data-driven model from (Jagtap et al. 2024a) is trained to predict material displacement in the direction of the width of a rectangular workpiece for different process parameters. Later, the results are compared with the average width calculated from the FE results and Tomlinson Stringer equation (Tomlinson and Stringer, 1959) for quenching and tempering steel 42CrMo4.

2. Methodology

Data from approximately 200 different FE simulations, corresponding to different combinations of process parameters, is collected to train the neural networks (Jagtap et al., 2024b). Three strokes are simulated for each process, and each process is defined by the height reduction and bite ratio of the strokes and the aspect ratio of the rectangular cross-section. For each simulation, a combination of process parameters is sampled from the range given in Table 1. The corresponding simulations have been set up in Simufact Forming 15.0. More information about the simulations can be found in (Jagtap et al., 2024b).

The results of the 3D simulations are then pre-processed to train the neural networks. The nodal positions are extracted from the 2D cross-section along the width plane for each stroke. The neural network is trained for the third stroke of each process, where the geometry before the stroke is the input and the deformed configuration is predicted by the model. Therefore, the input vector includes the three parameters corresponding to the process and geometry and the two coordinates of the node. The resulting output vector is two components of the displacement.

Table 1: Ranges of process variables for data collection sampling.

Variables	Range
α_0 - aspect ratio	0.9 to 1.5
x_b - bite ratio	0.3 to 0.9
ε_h - height reduction	5% to 26%

3. Preliminary results

The neural network is trained on about 800,000 input vectors corresponding to each node for all 200 simulations. To test the model, a different set of 54 simulations was used, which is not part of the training data. The process combinations and the position of the nodes in the test data are different from the training data but are in the same range. This is also to test the ability of the model to generalize the results rather than overfitting the input data.

The results for an example FE simulation are shown in Figure 1. The model predicts the third stroke successfully with an overall error of less than 1 mm. The root mean square error for the entire model is 0.2 mm. Although it indicates a good overall accuracy, the plots show that the errors are only concentrated in the deformation zone. The error in the local width (Figure 1c) which is calculated from the material displacement is also under 1mm with only a few points in the deformation zone with a larger error. Additionally, the entire prediction of the 4000 nodes took around 0.4 seconds.

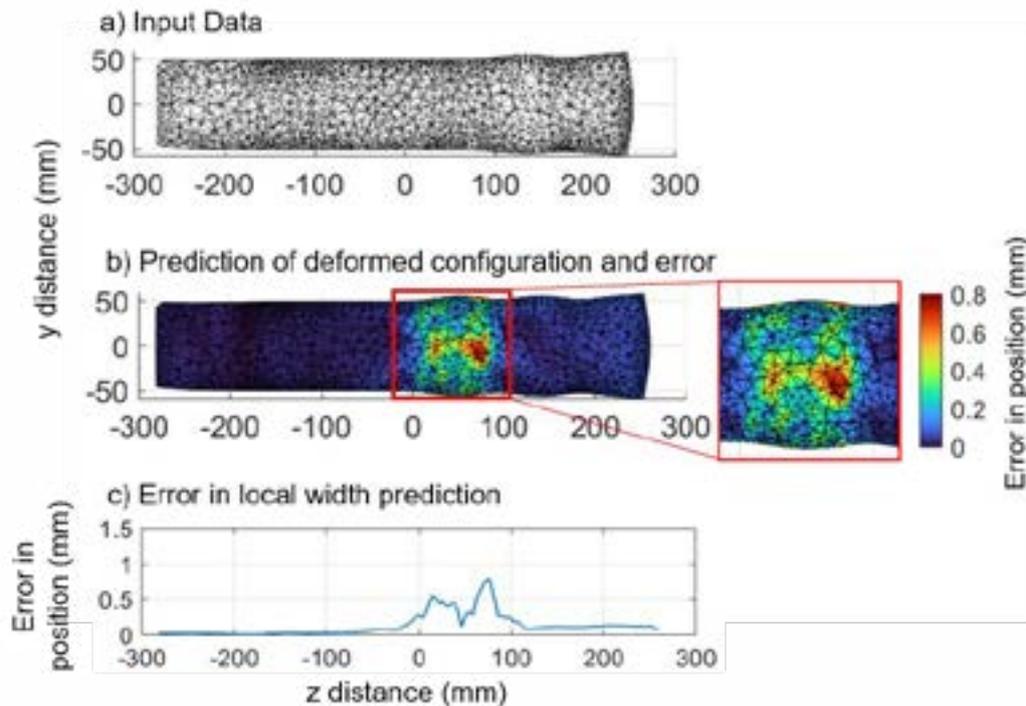


Figure 1: The input and predicted data for an example from the test dataset. The prediction error is overlaid on the predicted nodes. The width prediction is compared with the FE results.

In order to compare the results with the width calculation from the analytical or Tomlinson and Stringer equation, average width is calculated from the nodal predictions. Figure 2 compares the results of different prediction methods with FEM where the deviation of points from the line passing through the origin indicate larger errors. Although the results from the analytical equation follow similar trends in width, there is a shift in the values when compared to the FEM. This could be due to the choice of constants for the given material (Rosenstock, 2017). When compared to the deviations from the displacement model, the analytical equation has a higher deviation from the FEM.

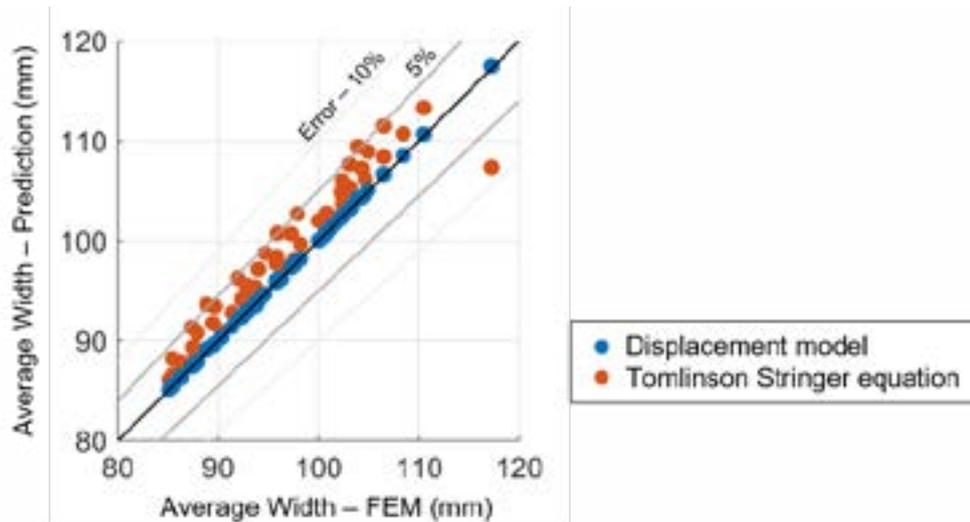


Figure 2: Comparison of analytical equation and neural network prediction with FEM.

In addition to a successful prediction of width, the model has also shown the ability to predict multiple strokes by running it in loops. However, the error in the first stroke is high and the prediction assumes the flow characteristics for a given temperature.

4. Conclusion

In this study, the neural networks are used to model the material displacement in the 2D plane for rectangular forging. The input data set for training the model consists of 200 FE simulations. The model successfully predicts a stroke in less than one second. The root mean square error of the prediction is less than 1%, with most of the error concentrated in the deformation zone. The model shows good spatial generalization and can be extended to 3D predictions in future work.

5. References

- Jagtap, N.V., Reinisch, N. and Abdusalamov, R. (2024a) *Open die forging simulation dataset: 2D cross-sections with equivalent strain values for various process parameters*.
- Jagtap, N.V., Reinisch, N. and Bailly, D. (2024b) 'Fast prediction of the material displacement in open die forging using neural networks', *Materials Research Proceedings*, Vol. 41 [online] <https://www.mrforum.com/product/9781644903131-253/>.
- Kim, P., Chun, M., Yi, J. and Moon, Y. (2002) 'Pass schedule algorithms for hot open die forging', *Journal of Materials Processing Technology*, 130-131, pp.516–523.
- Knap, M., Kugler, G., Palkowski, H. and Turk, R. (2004) 'Prediction of Material Spreading in Hot Open-Die Forging', *steel research international*, Vol. 75, No. 6, pp.405–410.
- Recker, D., Franzke, M. and Hirt, G. (2011) 'Fast models for online-optimization during open die forging', *CIRP Annals*, Vol. 60, No. 1, pp.295–298.
- Rosenstock, D. (2017) *Schnelle Prozessmodellierung, Online-Visualisierung und Optimierung beim Freiformschmieden*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen; Verlag Mainz.
- Tomlinson, A. and Stringer, J. (1959) 'Spread and elongation in flat tool forging', *Journal of the Iron and Steel Institute*.



Redução de tensão em ferramental de operação de extrusão para trás na conformação a frio

Theo Luis Silva ⁽¹⁾

Luciano Pinotti ⁽²⁾

Através da simulação, é possível analisar e prever o comportamento do material, as tensões e deformações durante a conformação, otimizando parâmetros como geometria da ferramenta, pressões aplicadas e sequência de operações. Este estudo de caso aborda a redução de tensão em uma matriz de conformação por extrusão para trás de um componente em aço carbono com diâmetro externo de 54mm, que sofre com uma baixa vida útil. São realizadas etapas experimentais e simulações para analisar as tensões na ferramenta e otimizar seu desempenho. Os resultados mostraram que a trinca na matriz ocorre devido à diferença de tensões entre o encarçamento e o trabalho durante a conformação. A análise dimensional do blank e das ferramentas, incluindo extrator, matriz e punção, foi realizada para definir o perfil da peça e as pressões de encarçamento. Em seguida, o processo original foi simulado usando análise por elementos finitos (FEA), considerando as dimensões do blank e a criação de malhas adequadas. Para a melhoria da ferramenta, foram feitas simulações variando o diâmetro da matriz. Através da análise dos dados, foi identificada uma opção otimizada para reduzir as tensões na região de maior tensão. Este estudo ressaltou a importância da análise das tensões durante o processo de conformação e da otimização da ferramenta para evitar a quebra da matriz e melhorar a qualidade das peças produzidas. A escolha adequada do diâmetro da matriz demonstrou ser um fator crucial para o sucesso do processo de encarçamento.

Palavras-chave: conformação, extrusão para trás, tensão, simulação, CAE.

Reduction of stress in operation tool for back-extrusion in cold forming

Through simulation, it is possible to analyze and predict the behavior of the material, stresses, and deformations during forming, optimizing parameters such as tool geometry, applied pressures, and operation sequences. This case study addresses the reduction of stress in a forming die matrix through reverse extrusion of a carbon steel component with an external diameter of 54mm, which suffers from a short service life. Experimental steps and simulations are conducted to analyze the stresses on the tool and optimize its performance. Results showed that die cracking occurs due to the difference in stresses between the blank and the working material during forming. Dimensional analysis of the blank and the tools, including the extractor, die, and punch, was performed to define the part profile and blanking pressures. The original process was then simulated using finite element analysis (FEA), considering the blank dimensions and creating appropriate meshes. For tool improvement, simulations were conducted varying the die diameter. Through data analysis, an optimized option was identified to reduce stresses in the high-stress region. This study highlighted the importance of analyzing stresses during the forming process and optimizing the tool to prevent die breakage and improve the quality of the produced parts. The appropriate choice of die diameter proved to be a crucial factor for the success of the blanking process.

Keywords: forming, back-extrusion, strain, simulation, CAE.

⁽¹⁾ Açopecas Ind. de Peças de Aço Ltda. (theo.silva@acopecas.com.br)

⁽²⁾ Açopecas Ind. de Peças de Aço Ltda. (pinotti@acopecas.com.br)

1. INTRODUÇÃO

O processo de fabricação de conformação mecânica é uma operação de extrema importância para todo o setor metalúrgico. A grande vantagem desse processo é a alta economia de matéria-prima devido à baixa perda de material, excelentes propriedades mecânicas e metalúrgicas e equipamentos de produção com muitas utilidades.

“Trata-se de um processo relativamente barato e capaz de fornecer uma enorme variedade de formas. Por outro lado, as peças podem facilmente apresentar defeitos como bolhas de ar e vazios ou rechupes caso o processo se encontre fora dos padrões de especificação” (COSTA; MIRA, 1985, p. 5).

Acerca destes temas, alguns autores vêm desenvolvendo trabalhos semelhantes no Brasil e no Mundo. Schmitt et al. (2013) desenvolveram em seu trabalho uma otimização de ferramenta que visava solucionar o problema de baixa durabilidade do punção. Utilizando a análise por elementos finitos, identificou-se a principal causa da falha prematura e aplicou-se uma solução que aumentou significativamente a vida útil do ferramental, obtendo sucesso no resultado.

Nesse sentido, esse trabalho tem como objetivo realizar a otimização da vida útil de uma ferramenta de extrusão indireta de uma empresa que atua no segmento de conformação a frio, localizada na cidade de Guabiruba em Santa Catarina, que hoje possui uma validade de aproximadamente 25 mil peças. Para isso, através da simulação com o auxílio de um software CAE encontrar as tensões envolvidas no processo.

1.1 Tensões no Processo de Conformação

“Um corpo quando submetido a um carregamento externo (devido à atuação de forças) dá origem ao surgimento de tensões na parte interna deste corpo e também junto às ferramentas” (SCHAEFFER, 2016, p. 20).

Shaeffer (2016) menciona que a quantificação da tensão que a ferramenta exerce sobre um determinado objeto a ser deformado servirá como informação para definir as propriedades da matriz e assim as tensões que ocorrem internamente fornecerão informações sobre possíveis defeitos no fluxo e conformação do material.

“Deve-se comparar a tensão equivalente (σ_{eq}) com a tensão de escoamento (σ_{esc}). Se a tensão equivalente for superior à tensão de escoamento, ocorre deformação plástica” (SCHAEFFER e ROCHA, 2007, p. 12). Uma forma de visualizar estas tensões durante o processo de conformação é através de uma simulação de elementos finitos. Na Fig. 2 pode-se perceber as tensões de escoamento e a tensão equivalente durante o processo de conformação.

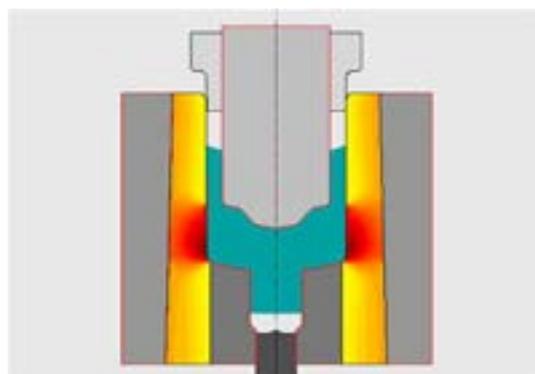


Figura 1. Tensões encontradas em uma ferramenta de conformação

Na simulação da Fig. 1, a tensão máxima ocorre na região em que o material se locomove na direção da matriz para em sequência fazer o movimento de avançar entre o punção e a matriz, essa área é representada na cor vermelha na matriz.

De acordo com Schuler (1998), em seu livro *Metal Forming Handbook*, o pré-esforço radial é gerado por meio de anéis de contração. Esses anéis têm um diâmetro interno menor do que o diâmetro externo correspondente do anel interno em uma dimensão selecionada (interferência). Ao manter o diâmetro externo inalterado, a pressão interna permissível pode ser aumentada em até 100% como resultado do anel de contração em comparação com um recipiente sem um anel de contração. Para uma determinada pressão interna permissível, o diâmetro externo do recipiente, ao usar anéis de contração, pode ser reduzido em cerca de 60%. Em máquinas de conformação com múltiplas estações, isso resulta em uma redução substancial nos diâmetros dos moldes, nas distâncias entre as estações, nas dimensões do suporte do molde e, assim, também no tamanho da base da máquina.

Isso funciona como justificativa para descrever a Fig. 2(a), que ilustra a distribuição de tensão teórica em um cilindro oco de peça única e paredes espessas (esquerda). No centro da Fig. 2(b), é ilustrado o design de ajuste por contração de duas partes e à direita utilizando três partes. Pode-se verificar através da Fig. 2(c) como é utilizado uma série de anéis encarcados para que a tensão de compressão na matriz localizada no centro da montagem possa ser superior a tensão de tração gerada durante a conformação da peça.

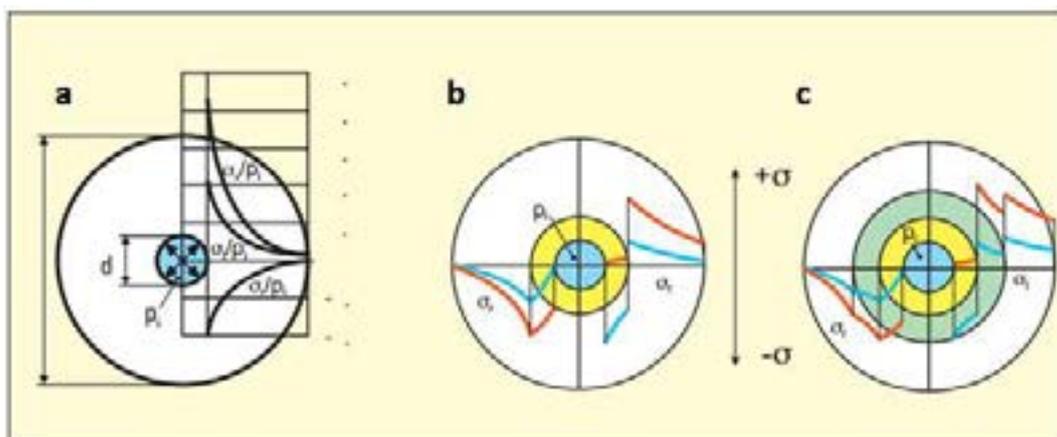


Figura 2. Distribuição de tensão teórica em conformação: (a) em um cilindro oco de peça única de paredes espessas, (b) um design de ajuste por contração de duas partes e (c) três partes

Nota-se que com a adição de anéis é possível alcançar um valor elevado de tensão de compressão utilizando uma tensão tangencial (σ_t) e tensão radial (σ_r) menor devido ao fato que na região de montagem entre as ferramentas ocorre uma queda significativa no valor.

De acordo com Roark e Young (1976) é possível identificar esta melhoria com a fórmula para vasos de paredes espessas sob carga externa constante representada na Eq. (1) tendo como referência de a Fig. 3.

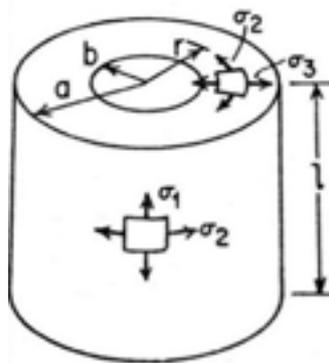


Figura 3. Disco cilíndrico referência fórmula para vasos de paredes espessas sob carga externa

$$\sigma_2 = \frac{-q a^2 (b^2 + r^2)}{r^2 (a^2 - b^2)} \quad \text{Eq. (1)}$$

Onde:

σ_2 – tensão normal na circunferência

q – pressão unitária

a – raio externo

b – raio interno

r – ponto em foco na análise

Utilizando a Eq. (2) que calcula a mudança no raio a na fórmula para vasos de paredes espessas sob carga externa, e para os casos que possuem esta informação é possível calcular o valor de q .

$$\Delta_a = \frac{-q a}{E} \left(\frac{a^2 + b^2}{a^2 - b^2} - \nu \right) \quad \text{Eq. (2)}$$

Onde:

Δ_a – tensão normal na circunferência

q – pressão unitária

a – raio externo

b – raio interno

E – módulo de elasticidade

ν – coeficiente de Poisson

1.2 Extrusão para Trás

“Neste processo o tarugo é pressionado dentro de uma cavidade fechada por um punção de área menor que a cavidade, de modo que o material seja forçado a escoar em volta do punção na direção oposta ao movimento do punção” (ALTAN, 1999, p. 12).

“Na extrusão inversa, os limites máximos de redução da área estão entre 70 e 75 % para aços de boa conformabilidade e, entre 50 e 55 %, para aços de baixa e média conformabilidade. Também são limitados pela resistência mecânica, as características dos materiais empregados nas ferramentas” (BICHINHO et al., 2016, p. 4).

Em seu trabalho, Schmitt et al. (2013) apresenta os métodos de cálculos para realizar a operação de retroextrusão se baseando pelas dimensões demonstradas na Fig. 4.

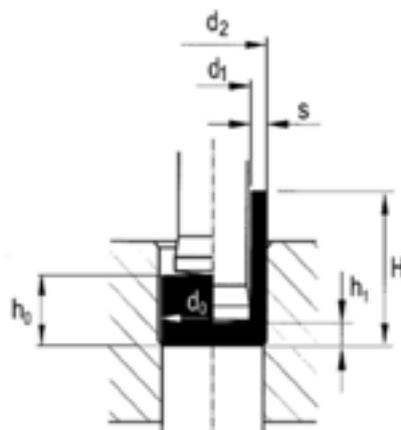


Figura 4. Dimensões para cálculos de retroextrusão

Onde:

d_0 – diâmetro externo do *blank*

d_1 – diâmetro externo do punção

d_2 – diâmetro interno da matriz

h_0 – altura inicial do *blank*

h_1 – menor altura final do *blank*

H – maior altura final do *blank*

S – espessura da lateral do *blank*

Com estas informações é possível determinar a deformação de altura, Eq. (3), e a tensão de escoamento no final da operação, Eq. (4), podendo assim analisar se os parâmetros estão dentro das exigências apresentadas anteriormente.

$$\varphi_2 = \ln \frac{h_0}{h_1} * \left(1 + \frac{d_1}{8S} \right) \quad \text{Eq. (3)}$$

Onde:

φ_2 – deformação na altura

h_0 – altura inicial do *blank*

h_1 – menor altura final do *blank*

d_1 – diâmetro externo do punção

S – espessura da lateral do *blank*



$$\sigma_{eqf} = C * \varphi h^n \quad \text{Eq. (4)}$$

Onde:

σ_{eqf} – tensão de conformação no final da operação

C – constante de conformação do material

φh – deformação em altura

n – grau de encruamento

2. METODOLOGIA

Nesta seção é apresentado todo o desenvolvimento do estudo de caso realizado na matriz de retroextrusão. As etapas estão descritas na Fig. 5.



Figura 5. Etapas do procedimento experimental

É realizada a análise da ferramenta após saída da máquina devido a falha no raio interno da matriz, em sequência são levantados através dos desenhos de processo os perfis de entrada e saída da peça na operação e, logo após, é necessário utilizar os desenhos do ferramental para que se possa inserir estas informações no *software Eesy-form* afim de gerar o valor de tensão equivalente máxima no corpo estudado.

Por fim é definido o método que será utilizado para gerar uma menor tensão no ponto desejado e através de algumas simulações com diversos perfis, são plotados em um gráfico os valores alcançados afim de identificar o melhor resultado para a necessidade atual.

2.1 Análise da Quebra

Na Fig. 6 é possível observar que a falha da matriz é ocasionada devido uma trinca que ocorre no raio que irá ser conformado na peça acabada. Na Fig. 7 é ilustrado como a trinca gerou uma ruptura por igual ao longo da peça para todas as direções axiais (direção do centro para fora), dando indícios que a causa provável é devido a diferença de tensões do encarcamento com o trabalho durante a conformação.



Figura 6. Imagem da trinca



Figura 7. Região de estouro

2.2 Perfil da Peça

Inicialmente, analisa se as dimensões do *blank* (Fig. 8) para que se possa inserir estas informações no *software*. Após o processo de conformação, a peça conformada deve ter as características apresentadas na Fig. 9.

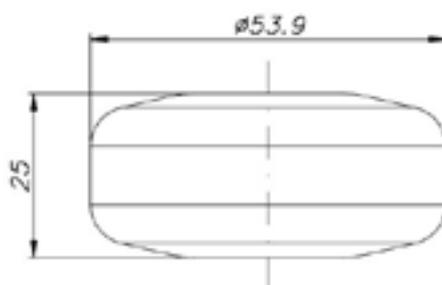


Figura 8. Dimensões do *blank* em milímetros

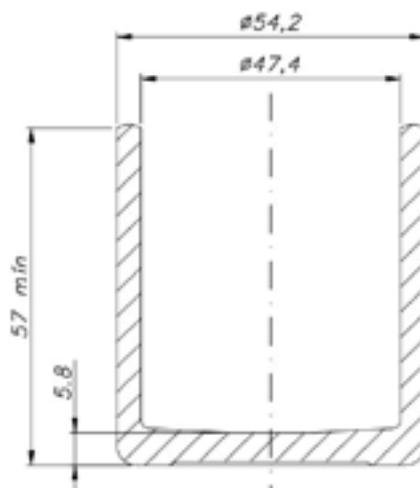


Figura 9. Dimensões da peça acabada em milímetros

Com estas informações é possível determinar a deformação em altura, Eq. (1) e a tensão de escoamento no final da operação, Eq. (2), descritos na Tabela 1, afim de aproximar as tensões de compressão necessárias que o encarcamento deve gerar.

Deformação em altura (φ_2)	Tensão de escoamento no final da operação (σ_{eqf})
4,01	736,85 MPa

Tabela 1. Deformação em altura e tensão de escoamento da peça em estudo

2.3 Dimensional da Ferramenta

Nessa seção é observado o dimensional de todas as ferramentas que conferem o perfil na peça (extrator, matriz e punção), assim como as pressões de encarcamento de matriz, anel intermediário e carcaça do conjunto demonstrado na Fig. 10.

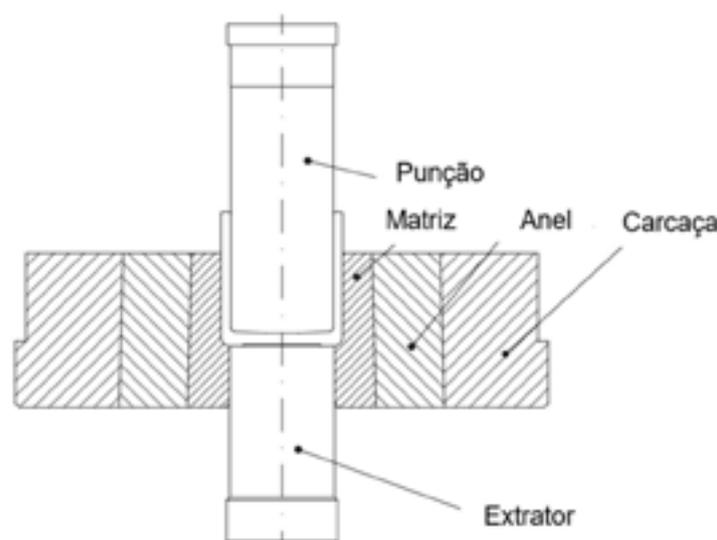


Figura 10. Conjunto do recalque do pistão

Para a definição do conjunto no *Eesy-form* é necessário criar o perfil de acordo com o desenho técnico do extrator, matriz e punção.

Com o dimensional da matriz é possível calcular os valores de pressão unitária na montagem e o valor de tensão normal na circunferência descritos na Tabela 2, afim de identificar a tensão de compressão atuando na matriz e em sequência comparar com os valores gerados pelo *Eesy-form* posteriormente.

Pressão unitária (q)	Tensão normal da circunferência na matriz (σ_2)
-562,31 N/mm ²	2031,55 MPa

Tabela 2. Pressão unitária e tensão normal da circunferência na matriz com 81,12mm

O valor negativo na pressão demonstra uma compressão e o ponto de medição da tensão normal é no diâmetro de 54,2mm local aonde se inicia a falha da ferramenta.

2.4 Simulação do Processo Original

Para fazer corretamente a simulação desejada deve-se preencher todos os campos do menu apresentado no *software*, ilustrado na Fig. 11. Inicialmente inseriu-se as dimensões do *blank*

para que na sequência possa ser definido o tamanho de cada elemento de quatro lados que geram a malha, no caso em questão é utilizado o valor de 0,85mm já que a parede da peça final tem 3,4mm e o desenvolvedor do *software* recomenda que na menor espessura caibam no mínimo 2 elementos. Na mesma linha de definição de malha é definido o *remeshing* que será uma reformulação do tamanho da malha caso aconteça a necessidade de diminuir o tamanho do elemento, mas como é uma peça de perfil simples mantem-se em 0,5mm o tamanho do elemento. Por último nesta etapa é necessário inserir os dados do material da peça em estudo.



Figura 11. Menu de definição do *Easy-form*

Na sequência são inseridos os perfis do extrator, da matriz e do punção juntamente com as posições dos mesmos no início da operação. Após estarem posicionados é definido o curso das ferramentas móveis, neste caso em questão é apenas o punção que se desloca, e também é definido a quantidade de incrementos que serão *plotados* ao final da simulação.

Para conseguir analisar as tensões na matriz é necessário habilitar o recurso de ferramenta elástica que irá ser responsável por inserir o anel intermediário e a carcaça colocando as medidas externas e o valor em milímetros da interferência entre as ferramentas, neste caso é de 0,5mm, ilustrado na Fig. 12.

Diâmetro interno dado	Diâmetro de montagem D1	Diâmetro de montagem D2	Diâmetro de montagem D3	Diâmetro externo
	73.59 mm	146.00 mm	mm	230.00 mm
	Interferência S1	Interferência S2	Interferência S3	
	0.500 mm	0.500 mm	mm	
Material	Aço ferrítico	Aço ferrítico		Aço ferrítico
Coefficiente de Poisson:	0.30	0.30		0.30
Módulo de Young	211000.	211000.		211000.

Figura 12. Dados das ferramentas elásticas

A partir da definição dos parâmetros pode-se realizar a simulação do processo de conformação. A Fig. 13 apresenta o início do processo antes de realizar a conformação da peça em análise.

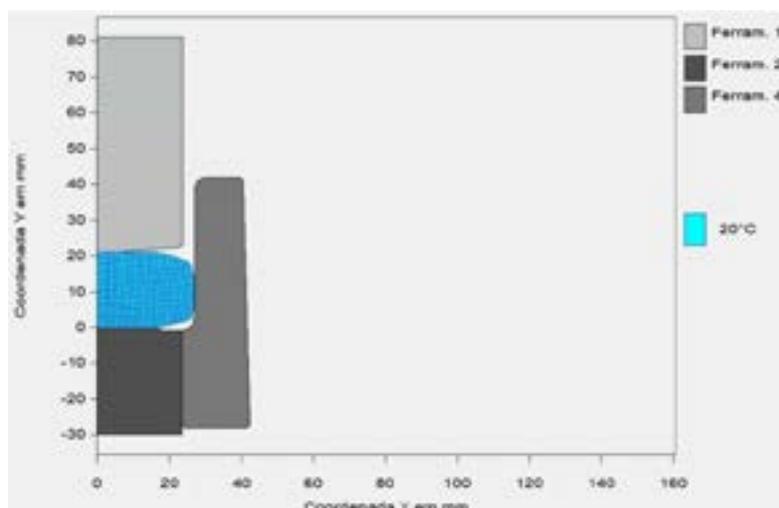


Figura 13. Início da simulação do processo

Uma vez realizada a simulação, obtém-se o valor do sigma equivalente na função de ferramenta elástica. Analisando o resultado da simulação, pode-se observar uma região em que tensão atinge um valor aproximado de 2019 MPa. Nesta região ocorre a trinca, onde a tensão máxima ultrapassa a tensão de escoamento do material da ferramenta, como é ilustrado na Fig. 14.

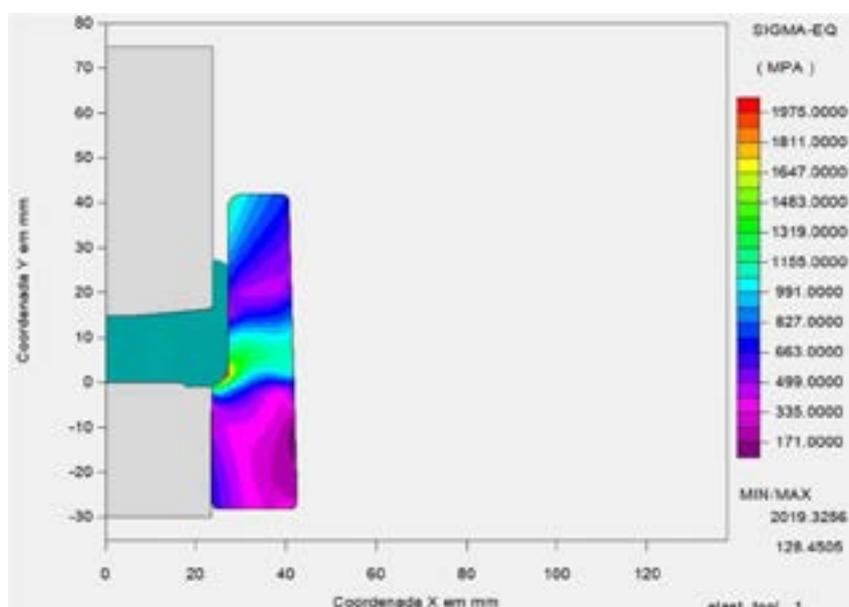


Figura 14. Momento de maior tensão na matriz com 81,12mm

2.5 Otimização da Ferramenta

Como o perfil interno da matriz e a face do extrator não podem ser alterados a tentativa de melhoria se baseou na modificação do diâmetro externo da matriz. Como forma de melhorar a geometria da ferramenta, realizou-se simulações modificando-se a dimensão simbolizada com “ ϕ ”A” ilustrado na Fig. 15. O objetivo deste processo é encontrar uma curva demonstrando a medida ideal para que a matriz alcance o menor valor de tensão equivalente possível.

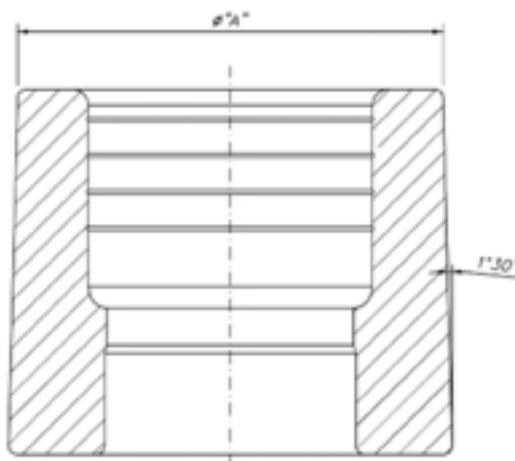


Figura 15. Detalhamento da matriz

Como forma de analisar o melhor modelo realizou-se uma série de simulações com os diâmetros alterados, mantendo-se todo o restante de informação aqueles valores utilizados no item “3.4 Simulação do Processo Original”, para que os resultados estejam todos sobre as mesmas condições.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção apresenta-se os resultados das simulações aplicando-se as etapas apresentadas nos procedimentos experimentais. Com base em estudos e experimentos realizados, verificou-se que a utilização de diferentes diâmetros de matriz influencia diretamente na qualidade dos resultados obtidos no processo de encarçamento. Diante disso, analisou-se 10 estudos de caso, aplicando-se o processo de simulação com diâmetros entre 67mm e 80mm. O objetivo é avaliar qual diâmetro de matriz irá impactar na menor tensão equivalente na região em foco como ilustra a Fig. 16 onde se localiza na esquerda uma simulação com diâmetro de 67mm e na direita uma de 80mm.

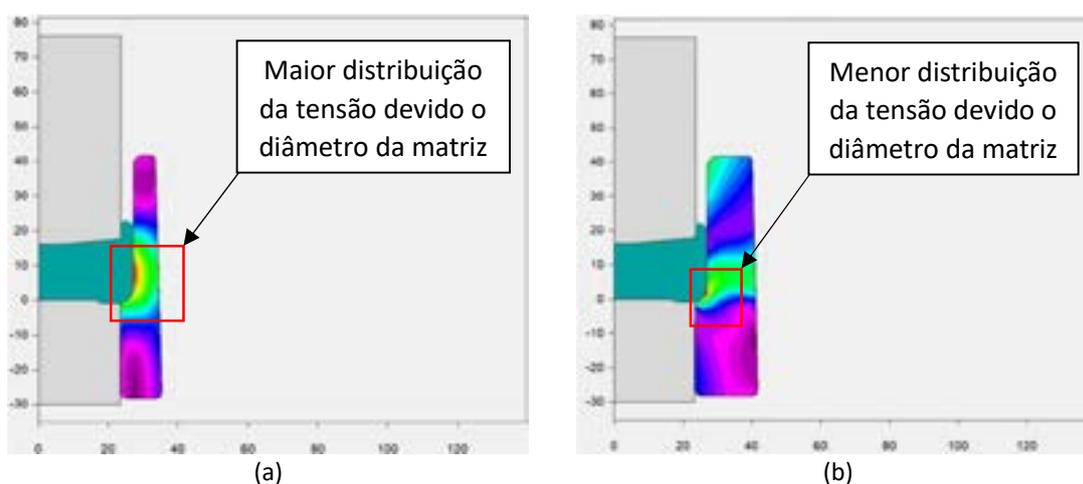


Figura 16. Demonstração de diferença da tensão pela modificação do diâmetro da matriz: a) com 67 mm e b) com 80 mm

Após a análise dos dados, obteve-se os resultados apresentados no Gráfico 1, indicando que a partir do diâmetro de 67mm ocorre um elevado pico de tensão na matriz durante a conformação como ilustra a Fig. 17.

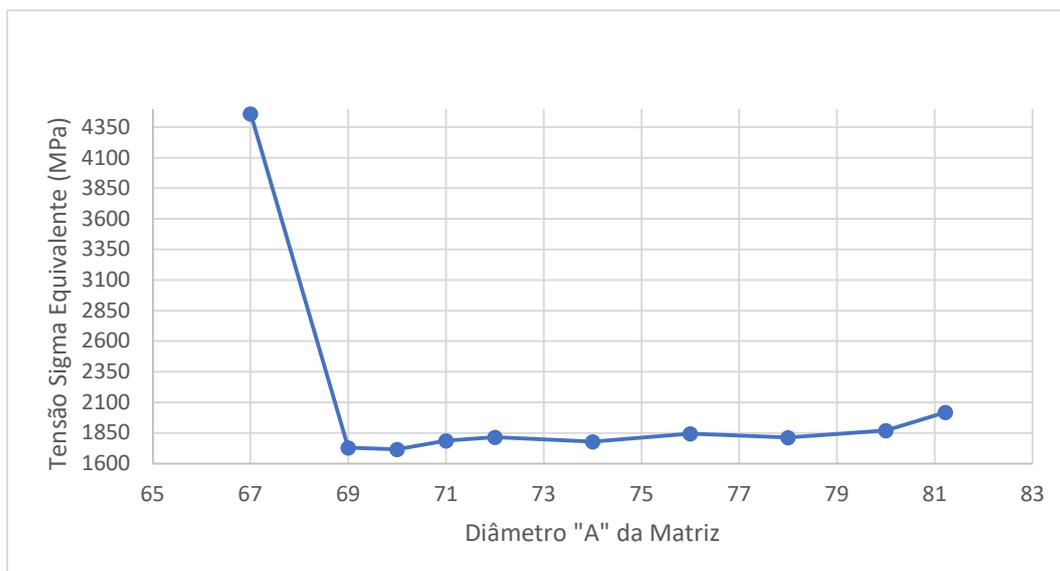


Gráfico 1. Análise de tensões/diâmetro

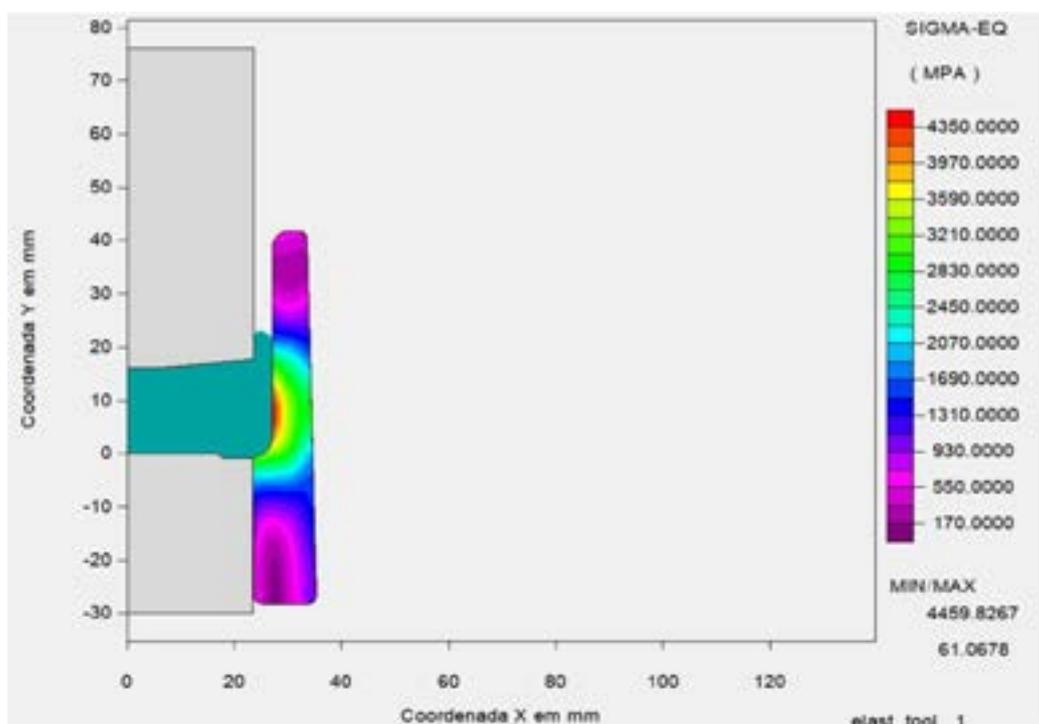


Figura 17. Momento de maior tensão na matriz com 67mm

Com estes resultados, é isolado o ponto que difere no estudo gerando assim o Gráfico 2. Desta forma obtêm-se uma melhor visibilidade dos valores encontrados, indicando que o melhor resultado é atingido do com uma matriz de 70mm de diâmetro.

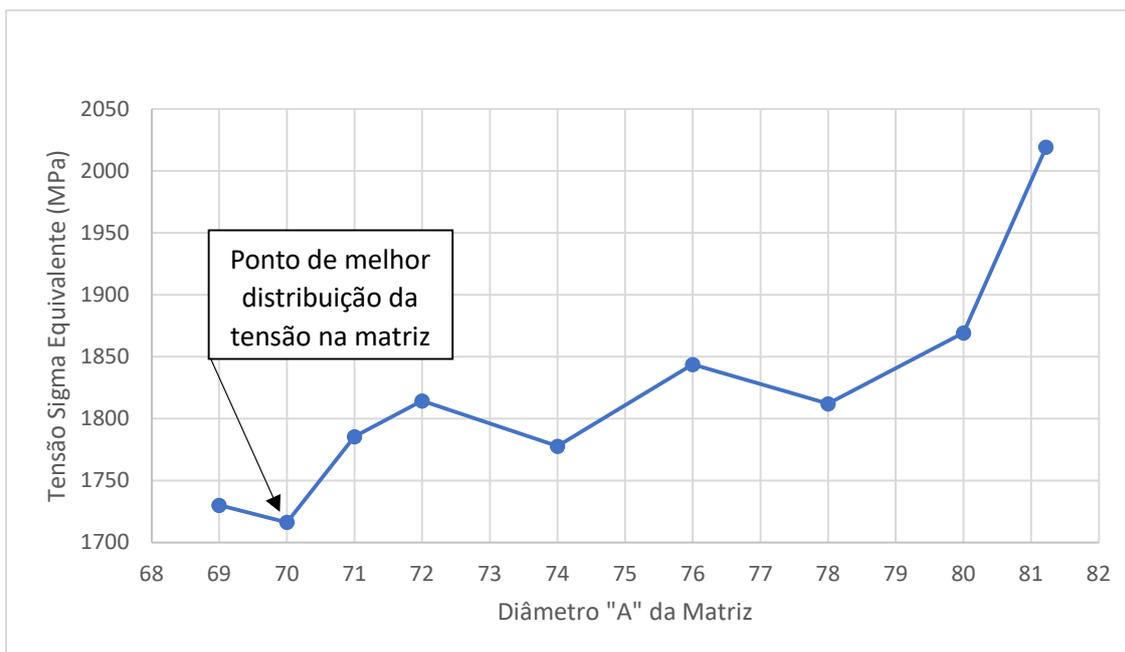


Gráfico 2. Análise de tensões/diâmetro

É importante observar que a escolha do diâmetro adequado de matriz é um fator crucial para a obtenção de uma boa qualidade no processo de encarçoamento. Isso se deve ao fato de que o aumento das tensões geradas durante a montagem da estrutura pode influenciar diretamente nos resultados, como evidenciado pela Fig. 18. É possível perceber a partir dos resultados, que a maior tensão atingida é de aproximadamente 1716,34 MPa.

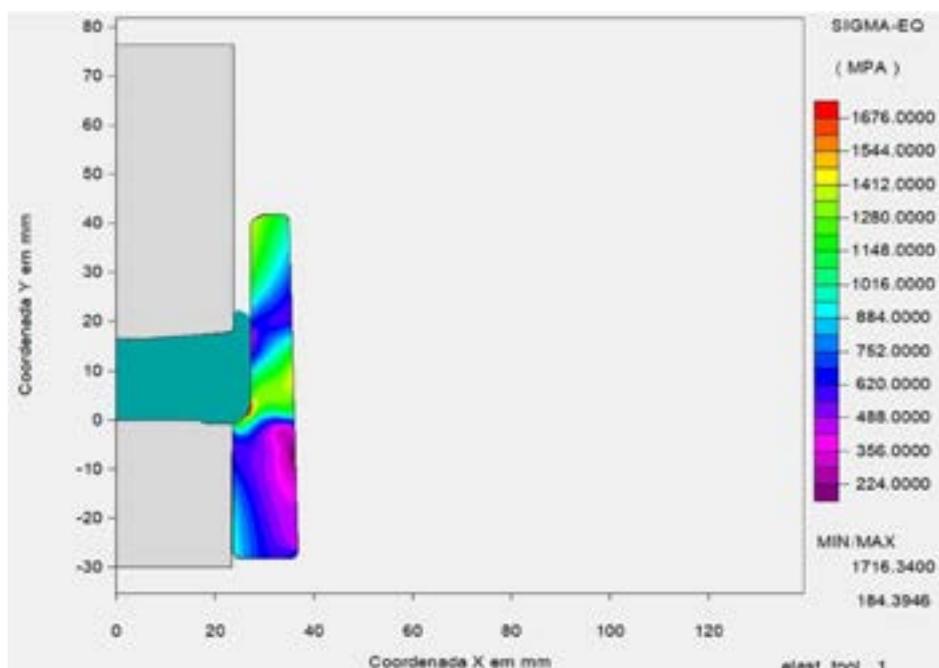


Figura 18. Momento de maior tensão na matriz com 70mm

Esse fenômeno se dá devido a distribuição de tensão teórica em um cilindro oco, onde a pré-tensão radial é gerada por anéis de encolhimento, o que aumenta a pressão interna permitida. Quando a tensão de compressão equivalente exceder a resistência à tração, ocorrem



deformações plásticas na parede interna do recipiente, ou seja, o deslocamento do material da peça.

Com isso são realizados novamente os cálculos com as fórmulas para vasos de paredes espessas sob carga externa constante afim de analisar se ao diminuir o diâmetro da matriz a tensão de compressão no diâmetro de 54,2mm aumenta, gerando assim a Tabela 3.

Pressão unitária (q)	Tensão normal da circunferência na matriz (σ_2)
-408,00 N/mm ²	2037,54 Mpa

Tabela 3. Pressão unitária e tensão normal da circunferência na matriz com 70mm

Desse modo, é possível afirmar que a escolha adequada do diâmetro de matriz é um elemento fundamental para o sucesso do processo de encarcação. Com base nos resultados obtidos nas simulações, é recomendável que se utilize uma matriz de 70 mm de diâmetro para se obter as melhores conclusões possíveis para uma maior vida útil da ferramenta.

4. CONCLUSÃO

O estudo de caso realizado neste trabalho apresentou uma análise da quebra da matriz de retroextrusão e sua relação com as diferenças de tensões durante a conformação da peça, aplicando-se o processo de simulação com diâmetros entre 67mm e 80mm.

Através das etapas do procedimento experimental, realizou-se a coleta de dados de tensões da ferramenta e a definição do perfil com a menor tensão na região de trinca. Através deste estudo, observou-se que a quebra da matriz é gerada devido a uma trinca que ocorre no raio interno da matriz que gera o perfil da peça acabada. O estudo também apresentou o perfil da peça e o dimensional de todas as ferramentas que imprimem o perfil na peça, bem como a simulação do processo original e a otimização da ferramenta.

Os resultados obtidos pela simulação indicaram uma tensão aproximada de 1716,34 MPa na região que ocorre a trinca da matriz, o que mostra a importância da melhoria da ferramenta para minimizar essas tensões e prevenir a quebra. No entanto, a melhoria da ferramenta deve ser realizada nas dimensões externas, uma vez que o perfil interno da matriz e a face do extrator não podem ser alterados.

Com isso em vista sugere-se adicionar um segundo anel intermediário gerando uma nova ferramenta montada pelo processo do encarcação entre o anel atual e a carcaça afim de aumentar a compressão sobre a matriz sem a necessidade de aumentar o externo da carcaça.

Por fim, o estudo de caso apresentado neste trabalho mostrou a importância da análise de tensões durante a conformação de peças e da otimização da ferramenta para evitar a quebra e melhorar a qualidade da peça acabada.

REFERÊNCIAS

ALTAN, Taylan; OH, Soo-Ik; GEGEL, Harold L.. **Conformação de metais: fundamentos e aplicações**. 1. São Carlos: RiMa Artes e Textos, 1999.

CAMPOS, Luiz Felipe Mendes. **Análise de Melhoria em Projeto de Matriz de Extrusão, Quando se utiliza software CAE-CFD (control fluid dynamics) no seu desenvolvimento**: um estudo de caso na CooperStandart Automotive. 2015. 34 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Universitário do Sul de Minas Unis Mg, Varginha, 2015. Disponível em:



Açopecas Industria de Peças de Aço Ltda.
43º SENAFOR
27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil



<http://192.100.247.84/bitstream/prefix/1591/1/Luiz%20Felipe%20Mendes%20Campos%20155974.pdf>. Acesso em: 25 maio 2023.

CETLIN, Paulo Roberto; HELMAN, Horacio. **Fundamentos da conformação:** mecânica dos metais. 2. São Paulo: Artliber Editora, 2015.

COSTA, Hélio de Brito; MIRA, Fausto Moreno de. **Processos de fabricação:** conformação mecânica dos metais. 1. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina, 1985.

DUARTE, Alisson. **Forjamento e extrusão:** casos usando simulação computacional. 1. Belo Horizonte: Sixpro, 2022.

FOLI, C. R. M., MENEZES, M. A., MOREIRA FILHO, L. A.. **Cálculo da força total de conformação através de simulação numérica de tubos de parede fina utilizando elastômero.** 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF, Caxias do Sul, 2011.

LIEWALD, Mathias. **New developments in forging technology 2011.** Stuttgart: Institute for Metal Forming Technology, 2011.

LIEWALD, Mathias. **New developments in forging technology 2015.** Stuttgart: Institute for Metal Forming Technology, 2015.

LIEWALD, Mathias. **New developments in forging technology 2017.** Stuttgart: Institute for Metal Forming Technology, 2017.

LOPES, Juliana Feletto Silveira Costa. **Avaliação de processos de deformação plástica, recristalização e envelhecimento de ligas Ti-Nb.** 2010. 131 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

MAEDO, Michael Andrade. **Simulação computacional por elementos finitos de múltiplas fissuras em sólidos usando técnica de fragmentação da malha.** 2015. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”, Bauru, 2015. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/bitstream/handle/11449/132634/000852286.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Acesso em: 25 maio 2023.

ROARK, Raymond J.; YOUNG, Warren C.. **Formulas for stress and strain.** 5. Singapura: McGraw-Hill, 1976.

ROCHA, Otávio Fernandes Lima da. **Conformação mecânica.** Belém: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, 2012. Disponível em: http://redeotec.mec.gov.br/images/stories/pdf/eixo_ctrl_proc_indust/tec_metal/conform_mec/161012_confor_mec.pdf. Acesso em: 25 maio 2023.

SALÃO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA, 12., 2011, Porto Alegre. **Análise estática por elementos finitos do processo de extrusão direta através do software ProEngineer.** Porto Alegre: Pucrs, 2011. Disponível em: <https://ebooks.pucrs.br/edipucrs/anais/SIC/XII/XII/5/4/2/1/2.pdf>. Acesso em: 25 maio 2023.

SCHAEFFER, Lirio; ROCHA, Alexandre da Silva. **Conformação mecânica:** cálculos aplicados em processos de fabricação. 1. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2007.

SCHAEFFER, Lirio. Importância dos processos de manufatura por conformação mecânica para o Brasil. **Revista Thema**, [S.L.], v. 19, n. 1, p. 1-2, 31 mar. 2021. Instituto Federal de Educacao,



Aço Peças Industria de Peças de Aço Ltda.
43º SENAFOR
27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil



Ciencia e Tecnologia Sul-Rio-Grandense. <http://dx.doi.org/10.15536/thema.v19.2021.editorial>. Disponível em: <https://periodicos.ifsul.edu.br/index.php/thema/article/view/2373>. Acesso em: 25 maio 2023.

SCHAEFFER, Lirio. **Manufatura por conformação mecânica: projetar-fabricar-utilizar**. 1. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2016.

SCHULER. **Metal forming handbook**. Berlim: Springer, 1998.

SENAFOR, 26., 2006, Porto Alegre. **Anais da 10ª conferência internacional de forjamento**. Porto Alegre: Gráfica Calábria, 2006.

SENAFOR, 32., 2012, Porto Alegre. **Anais da 16ª conferência internacional de forjamento**. Porto Alegre: Gráfica Calábria, 2012.

SENAFOR, 33, 2013, Porto Alegre. **Otimização de processo de conformação**

Utilizando: método de simulação por elementos finitos. Porto Alegre: Cbcm-Metalforming, 2013. Disponível em: <http://www.cpmgmbh.de/files/2013-10-PA12.pdf>. Acesso em: 25 maio 2023.

SENAFOR, 36, 2016, Porto Alegre. **Estudo do processo de forjamento a frio para um componente pistão de freio**. Porto Alegre: Cbcm-Metalforming, 2016. Disponível em: <http://www.cbcm-metalforming.com/publicacoes/2016/Estudo%20do%20processo%20de%20forjamento%20pistao%20de%20freio..pdf>. Acesso em: 25 maio 2023.

SOUZA, Adriano Fagali de; ULBRICH, Cristiane Brasil Lima. **Engenharia integrada por computador e sistemas: CAD/CAM/CNC - princípios e aplicações**. São Paulo: Artibler, 2009.



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
 27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de
 Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDR

26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
 Conference / 10th BrDDR Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
 13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

INFLUÊNCIA DA TREFILAÇÃO NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DE PREGOS FORJADOS

WIRE DRAWING INFLUENCE ON MECHANICAL RESISTANCE OF FORGED NAILS

Darlan Vale Bayão ⁽¹⁾
 Matheus Elias Souza Nascimento ⁽¹⁾
 Geraldo Magno Mól Ferreira ⁽¹⁾
 Pollyanna Aparecida da Silva Araujo ⁽¹⁾
 Leone Arthur Mattos ⁽¹⁾
 Welliton Hermes de Aquino ⁽¹⁾
 Glauber Heleno Lula Mendes ⁽¹⁾
 João Pedro Moreira Silva ⁽²⁾
 Alisson S. Duarte ⁽²⁾

RESUMO

A trefilação é um processo essencial na produção de arames para pregos forjados utilizados na construção civil. A dureza final dos arames trefilados a frio, sem tratamento térmico subsequente, é diretamente impactada pelos parâmetros de trefilação. Assim, o controle rigoroso desses parâmetros é fundamental para garantir as propriedades mecânicas ideais no produto final, assegurando o desempenho dos pregos em aplicações práticas. Este estudo busca otimizar esses parâmetros por meio de ensaios mecânicos e simulação computacional utilizando o software QForm UK. A simulação do processo de forjamento da cabeça dos pregos

⁽¹⁾ ArcelorMittal Aços Longos

⁽²⁾ SIXPRO Virtual&Practical Process

em conjunto com a simulação do golpe de um martelo, indicaram que pregos produzidos com arames trefilados com maiores semi-ângulos apresentam maior resistência à flambagem sob impacto repetido. Os resultados indicam melhorias significativas na dureza final do material, contribuindo para a eficiência do processo e a confiabilidade do produto.

Palavras-chave: Trefilação, Forjamento, Prego, Dureza, Encruamento, Simulação, Elementos Finitos

ABSTRACT

Wire drawing is an essential process in the production of wires used for forged nails in the construction. The final hardness of cold-drawn wires, without subsequent heat treatment, is directly affected by the drawing process parameters. Therefore, strict control of these parameters is crucial to ensure the ideal mechanical properties in the final product, guaranteeing the performance of the nails in practical applications. This study aims to optimize these parameters through mechanical testing and computational simulation using QForm UK software. The simulation of the nail head forging process combined with the simulation of a hammer strike, indicated that nails produced with wires drawn at larger die semi-angles exhibit higher resistance to buckling under repeated impacts. The results show significant improvements in the final hardness of the material, contributing to the process efficiency and the product's reliability.

Keywords: Wire drawing, Forging, Nail, Hardness, Strain hardening, Simulation, Finite Elements

1. INTRODUÇÃO

As propriedades mecânicas de um elemento de fixação permanente são de extrema importância para garantir a vida útil de estruturas construídas a partir da ligação de dois ou mais componentes. Uma vez que a fixação permanente é projetada para permanecer no lugar de forma estável, utilizar fixadores abaixo da especificação técnica pode gerar riscos não só a integridade de um projeto, mas também representa um risco a vida. Dessa forma, pregos, amplamente utilizados na construção civil, precisam estar dentro dos parâmetros de resistência, para suportar a carga de impacto aplicada e permanecer íntegro em sua aplicação.

A princípio os pregos, comumente comercializados no mercado são produzidos a partir de arames trefilados de aço [1]. A trefilação por sua vez, consiste em um dos processos mais antigos de conformação mecânica, onde a matéria prima é forçada a passar por uma matriz que lhe dá forma e um bom acabamento superficial [2]. Dessa maneira, assim como todos os processos de conformação mecânica a frio, o material deformado plasticamente sofre alterações em suas propriedades mecânicas, devido ao encruamento inerente ao processo [3]. Esse encruamento é evidenciado pelo significativo aumento da deformação plástica no perfil trefilado, como mostrado na Figura 1. A composição química do material, o seu histórico de processamento e os parâmetros de processo, como a velocidade de deformação e o semi-ângulo da fiação, influenciam na força de trefilação e na resistência mecânica do trefilado. Embora o semi-ângulo ótimo (α_{opt}) seja correlacionado com menores forças de trefilação (Figura 2), ele pode não ser o mais eficiente para a obtenção de um encruamento elevado [4].

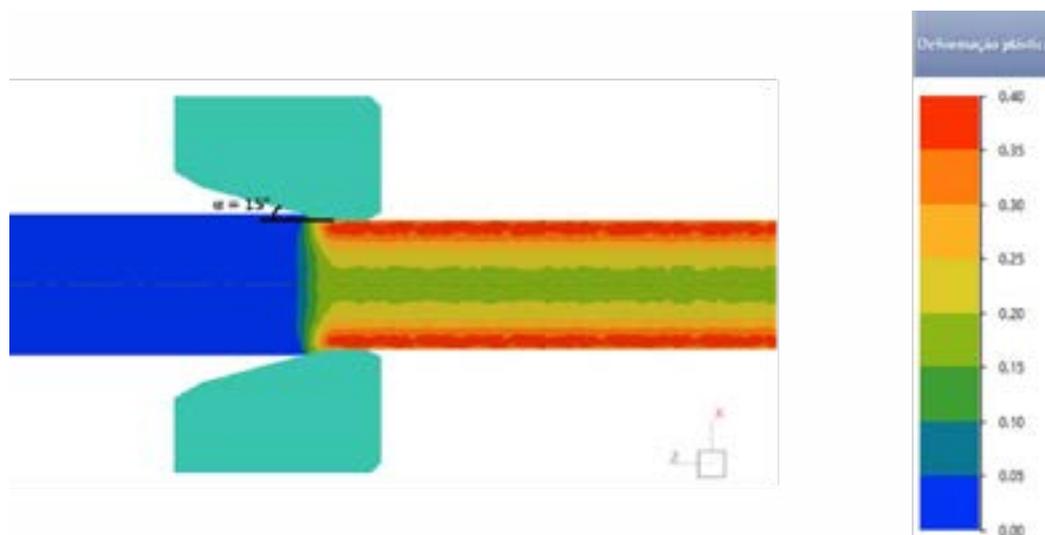


Figura 1 – Simulação da deformação plástica em perfil trefilado (seção longitudinal) [5].

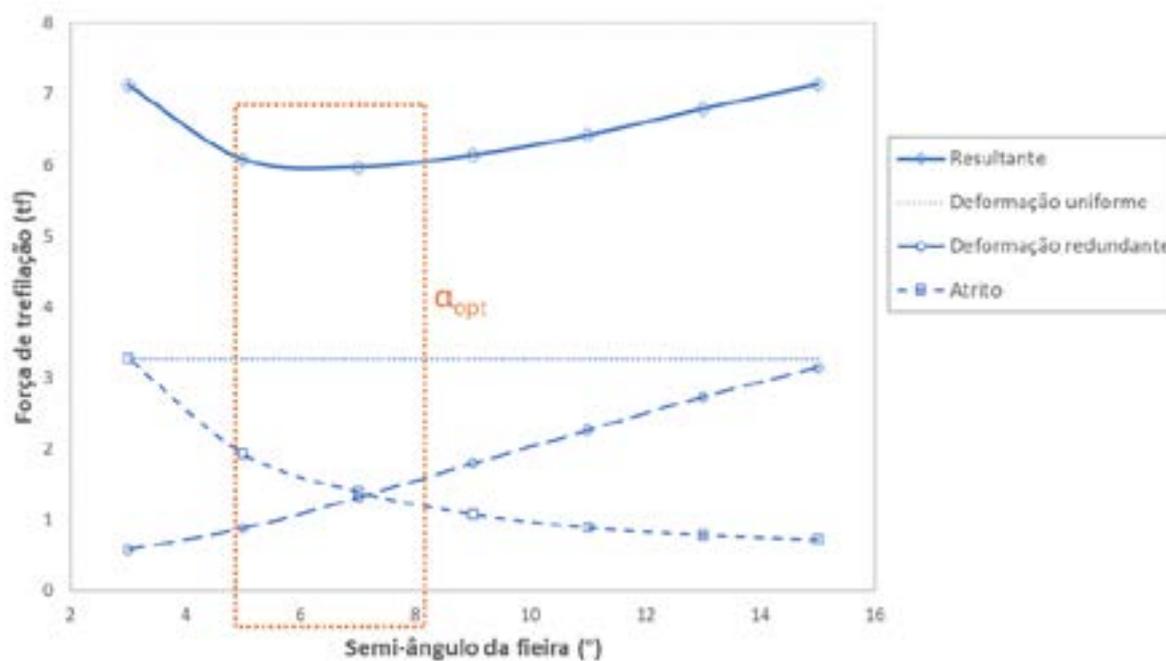


Figura 2 – Força de trefilação resultante e suas componentes em função do semi-ângulo da fiação para um perfil redondo de aço [adaptado;5].

A escolha do material no que se refere a propriedades as propriedades mecânicas desejadas ao fim do processo, é essencial para compreensão dos fenômenos que influenciam o estado final do componente em cada etapa do processo de manufatura que envolve transformação mecânica [6]. Assim, o processo de produção do arame trefilado, utiliza como matéria prima o fio-máquina (FM) laminado a quente. Após a laminação, o FM chega na trefilaria e parte para o processo de trefilação multipasses, conforme as Figuras 1 e 2.

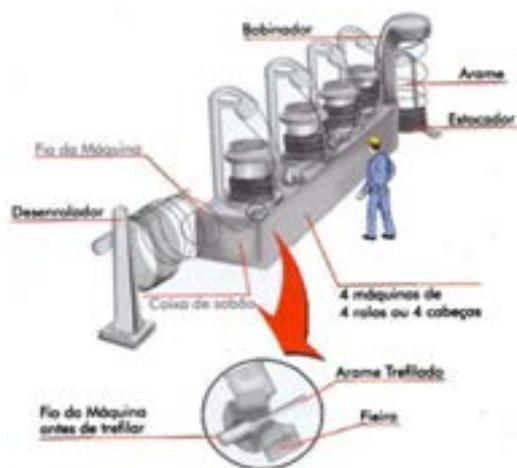


Figura 1 – Processo de trefilação multipasses [7]. **Figura 2** – Fotografia do processo de trefilação [8].

A etapa do processo de trefilação multipasses, responsável pela redução de bitola e alongamento do comprimento do Fio Máquina, é composta por uma série de reduções em ferramentas ou “matrizes”, chamadas de feiras. Os componentes desta etapa podem ser vistos na Figura 3. É importante mencionar que, logo no início da trefilação, a matéria prima passa por um processo de “decapagem mecânica”, momento em que o aço sofre tensões consideráveis a fim de remover da superfície a oxidação, conhecida como carepa.

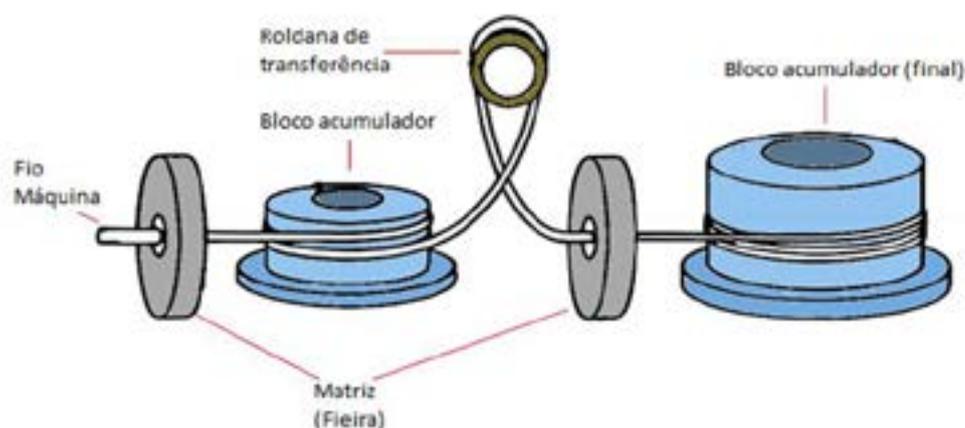


Figura 3 – Componentes do processo de trefilação multipasses (adaptado) [9].

Ao final do processo de trefilação, o arame ainda em formato de bobina é levado para a “máquina de pregos”, onde passa por um endireitamento final, sendo cortado para obter o comprimento adequado para um prego. Em seguida é feita a estampagem da cabeça e, por fim, um conjunto de navalhas realizam cortes angulares, dando assim a geometria pontiaguda ao prego. Tendo isso em mente, entende-se que as propriedades mecânicas do comprimento útil de um prego trefilado não se altera após o endireitamento final.

Enfim, ainda que partindo de um aço macio, as especificações finais do arame precisam ser tomadas como alvo. Por exemplo, para minimizar o desgaste das ferramentas e reduzir a força necessária exercida pelo equipamento de conformação de pregos, utilizar aços com baixo teor de carbono é sempre a melhor opção para a linha de produção [5]. Portanto, as etapas do processo de fabricação devem ser devidamente controladas. Logo, este é o principal tema abordado pelo artigo, onde foram estudados os impactos dos parâmetros de processo nas propriedades mecânicas finais, dos pregos produzidos através de arames trefilados.

Para tal análise, realizou-se ensaios mecânicos no fio máquina, no arame trefilado e nos pregos ao fim

da cadeia de processo. Esses dados foram utilizados como modelos matemáticos para realizar simulações computacionais no software QForm UK, assim, prevendo o comportamento do material, dadas modificações de processo.

2. COLETA DE DADOS

A trefilação é realizada a partir de um Fio Máquina de aço SAE 1010 “mesh quality”, com a composição química definida na Tabela 1 [10]. Para reduzir os impactos criados pelo encruamento do material e as tensões adquiridas nesta etapa, os dados coletados através dos ensaios de tração foram retirados do material após a etapa de “decapagem”. Logo o processo de trefilação simulado considerou os cinco passes de trefilação, tendo como ponto de partida o FM na saída do decapador. Diante disso, o ensaio de tração do “FM pós decapagem” gerou os dados utilizados para criar a curva de escoamento a seguir:

$$\sigma = 768,245 \cdot \varepsilon^{0,0635} \quad (\text{Eq. 1})$$

Tabela 1 – Composição química do aço SAE 1010 [10].

	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
Máx.	0,13	0,6	-	-
Min.	0,08	0,30	0,040	0,050

As condições de atrito influenciam significativamente a deformação do material [8], alterando os valores de forças e desgaste na relação ferramenta-peça. Portanto, ensaios para determinação do coeficiente de atrito também foram realizados, definindo-se as condições mais próximas possíveis do processo real, antes de serem adicionadas ao software.

Após o processo de trefilação multipasses o arame trefilado é bobinado e levado para uma segunda etapa do processo de fabricação, onde passa por um “endireitamento final” antes de ser cortado e forjado para obter a geometria final do prego. Para fins comparativos, foram ensaiados também o material após a saída da última fieira e após o endireitamento final. Nesta etapa, o arame trefilado é novamente submetido a um processo de encruamento, e, portanto, sofre alterações em seu comportamento mecânico [3].

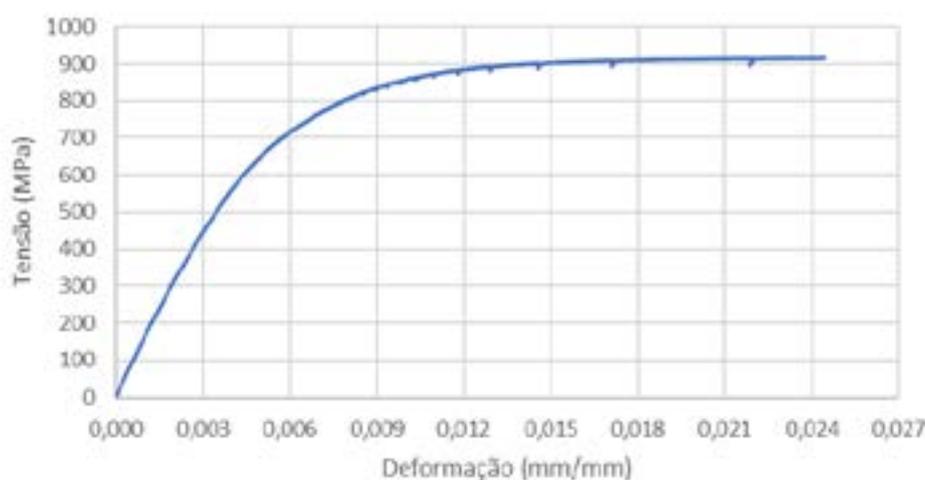


Figura 4 - Curva de engenharia do material após o 5º passe.

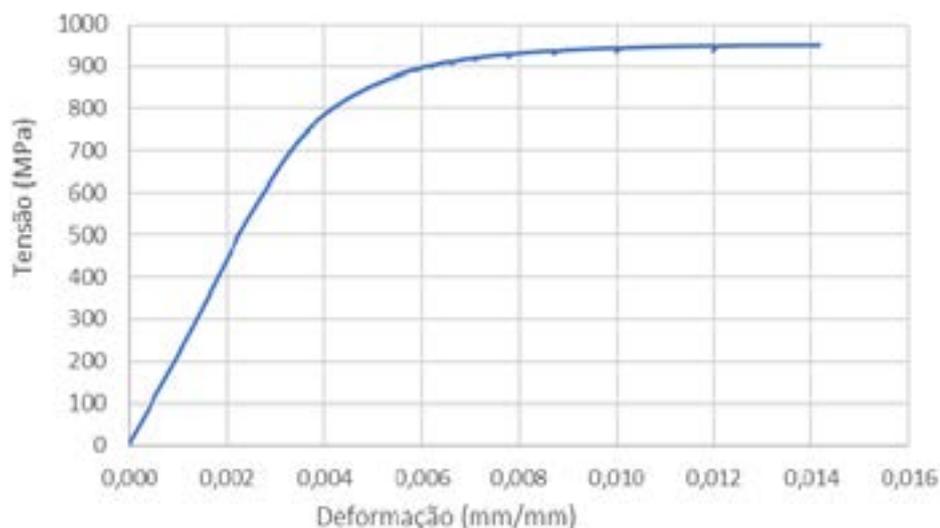


Figura 5 - Curva de engenharia do material após o endireitamento final.

3. TREFILAÇÃO

Para iniciar o processo de simulações, tomando como base as análises supracitadas neste artigo, considerou-se o processo real com os parâmetros apresentados na Tabela 2. O modelo padrão da simulação da trefilação pode ser visualizado esquematicamente na Figura 6. Embora a temperatura e a taxa de deformação possuam influência nos resultados de processos de conformação [11;12], essas influências foram desconsideradas na simulação, tendo em vista o foco comparativo nos semi-ângulos das feiras.

Tabela 2: Parâmetros usados para a simulação da trefilação.

Parâmetro	Valor
Material	$\sigma = 768 \cdot \varepsilon^{0,06}$
Temperatura	20°C
Fator de atrito (passes 1 e 2)	0,255
Fator de atrito (passes 3, 4 e 5)	0,275
Velocidade média de trefilação	8 m/s
Diâmetro inicial	6,5 mm
Diâmetro final	3,45 mm

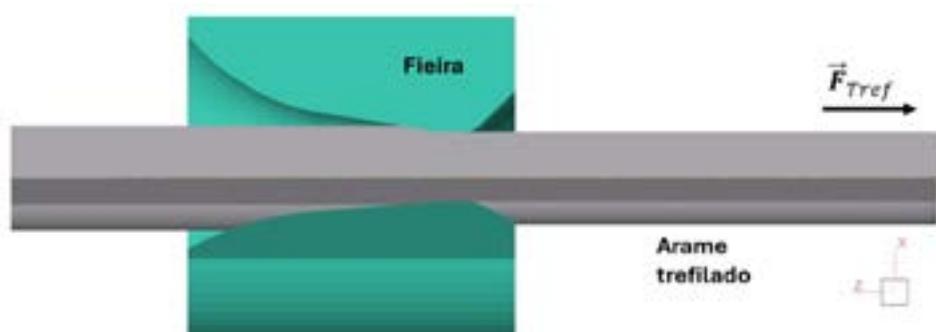


Figura 6 – Passe de trefilação simulado no software QForm UK.

Objetivando aumentar a dureza superficial do arame trefilado, foi avaliado o comportamento do material ao se alterar a geometria da ferramenta (fieira). Nesta etapa, foram necessários realizar ensaios de dureza no produto final da trefilação, ou seja, no arame pós endireitamento final. Dessa forma, ensaios de dureza Vickers foram realizados ao longo do raio do produto trefilado. Em seguida, utilizando-se os dados coletados pelo ensaio, traçou-se uma relação entre a dureza ao longo do raio e o perfil de deformação plástica no perfil da barra, obtido por meio das simulações como pode ser visto na tabela 3.

Tabela 3: **Relação entre deformação e dureza**

Distância para o centro (mm)	Dureza (HV)	Deformação
0,064	279,6	1,287014
0,182	278,8	1,282132
0,299	276,4	1,289206
0,417	273	1,301198
0,534	271	1,319048
0,652	274,6	1,33943
0,769	279,2	1,356514
0,887	281,8	1,373296
1,005	276,8	1,389878
1,122	281,6	1,41183
1,240	288,8	1,444116
1,357	291,6	1,476214
1,475	284,6	1,477038
1,592	289,6	1,552508
1,710	298,2	1,583002

Assim definiu-se a relação matemática entre deformação plástica e dureza mostrada na Eq. 2:

$$HV = (80,977 \times \varepsilon^3) + (-222,74 \times \varepsilon^2) + (209,71 \times \varepsilon) + (201,91) \quad (\text{Eq. 2})$$

Realizou-se simulações de diferentes versões do processo de trefilação em 5 passes, mantendo-se sempre o mesmo semi-ângulo para todas as 5 fieiras do processo. Foram 6 versões do processo, para as quais variou-se os semi-ângulos em 5, 7, 9, 11, 13 e 15°. Cada condição resultou em uma evolução distinta do encruamento, como exemplificado nas Figuras 7 e 8, que mostram a distribuição da deformação plástica na seção do arame para as condições de semi-ângulo de 5 e de 15°, respectivamente. De fato, a condição de maior semi-ângulo resultou em uma deformação plástica final de até 2,09, contra uma deformação plástica final de até 1,52 para a condição de menor semi-ângulo.

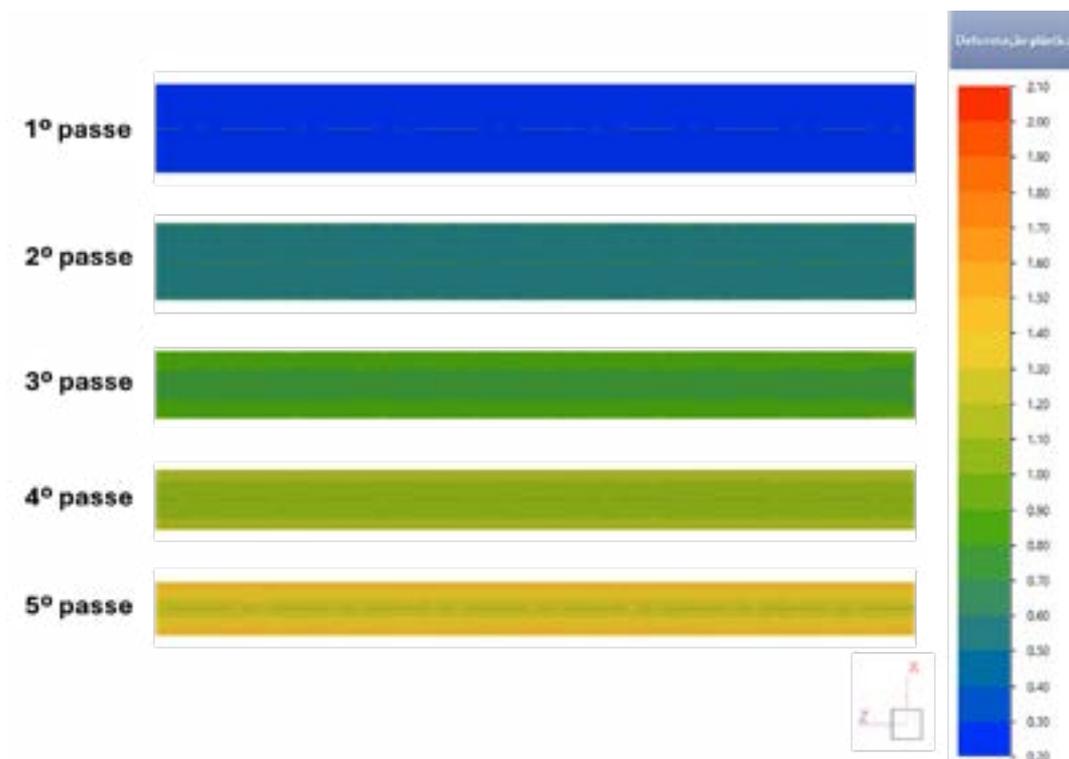


Figura 7 – Evolução da deformação plástica na seção longitudinal do arame para o processo com semi-ângulos de 5°.

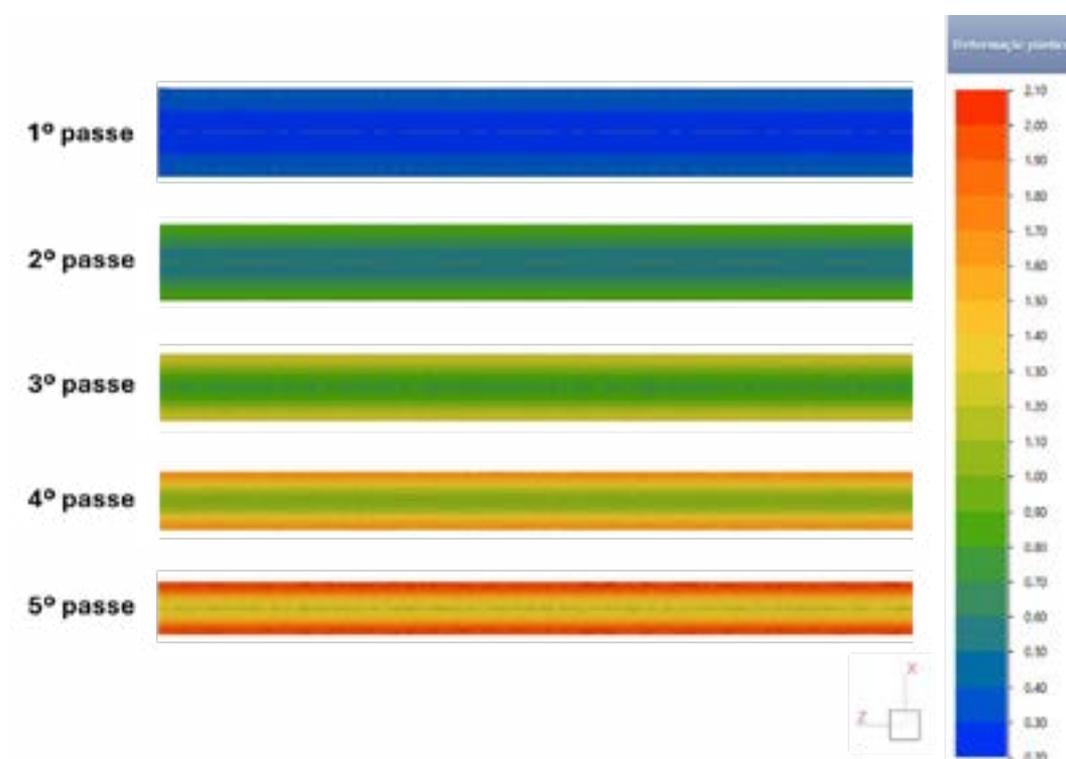


Figura 8 – Evolução da deformação plástica na seção longitudinal do arame para o processo com semi-ângulos de 15°.

Concomitante a essa análise das 6 condições de semi-ângulos distintos, sabendo que para cada percentual de redução existe um semi-ângulo de fiação em que a força de tração necessária no processo

seja mínima [13], testes simulatórios foram realizados a fim de encontrar o semi-ângulo ótimo de trabalho para cada passe. O arranjo de fiéis em que a força de trefilação é mínima segue a combinação apresentada na Tabela 3.

Tabela 4: Semi-ângulos ótimos obtidos por simulação.

Passe	α_{opt} (°)
1	8
2	7,5
3	12
4	11
5	11

Por fim, utilizou-se a Eq. 2 para prever a dureza do arame final em cada condição simulada, sendo 6 condições de mesmos semi-ângulos para todos os passes e 1 condição combinando os semi-ângulos considerados ótimos para cada passe. O comportamento da dureza final prevista para cada condição está apresentado na Figura 9. Observou-se que as curvas abaixo da curva “ótima” podem ser descartadas, visto que demandam maior força de tração e resultam em propriedades mecânicas inferiores ao processo ótimo. Por outro lado, constatou-se que as curvas acima da curva “ótima”, apesar de exercerem maior esforço do ferramental, atingem valores elevados de dureza, principalmente próximo a superfície do trefilado.

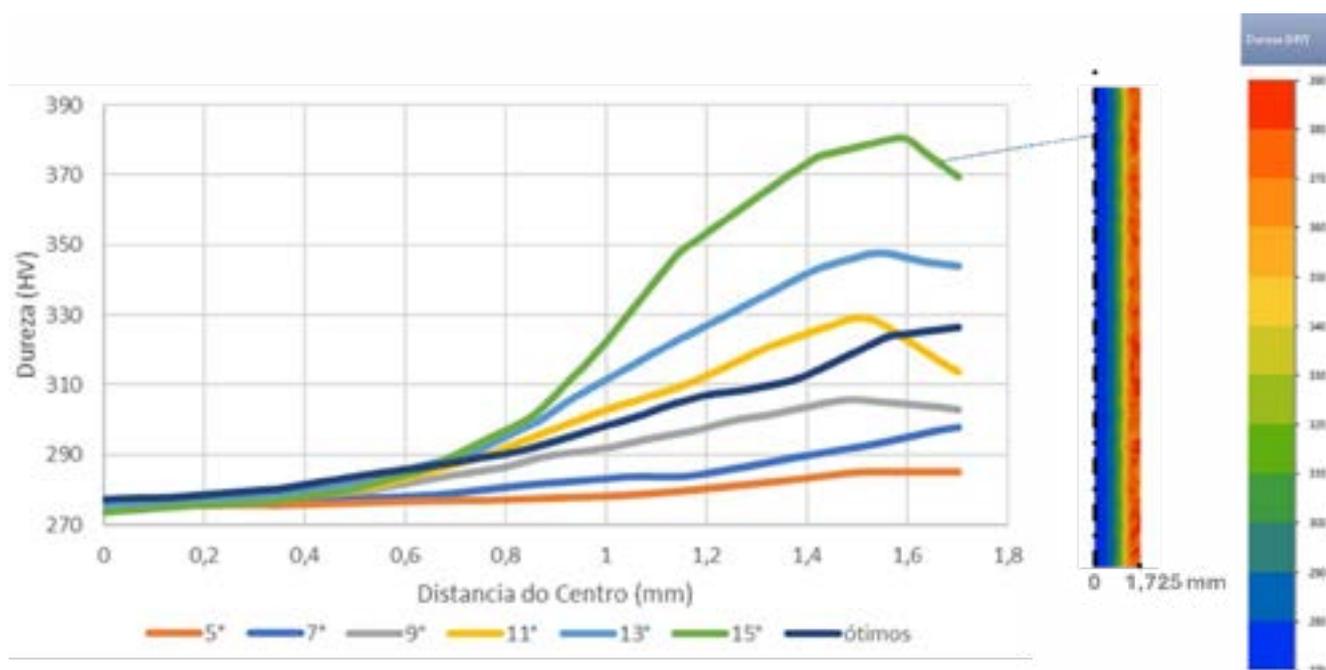


Figura 9 – Dureza ao longo do raio do arame final trefilado para diferentes condições de semi-ângulos.

4. FORJADO

Após a trefilação do arame em 5 passes, ele é cortado no comprimento desejado, depois forjado para formação da cabeça do prego e finalmente apontado em formato cônico. O processo de forjamento da cabeça do prego foi simulado conforme mostrado na Figura 10, enquanto o apontamento foi feito através de um corte virtual, excluindo parte da malha que forma a geometria do prego para a formação do cone.

O arame cortado inicial possuía 69 mm, enquanto o prego final obteve um comprimento total de 63 mm, sendo 2 mm de espessura da cabeça.



Figura 10 - Simulação do forjamento da cabeça do prego.

Buscando confirmar a tendência deste estudo de que semi-ângulos maiores propiciam não somente um maior encruamento, como inclusive um melhor desempenho do prego forjado em sua aplicação final, foram simulados os forjamentos dos pregos a partir de duas condições de trefilação: semi-ângulos de 5° e de 15°. Uma vez obtidos os dois pregos por simulação, eles então foram posicionados para serem martelados sobre superfícies idênticas, como mostrado na Figura 11 (a). Para a solicitação de impacto, considerou-se hipoteticamente uma massa do martelo de 1 kg e uma energia de 10 j para o golpe da ferramenta. Após 7 batidas, o prego proveniente do arame trefilado com semi-ângulos de 5° apresentou falha por flambagem, tendo a sua geometria modificada permanentemente, como evidenciado na Figura 11 (b). Já o prego proveniente do arame trefilado com semi-ângulos de 15°, não houve falha apresentada após as mesmas 7 batidas, como apresentado na Figura 11 (c).

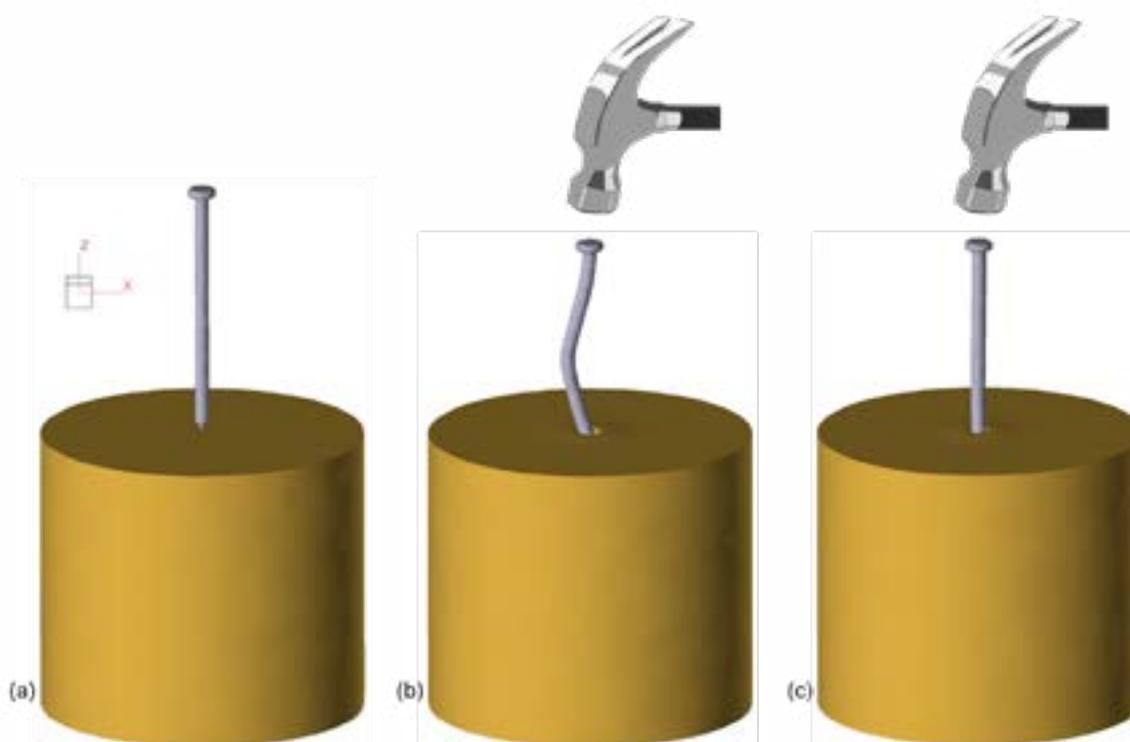


Figura 11 – Simulação sob mesmas condições de martelamento do prego: (a) em posição inicial; (b) proveniente do trefilado com semi-ângulos de 5° e (c) proveniente do trefilado com semi-ângulos de 15° .

5. CONCLUSÕES

Em suma, o estudo demonstrou impactos significativos dos parâmetros de processo na qualidade final de um produto trefilado. Portanto, constatou-se que realizar modificações no semiângulo de trabalho das feiras é um caminho promissor para melhorar as propriedades mecânicas do arame trefilado e, conseqüentemente, dos pregos produzidos através destes arames.

Além disso, identificou-se também a existência de uma condição ótima de trefilação, na qual apenas com modificações geométricas nas ferramentas é possível diminuir a força de trefilação, que pode ser enxergada como a energia mecânica inerente ao processo. Portanto tal condição exige menos do ferramental e implica em reduções de custos.

Por fim, as simulações computacionais forneceram suporte fundamental para a implementação na prática das melhorias de processo almejadas pelo estudo, bem como aumentar a dureza do trefilado, chegando assim a um equilíbrio que possa conciliar as especificações dos clientes e reduções de custo do processo produtivo. Tal análise, foi realizada de forma virtual, poupando gastos, tempo e mão de obra.

Uma vez que este estudo foi realizado virtualmente, é importante ressaltar que as implementações na prática sejam coerentes, especialmente no que tange ao controle dimensional das feiras. Além disso, é importante controlar também a evolução dimensional dessas feiras durante o processo produtivo, principalmente em razão de eventual desgaste excessivo.

6. REFERÊNCIAS

- [1] SOARES, C. A. T. Análise das tensões residuais no processo de trefilação considerando os efeitos de anisotropia. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS, 2010.
- [2] LUCENA, M. P. P. Estudo de parâmetros de processo de pregos comuns visando melhor resistência à corrosão. Orientadora: Jane Zoppas Ferreira. 2010. 47f. TCC, Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, UFRGS, Rio Grande do Sul, 2010.

- [3] BRESCIANI FILHO, E. et al. *Conformação Plástica dos Metais*. 6ª Edição (Primeira digital). São Paulo: UPUSP, 2011, 258, 48-60.
- [4] BAYÃO, D. V. et al. Simulation of the Drawing Parameters Influence on the Hardness of a Drawn Bar. 8ª ABM Week, 2024.
- [5] BAYÃO, D. V. et al. Influência da Trefilação na Dureza de Peças Forjadas – uma Análise Integrada do Processo. Seminário Nacional de Forjamento (SENAFOR) 2023.
- [6] BLACK, J. T. et al. *DeGarmo's materials and processes in manufacturing*. 10th. Hoboken, NJ: Wiley, 2008, 1010, 164.
- [7] *Process of Wire Drawing - Equipment and Stages*, mecholic. Disponível em: <https://www.mecholic.com/2023/04/wire-drawing.html>. [Acesso: 26-set-2024]
- [8] WIRE 2014 : une ligne de tréfilage chez ERNST KOCH. Le repertoire de la machine outil. 2014. Disponível em: (<https://www.machine-outil.com/actualites/t640/a5561-trefileuse-ernstkoch.html>). [Acesso: 26-set-2024]
- [9] Material de treinamento interno – Trefilarias ArcelorMittal.
- [10] Chemical compositions of SAE Carbon Steels, SAE J403 JUN2014, SAE International, 2014.
- [11] SAHIN, M., CEM, S., AKATA, H, *Effect of surface roughness on friction coefficients during upsetting process for different materials*. Materials & Design. 2007, 28, 633-640.
- [12] Machado, C. C.; Freitas, M. C. Influência Da Taxa De deformação. CadUniFOA 2018, 5, 106.
- [13] Souza, T. F. d. Simulações computacionais para análise e minimização das tensões residuais no processo de trefilação. Diss. de Mestrado. Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS, 2011



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

26th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDRГ

26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming

Conference / 10th BrDDRГ Congress

12ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

ANÁLISE DO PROCESSO DE EXTRUSÃO DIRETA DE TUBOS DE AÇO SAE 1010.

Eng. Mec. Wagner .Soares ⁽¹⁾

Prof. Dr. Ing. Lírio Shaeffer ⁽²⁾

RESUMO

Este estudo investiga os efeitos da Deformação Relativa (ϵ) no diâmetro externo de tubos de aço SAE 1010 durante o processo de Extrusão Direta sem Mandril interno. Para isso, utilizam-se cálculos analíticos, simulações computacionais e experimentos práticos com corpos de prova de diâmetro externo inicial (D_0) de 21,80mm, diâmetro interno (d_0) de 17,10mm e comprimento (l_0) de 200mm. A deformação no diâmetro externo (ϵD_1) foi variada a partir de 15%, com incrementos de 5%, até o ponto de flambagem. As matrizes usadas no processo foram de aço AISI M2 e a lubrificação com fosfato de zinco e sabão foi aplicada para reduzir o atrito. O estudo analisa a influência da deformação nas propriedades mecânicas do produto final, especialmente na dureza e na resistência da solda em tubos com costura. Os resultados mostram que a deformação relativa de 22,5% é segura, proporcionando um aumento de aproximadamente 10% na dureza e melhoria na resistência da solda. A pesquisa oferece subsídios para otimizar o processo de extrusão, garantindo uma produção eficiente de tubos com melhores propriedades mecânicas e evitando problemas como a flambagem. Esses resultados contribuem para a otimização do processo, garantindo melhor desempenho mecânico.

Palavras-chave – Extrusão Direta, Tubos, Ensaios, Simulação Computacional, Encruamento, Dureza

⁽¹⁾ Mestrando, PPGE3M – UFRGS, Brasil wsilveirasoares@gmail.com ,

⁽²⁾ Prof. Dr. Ing. PPGE3M – UFRGS, Brasil schaefer@ufrgs.br

ABSTRACT

This study investigates the effects of Relative Deformation (ϵ) on the external diameter of SAE 1010 steel tubes during the Direct Extrusion process without an internal mandrel. For this, analytical calculations, computer simulations and practical experiments are used with specimens with an initial external diameter (D_0) of 21.80mm, internal diameter (d_0) of 17.10mm and length (l_0) of 200mm. The deformation in the external diameter (ϵD_1) was varied from 15%, with increments of 5%, up to the buckling point. The dies used in the process were made of AISI M2 steel and lubrication with zinc phosphate and soap was applied to reduce friction. The study analyzes the influence of deformation on the mechanical properties of the final product, especially on the hardness and strength of the weld in seamed tubes. The results show that the relative deformation of 22.5% is safe, providing an increase of approximately 10% in hardness and improvement in weld strength. The research offers support to optimize the extrusion process, ensuring efficient production of tubes with better mechanical properties and avoiding problems such as buckling. These results contribute to the optimization of the process, ensuring better mechanical performance.

Key words — Direct Extrusion, Tubes, Tests, Computer Simulation, Hardening, Hardness

1. INTRODUÇÃO

A conformação mecânica é um dos processos de fabricação mais antigos e amplamente utilizados na indústria. Esse método permite a produção de componentes com alta resistência mecânica e excelente qualidade, variando de peças pequenas a grandes, desde operações simples, como prensagem ou extrusão, até peças com geometrias complexas que demandariam muito mais tempo se fossem fabricadas por outros métodos. Esses processos podem ser classificados de várias formas, sendo que as mais conhecidas são pela temperatura e pela tensão aplicada. Quanto à temperatura, pode-se classificar conforme as operações de trabalho, sendo elas: a quente, a morno e a frio.

A extrusão é um processo de conformação mecânica onde o material é forçado a passar controladamente por uma matriz, adquirindo a forma desejada de acordo com o perfil da peça. Esse método resulta em produtos com excelentes propriedades mecânicas. A extrusão pode ser classificada em direta ou indireta, dependendo da direção do fluxo do material. Durante o processo, a ferramenta permanece estática enquanto o material é pressionado em direção à matriz, moldando-se conforme a sua configuração. Além de ser um processo em que a produção das peças é relativamente rápido comparada outros processos, por exemplo usinagem. A escolha da conformação mecânica na fabricação de peças é motivada pela capacidade de produzir componentes com excelente qualidade e resistência mecânica devido ao encruamento do material devido as tensões aplicadas.

O aço SAE 1010, sendo um aço de baixo carbono, é amplamente aplicado em diversas indústrias. Suas propriedades mecânicas versáteis e a facilidade de processamento o tornam uma escolha comum na produção de tubos utilizados em áreas como a construção civil, indústria automotiva e no setor de petróleo e gás.

As discussões sobre extrusão geralmente concentram-se em materiais sólidos, deixando poucas informações disponíveis sobre a aplicação desse processo em corpos tubulares. Essa lacuna de conhecimento não é apenas uma realidade no Brasil, mas globalmente, destacando a necessidade de mais pesquisas nesse campo. Ao aprofundar o entendimento das características e do comportamento do aço SAE 1010 durante a extrusão direta, será possível identificar oportunidades para otimizar e melhorar esse método de fabricação. Os resultados deste estudo podem impulsionar a indústria metalúrgica, fornecendo dados valiosos para a produção eficiente e de alta qualidade de tubos de aço SAE 1010, com potenciais benefícios em redução de custos, aumento de produtividade e melhoria da qualidade dos produtos finais.

2. MATERIAL

A caracterização de materiais desempenha um papel essencial na engenharia, oferecendo dados críticos para entender tanto o comportamento quanto as propriedades dos materiais empregados no estudo. O material selecionado é o aço SAE 1010, uma liga composta de ferro e carbono, com aproximadamente 0,10% de carbono. Esse tipo de aço é amplamente disponível no mercado devido à sua alta demanda na indústria, em razão de suas excelentes propriedades mecânicas. Entre elas, destacam-se sua boa conformabilidade e soldabilidade, o que o torna amplamente utilizado em aplicações estruturais, como na fabricação de fixadores, barras de sustentação e outros componentes. A matéria prima é fornecida através de *Tubos Trefilados com Costura Removida* com as dimensões de $\text{Øext. } 21,8\text{mm}$, $\text{Øint. } 17,10\text{mm}$ e comprimento de aprox. 3000mm. Os tubos são obtidos pelo processo de Trefilação a frio, na qual é bastante utilizado para fins mecânicos onde se requer exatidão dimensional e ótimo acabamento superficial. A norma para *Tubos Trefilados com Costura Removida* é DIN EN 10305-2, onde substitui a norma antiga DIN 2393. O objetivo das normas é garantir a qualidade do produto, estabelecendo padrões e critérios para a aceitação do produto. Segue as tolerâncias dimensionais da matéria prima estabelecidas pela norma DIN EN 10305-2.

Tabela 1: Dimensões da Matéria Prima - Norma DIN EN 10305-2

Diâmetro externo, D_o (mm)	Tolerância, \pm (mm)	Diâmetro interno, d_o (mm)	Tolerância, \pm (mm)	Espessura, S (mm)
20,00 à 22,00	0,08	12,00 à 21,00	0,15	0,50 à 4,00

Tabela 2: Composição química: Certificado de qualidade

Composição Química (%)									
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
0,13	0,51	0,014	0,008	0,019	0,005	0,021	0,001	0,006	0,038

Para maior precisão e entendimento sobre as propriedades mecânicas do material e sobre o comportamento sob carga, foi determinado as curvas de resistência a deformação (k_w) específicas para o material em estudo. O conhecimento da curva de resistência a deformação (k_w) é imprescindível em qualquer processo de conformação mecânica. Contudo, para determinação da curva foi realizado o ensaio de compressão em 3 amostras do tubo, seguindo uma proporção de tamanho de 1,5:1. As dimensões dos corpos de prova foram as seguintes: diâmetro externo (D_o) 21,80 mm, diâmetro interno (d_o) 17,10 mm e comprimento (l_o) 33 mm, como pode ser visto na figura 1. Essa abordagem possibilitou a coleta de dados altamente confiáveis e representativos do material em estudo.

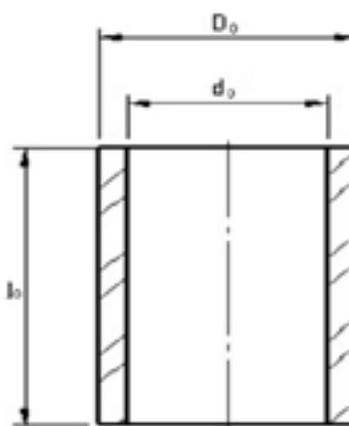


Figura 1: Corpo de prova do ensaio de compressão para definição da curva de resistência a deformação (k_w).
(Autor, 2024)

Para a realização do ensaio prático de compressão, os corpos de prova foram submetidos a um processo de polimento em suas faces, visando reduzir o atrito com as placas da máquina. Entretanto, optou-se por utilizar óleo mineral como lubrificante entre as faces dos corpos de prova e as placas da máquina. A figura 2 ilustra as fases inicial, intermediária e final do ensaio de compressão.



Figura 2: Ensaio de compressão em diferentes estágios

A representação dos três corpos de prova, identificados como (A), (B) e (C), é apresentada a seguir após a conclusão do ensaio de compressão. É perceptível que ambos os corpos de prova exibiram comportamento semelhante durante o ensaio, indicando também a presença de embarrilhamento não uniforme nos corpos de prova, como ilustrado na figura 3.

Obs: A imagem apresenta os corpos de prova a 180° para melhor representação da região com maior deformação.



Figura 3: Corpos de provas após o ensaio de compressão.

Com base nesses dados, foi possível construir a curva de resistência à deformação (kw) do material, conforme representado na figura 4. Onde, a curva de resistência à deformação (kw) requer aproximadamente 380 MPa para iniciar a deformação plástica.

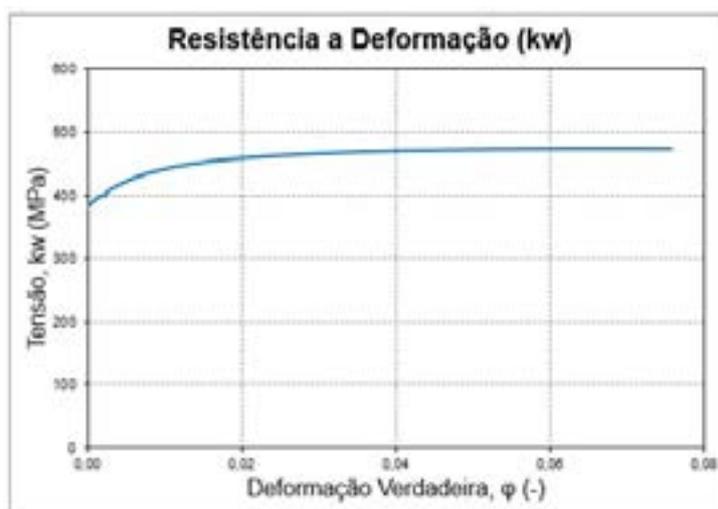


Figura 4: Curva de escoamento do tubo de aço SAE 1010

3. FORÇA DE EXTRUSÃO

As dimensões iniciais dos tubos são apresentadas na tabela 3 a seguir:

Tabela 3: Dados do tubo para ensaios

Diâmetro Externo	Diâmetro Interno	Comprimento
∅ 21,80 mm	∅ 17,10 mm	200 mm

A escolha cuidadosa dos diâmetros é essencial para garantir a qualidade nas etapas posteriores. Logo, para determinação dos diâmetros externos de redução foi adotado uma relação entre o diâmetro externo do tubo e porcentagens de redução do diâmetro externo, iniciando com 15% de redução do diâmetro externo e aumentando conseqüentemente de 5% até chegar em 50% de redução do diâmetro externo. Todos os demais cálculos foram a partir destes diâmetros determinados.

Os devidos diâmetros foram calculados através da seguinte maneira:

$$D_1 = D_0 \left(1 - \frac{\varepsilon D_1}{100} \right) \times 100$$

Onde:

- D_0 : Diâmetro externo antes da extrusão (mm)
- d_0 : Diâmetro interno antes da extrusão (mm)
- D_1 : Diâmetro externo depois da extrusão (mm)
- d_1 : Diâmetro interno depois da extrusão (mm)
- εD_1 ; Deformação relativa do D_1 (%)

Tabela 4: Reduções para diâmetro externo para extrusão dos tubos

εD_1 (%)	D_0 (mm)	d_0 (mm)	D_1 (mm)	d_1 (mm)	A_1 (mm ²)	φ_A (-)
0	21,8	17,1	21,8	17,1	143,59	0
15	21,8	17,1	18,53	13,83	119,45	0,184
20	21,8	17,1	17,44	12,74	111,41	0,254
25	21,8	17,1	16,35	11,65	103,36	0,329
30	21,8	17,1	15,26	10,56	95,31	0,410
35	21,8	17,1	14,17	9,47	87,26	0,498
40	21,8	17,1	13,08	8,38	79,22	0,595
45	21,8	17,1	11,99	7,29	71,17	0,702
50	21,8	17,1	10,9	6,2	63,12	0,822

A força de extrusão desempenha um papel fundamental ao estabelecer a força necessária para conduzir o processo de extrusão nos tubos de aço SAE1010, considerando um comprimento (L_e) de 100 mm e variando os valores de deformação relativa no diâmetro externo (εD_1). Com os valores de força de extrusão (F_e) calculados nas diferentes situações de deformação relativa no diâmetro externo (εD_1) em conjunto com os resultados de força crítica (F_{cr}), pode-se determinar o momento em que o Tubo entra em colapso e ocorre o fenômeno de flambagem. Para obter um valor preciso de força de extrusão é necessário uma série de informações detalhadas sobre o material e o processo. Além disso, é importante considerar o atrito entre o material e a matriz, pois isso também afetará a força de extrusão (F_e).

$$F_e = A_0 \cdot k_{fm} \cdot \varphi \cdot \left(1 + \frac{2\mu}{\sin 2\alpha} + \frac{2}{3} + \frac{\alpha}{\varphi} \right) + \pi \cdot D_0 \cdot \mu \cdot k_{f_0} \cdot L_e$$

Dados para execução do cálculo de força de extrusão (F_e):

- F_e : Força de extrusão direta (N)
- A_0 : Área inicial (mm^2)
- k_{fm} : Tensão de escoamento média (N/mm^2)
- k_{f0} : Tensão de escoamento inicial (N/mm^2)
- φ : Deformação verdadeira (-)
- α : Ângulo da ferramenta ($^\circ$)
- L_e : Comprimento não extrudado (mm);
- μ : Coeficiente de atrito (-)

Contudo, após os cálculos de força de extrusão (F_e) e força crítica (F_{cr}) é possível determinar o instante em que o tubo vai flambar. Com isso, foi montado a tabela 5 para deformação relativa no diâmetro externo (ϵD_1), onde para ocorrer a flambagem, a força de extrusão (F_e) deve ser superior a força crítica (F_{cr}), ocasionando flambagem nos tubos.

Tabela 5: Valores da força necessária para extrusão direta dos tubos.

ϵD_1 (%)	FORÇA DE EXTRUSÃO, F_e (kN)	FORÇA DE EXTRUSÃO, F_e (t)		FORÇA CRÍTICA, F_{cr} (kN)	FORÇA CRÍTICA, F_{cr} (t)	
15%	27,13	2,77	<	64,97	6,63	Não Flamba
20%	28,40	2,90	<	52,87	5,39	Não Flamba
25%	29,75	3,03	<	42,38	4,32	Não Flamba
30%	31,19	3,18	<	33,39	3,41	Não Flamba
35%	32,76	3,34	>	25,79	2,63	Flamba
40%	34,49	3,52	>	19,45	1,98	Flamba
45%	36,42	3,71	>	14,26	1,45	Flamba
50%	38,61	3,94	>	10,10	1,03	Flamba

4. SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL

A análise com o Método dos Elementos Finitos foi realizada por meio de simulações no software QForm. Nesses testes, definimos o perfil das peças extrudadas utilizando as geometrias das matrizes e os diâmetros previamente estipulados. O processo começou com uma redução de 15% no diâmetro externo, aumentando gradualmente em 5% até que o material atingisse seu ponto de flambagem. As simulações foram baseadas em um modelo elastoplástico, permitindo uma representação detalhada do processo de extrusão direta a frio dos tubos de aço SAE 1010 à temperatura ambiente. Durante a simulação, utilizamos a curva de engenharia disponível na biblioteca do software, o que auxiliou na análise dos resultados e na compreensão do comportamento do material ao longo do processo.

Segue dados do material:

DADOS DO MATERIAL	
MATERIAL	Aço SAE 1010
DENSIDADE	7837 kg/m^3
CONDUTIVIDADE TÉRMICA	1.11914e-5 – BASE 20°
CALOR ESPECÍFICO	491 $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
MÓDULO DE YOUNG	210000 Mpa
COEFICIENTE DE POISSON	0,3

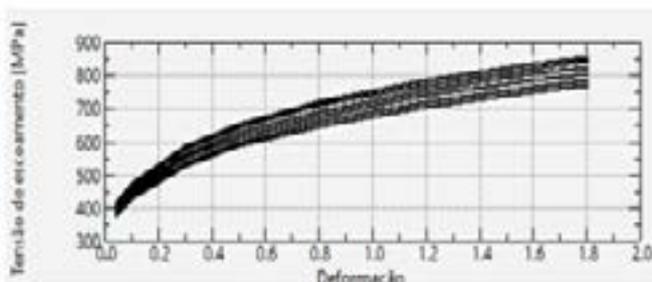


Figura 5: Dados do material para simulação

Tabela 6: Dados do processo

DADOS DO PROCESSO	
TIPO DE MALHA	ADAPTATIVA
LUBRIFICANTE	FOSFATO E SABÃO (0,05)
TEMPERATURA	20°
CURSO	100 mm

Inicialmente, conduzimos uma análise do comportamento de escoamento dos tubos com base nos diâmetros previamente determinados. A simulação teve início com uma redução de diâmetro externo de 15%, e incrementamos essa redução em 5% em cada etapa, observando o comportamento do tubo.

Observamos que o tubo conseguiu passar pelo processo de extrusão com sucesso quando atingimos uma redução de 20%. No entanto, ao aumentarmos a redução para 25%, o tubo entrou em um fenômeno de flambagem, indicando que a força de extrusão ultrapassou a força crítica de flambagem de Euler. Como resultado, decidimos realizar uma simulação intermediária com uma redução de diâmetro externo de 22,5% para analisar o comportamento nesse nível de redução. Descobrimos que, com uma redução de 22,5%, o processo de extrusão do tubo pôde ser realizado com sucesso.

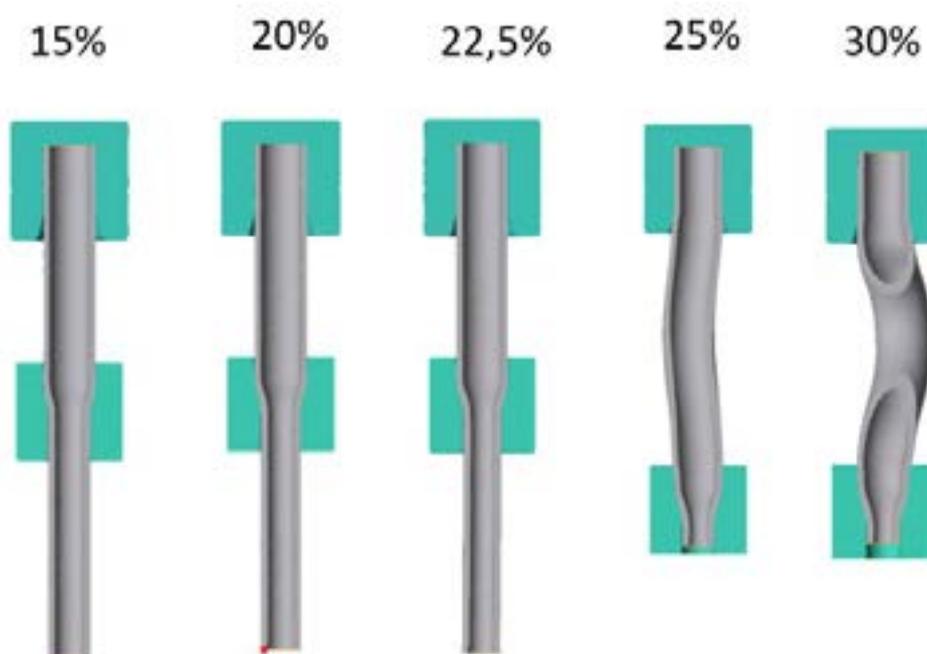


Figura 6: Simulação computacional de extrusão dos tubos - QForm

4.1. FORÇA DE EXTRUSÃO

Após realizar as análises de escoamento do material foi analisado a força necessária para a extrusão direta do tubo de aço SAE 1010. A imagem a seguir, apresenta as forças de extrusão através de um gráfico Força x Deslocamento, onde os valores de Força (Ton.) estão no eixo Z e os valores de Deslocamento (mm) estão no eixo X.

Na redução de 15% de diâmetro externo, onde o tubo reduziu o diâmetro externo de 21,80mm para 17,10mm, foi necessário 2,95 Ton, nota-se que a força foi constante e não teve muita instabilidade ao longo do deslocamento.

Na redução de 20% de diâmetro externo, onde o tubo reduziu o diâmetro externo de 21,80mm para 16,70 mm, foi necessário 4,05 Ton. Confirma-se via simulação que ao diminuir a redução de extrusão

aumenta-se a força necessária para executar o processo, logo teve aumento de aprox. 1 Ton. em relação a redução de 15% de diâmetro externo.

Na redução de 22,5 % de diâmetro externo, onde o tubo reduziu o diâmetro externo de 21,80mm para 16,20 mm, foi necessário 4,7 Ton. Notou-se comportamento uniforme e semelhante às simulações anteriores.

Na redução de 25 % de diâmetro externo, foi onde aconteceu o fenômeno de flambagem no tubo. Nota-se que após o Martelo da extrusora deslocar 21,47mm (consequentemente o tubo deslocou 21,47mm), resultou em uma força de extrusão de 6,07 Ton. , logo ao invés de completar a extrusão do tubo ouve deslocamento não uniforme gerando a flambagem.

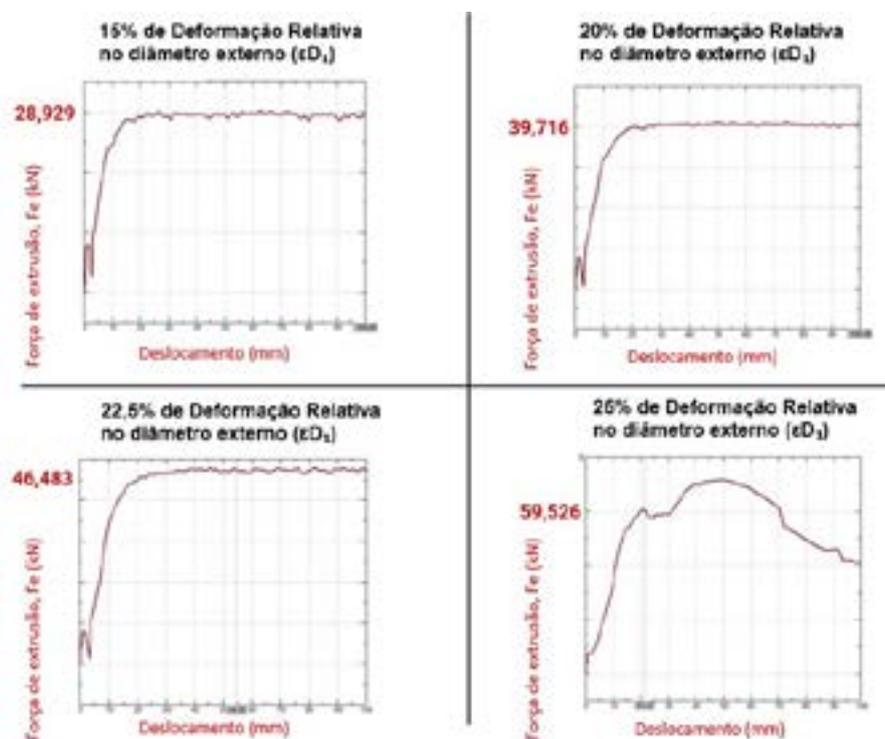


Figura 7: Esforços de Extrusão

A seguir, a imagem (Figura 8) apresenta de forma detalhada o momento em que ocorre a flambagem na redução de 25% de redução de diâmetro externo. Na região é possível analisar através da demarcação em vermelho o momento em que ocorre a deformação não uniforme durante a extrusão, interessante ressaltar no deslocamento do martelo de 21,47mm, ocorre a deformação não uniforme, consequentemente aumentando a força de extrusão para 6,07 Ton. Contudo, ocorre a flambagem logo após esse momento.

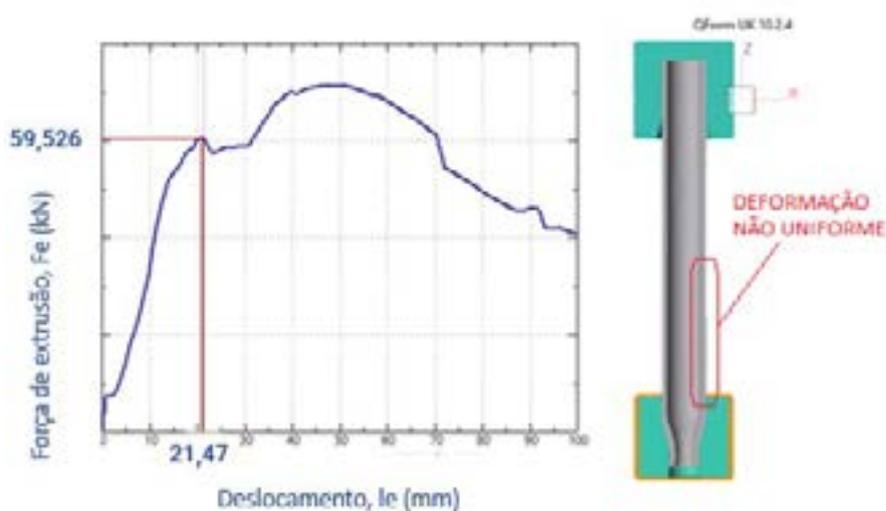


Figura 8: Momento da flambagem

5 ENSAIO PRÁTICO DE EXTRUSÃO

Para a realização dos ensaios práticos de extrusão, os corpos de prova passaram por um processo de preparação que incluiu um tratamento superficial com fosfato, seguido da aplicação de um sabão lubrificante especialmente formulado para forjamento a frio. Ao longo de todos os ensaios, o comprimento da extrusão foi fixado em 100 mm, garantindo uma consistência nas condições de teste. Para aumentar a confiabilidade dos resultados, cada ensaio foi repetido utilizando três corpos de prova distintos. Essa abordagem, de empregar múltiplos corpos de prova, foi adotada com o intuito de minimizar variações aleatórias e proporcionar uma avaliação mais robusta e precisa das respostas do material durante o processo de extrusão.

Através do ensaio prático, foi possível observar que o tubo conseguiu passar pelo processo de extrusão sem apresentar flambagem com reduções de diâmetro de 15%, 20% e 25%. No entanto, a partir de uma redução de 30%, ocorreu o fenômeno de flambagem nos tubos. Vale destacar que com uma redução de 30%, o tubo foi capaz de extrudar aproximadamente 40 mm antes de entrar em flambagem. Entretanto, ao alcançar uma redução de 35% no diâmetro externo, o tubo flambou sem conseguir extrudar nenhum comprimento adicional. Isso ocorreu devido ao material travar no ângulo de entrada da ferramenta, impedindo-o de avançar até o canal de calibração de extrusão.

Tabela 7: Resultado do ensaio prático de extrusão direta

CP	ϵD_1 (%)	RESULTADO
A	15%	Não Flambou
B	20%	Não Flambou
C	25%	Não Flambou
D	30%	Flambou
E	35%	Flambou



Figura 9: (A) 15%; (B) 20%; (C) 25%; (D) 30%; (E) 35%.

6 CONSIDERAÇÕES

6.1 DEFORMAÇÃO VERDADEIRA (φ)

Ao modificar a deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1), observa-se uma variação correspondente na deformação verdadeira (φ). O aumento da deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1) está associado a um aumento não linear na deformação verdadeira (φ). Iniciando com zero deformações, esse aumento progressivo atinge 35% na deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1), resultando em uma deformação verdadeira (φ) de 0,498. Esse comportamento não linear destaca a resposta específica do material à deformação e é crucial para compreender o seu desempenho em diferentes condições de carga. (Figura 10)

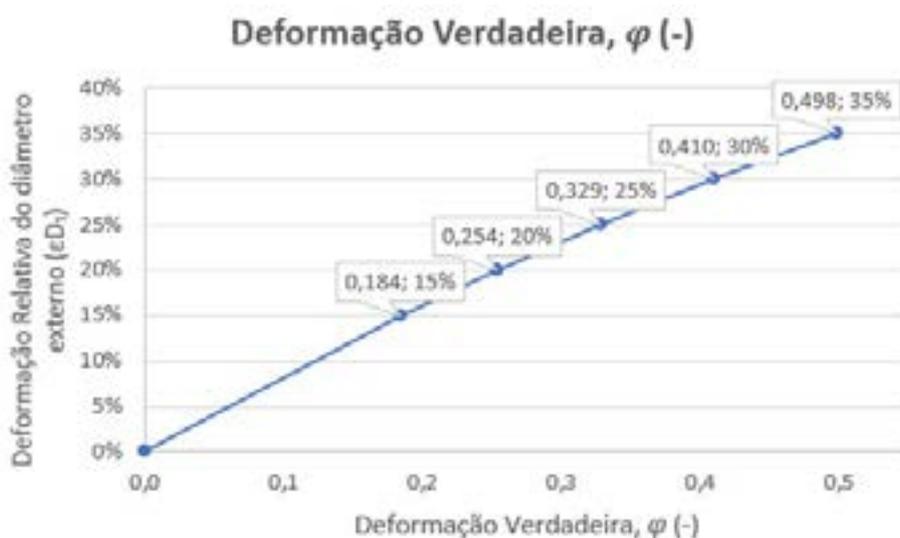


Figura 10: Deformação Verdadeira, φ (-)

7.2 FORÇA DE EXTRUSÃO (F_e)

Durante os ensaios, observou-se uma pequena discrepância entre as forças de extrusão (F_e) calculadas e simuladas, embora ambas tenham uma tendência de aumento com o aumento da deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1). No ensaio prático, a medição da força de extrusão (F_e) não foi possível devido à falta de uma célula de carga na extrusora. Na simulação computacional, a força de extrusão (F_e) máxima atingiu 46,483 kN, enquanto no cálculo analítico, o máximo foi de 32,76 kN, resultando em uma divergência de aproximadamente 29%. No entanto, é importante ressaltar que, para uma produção fabril real, geralmente se recomenda utilizar apenas cerca de 70% da capacidade da máquina para evitar danos em situações de picos de força não planejados. (Figura 11).



Figura 11: Força de Extrusão, F_e (kN)

7.3 DUREZA

Com o objetivo de analisar o comportamento do Tubo de aço SAE 1010 após o processo de Extrusão Direta, foi realizado ensaio de Dureza em 3 amostras de cada peça ensaiada e também do tubo antes de sofrer o encruamento proveniente do processo, foi definido em realizar o ensaio de Dureza HRB pelo motivo do material ser aço de baixo teor de carbono, onde, tem escala de dureza de 20HRB até 100 HRB. Foi utilizado um Durômetro de bancada analógico da marca Heckert, na escala Rockwell HRB, utilizado penetrador esférico de 1/16" (1,5875mm), pré carga de 10kgf e carga máxima de 100kgf.

Após a realização dos ensaios, percebeu-se que houve aumento de aproximadamente 10 pontos de dureza devido ao encruamento proveniente do processo de Extrusão Direta.



Figura 12: Aumento de Dureza após extrusão.

7.4 DIÂMETRO EXTERNO (D_1) APÓS EXTRUSÃO DIRETA

Por meio tanto da simulação computacional quanto do ensaio prático, constatou-se que os tubos, ao passarem por deformações devido à sua condição vazada, não reproduzem com precisão o diâmetro do canal de calibração da matriz. O diâmetro externo (D_1) dos tubos registra uma redução de cerca de 2,3% em comparação com o diâmetro do Canal de calibração da matriz. (Figura 13).

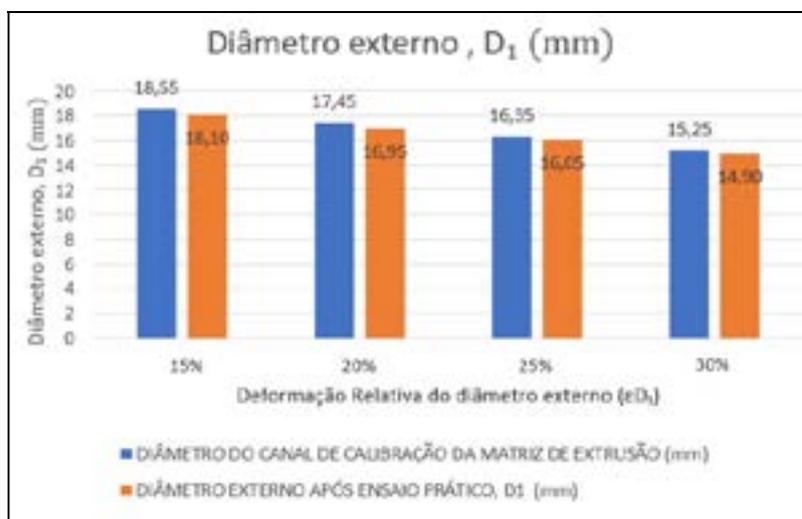


Figura 13: Diâmetro externo, D_1 (mm)

7.5 RESISTÊNCIA NA PAREDE DO TUBO

Observou-se uma variação na parede do tubo, indicando que o aumento na deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1) resulta em variações e acréscimos na espessura da parede, conferindo maior resistência ao achatamento do tubo, comprovado através do ensaio de compressão lateral. A figura 14 apresenta o ganho de resistência mecânica tanto com a solda do tubo voltada a 0° quanto a 90° .

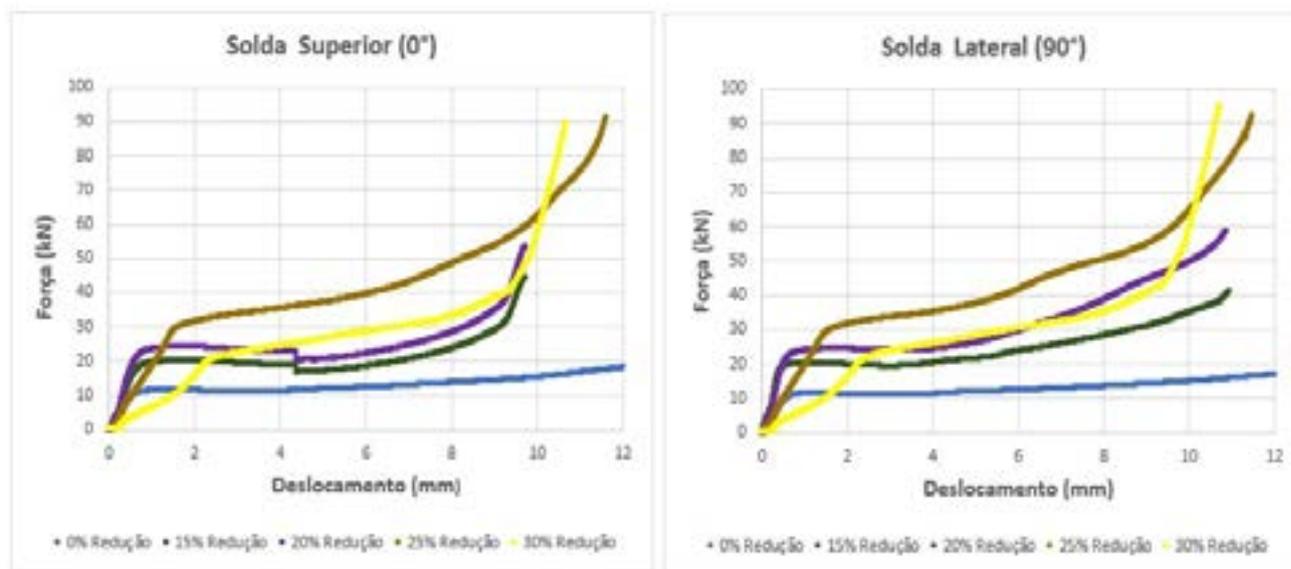


Figura 14: Resistência da parede do tubo

7. CONCLUSÕES

Após investigarmos uma série de parâmetros por meio de simulações e ensaios práticos de extrusão, chegamos a várias conclusões significativas neste estudo.

Foi viável estabelecer o valor máximo de deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1) de 22,5%, evitando a ocorrência do defeito de flambagem no corpo, o que contribuiu significativamente para evitar possíveis refugos e danos às peças durante o processo, tornando-o mais confiável e produtivo, especialmente em lotes de produção em grande escala.

No que se refere à força, observa-se um aumento na força de extrusão (F_e) à medida que a proporção de deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1) aumenta. Simultaneamente, houve um aumento na dureza dos tubos conforme a deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1) aumentava, com um acréscimo de aproximadamente 10%. Também foi notado um aumento na resistência da solda e na parede do tubo, indicado pela necessidade de uma quantidade maior de força para achatar os tubos após o processo de extrusão. Estes efeitos são atribuídos ao fenômeno de encruamento, o que proporciona a possibilidade de eliminar um eventual processo de têmpera para aumentar a resistência mecânica da peça em algumas aplicações específicas.

Ao variar a deformação relativa do diâmetro externo (ϵD_1), foi observado que ocorrem variações na espessura da parede do tubo (s) e também no diâmetro externo (D_1). Deformações mais acentuadas resultam em um maior aumento na espessura da parede do tubo, promovendo, assim, um incremento na resistência mecânica tanto no volume extrudado quanto na região da costura de solda do tubo. Este fenômeno culmina na produção de uma peça com propriedades mecânicas aprimoradas.

Por fim, destaca-se que os resultados obtidos pelo software Qform apresentaram uma notável proximidade com os dados coletados nos ensaios práticos, evidenciando-se como uma excelente alternativa para antecipar esses fenômenos.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a toda equipe e colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade do Rio Grande do Sul.

REFERÊNCIAS

- [1] SCHAEFFER, L. (2001). Forjamento - Introdução ao Processo. Ed: Imprensa Livre, Porto Alegre, RS, Brasil.
- [2] SCHAEFFER, L. (2016). Manufatura por Conformação Mecânica. Ed Imprensa Livre, PORTO ALEGRE – RS. Book. Brasil.
- [3] DIETER, G. E. (1981). Metalurgia Mecânica. Ed: Guanabara Dois, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [4] BILLIGMANN, J.; FELDMANN, H. D.. Estampado y Prensado à Máquina. 2ª edição, Editora Reverté, Espanha, 1979
- [5] OBTENÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO A FRIO PARA O AÇO AISI 4140 ATRAVÉS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO - Alex Sandro Matos de Oliveira, Paulo Ricardo Böesch Júnior, Diego Abich Rodrigues – 67º congresso ABM internacional congress
- [6] TSCHAETSCH, H. Metal Forming Practise: Processes, Machines, Tools. BOOK.Spring. 2006.
- [7] SOARES, W. ANÁLISE DO PROCESSO DE EXTRUSÃO DIRETA DE TUBOS DE AÇO SAE 1010– Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M), Universidade Federal do Rio Grande do Sul. 2017

ANÁLISE DO FORJAMENTO A QUENTE DE UM AÇO BAINÍTICO ENDURECIDO POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO USANDO ENSAIOS DE CUNHA

André Rosiak ⁽¹⁾
Luana de Lucca de Costa ⁽²⁾
Thomas Gomes dos Santos ⁽³⁾
Lirio Schaeffer ⁽⁴⁾



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

RESUMO

Este artigo investiga a forjabilidade de um aço microligado 0.18C–1.38Mn–0.36Si–0.47Cr–0.03Mo–0.05Al–0.04Nb–0.01Ti, com ênfase em sua aplicação no processo de forjamento a quente seguido de resfriamento contínuo, com o objetivo de eliminar os tratamentos térmicos tradicionais de têmpera e revenido. A pesquisa busca compreender como os parâmetros termomecânicos influenciam a microestrutura e o comportamento do material durante o processamento. A abordagem incluiu experimentos e simulações numéricas, além da análise detalhada da estrutura austenítica prévia. O teste de cunha foi empregado para correlacionar as alterações microestruturais com a deformação sob diferentes temperaturas. Os resultados mostram que a deformação controlada, combinada com temperaturas elevadas de forjamento, favorece a recristalização e o refinamento dos grãos, gerando uma microestrutura bainítica uniforme e altos níveis de dureza. O aço mostrou potencial para aplicação em peças de pequeno volume, oferecendo uma solução econômica e energeticamente eficiente ao eliminar a necessidade de tratamentos térmicos. **Palavras-chave:** Forjamento a quente. Aço bainítico, teste de cunha.

1. INTRODUÇÃO

O mercado global de forjados foi avaliado em USD 81,13 bilhões em 2023 e está projetado para crescer de USD 87,06 bilhões em 2024 para USD 157,94 bilhões até 2032, apresentando uma taxa composta de crescimento anual de 7,6% durante o período previsto [1]. Entre as megatendências globais, o combate às mudanças climáticas é um dos principais impulsionadores desse mercado. A crescente pressão para reduzir as emissões de CO₂, aliada a regulamentações governamentais cada vez mais rígidas, tem levado as forjarias a inovar e a desenvolver processos mais sustentáveis.

Uma dessas inovações é o forjamento de aços que dispensam tratamentos térmicos tradicionais [2,3]. Forjados de alto desempenho costumam ser produzidos a partir de aços temperados e revenidos (Quench and Tempered - Q&T), que alcançam um equilíbrio de propriedades por meio de um tratamento térmico em três etapas: austenitização, têmpera e revenimento, transformando a martensita frágil em um material revenido tecnicamente adequado. Nas últimas décadas, aços ferrítico-perlíticos endurecidos por precipitação (PHFP) foram desenvolvidos com o objetivo de simplificar a rota de tratamento térmico [4]. Esses aços alcançam suas propriedades finais através de um resfriamento controlado diretamente do calor do forjamento, resultando em uma significativa redução nos custos de processo, na demanda energética e, conseqüentemente, nas emissões [5].

Mais recentemente, aços com microestruturas e composições químicas mais complexas têm sido desenvolvidos, possibilitando a obtenção de propriedades superiores [6]. Aços bainíticos [7-11], bainíticos-martensíticos [12] e martensíticos [13-15] resfriados ao ar já demonstraram potencial para substituir os aços Q&T em diversas aplicações, destacando-se como alternativas viáveis para atender às demandas de sustentabilidade e eficiência do mercado.

O projeto do processo de forjamento de aços resfriados continuamente a partir do forjamento exige a seleção cuidadosa de condições que assegurem a obtenção da microestrutura e das propriedades mecânicas desejadas. Isso só pode ser alcançado por meio de uma compreensão profunda das complexas interações entre os fenômenos metalúrgicos e os parâmetros termomecânicos do processo. Uma técnica eficiente para avaliar essas interações é o teste de cunha [16-20]. Neste estudo, é realizada uma análise abrangente da forjabilidade de um aço com composição 0.18C–1.38Mn–0.36Si–0.47Cr–0.03Mo–0.05Al–0.04Nb–0.01Ti utilizando essa técnica. A pesquisa combina simulações e experimentos para investigar a relação entre as mudanças microestruturais e o comportamento de deformação do material. Através dessa abordagem integrada, busca-se entender como as variáveis do processo influenciam o desempenho final do aço, fornecendo informações valiosas para o desenvolvimento de processos de forjamento mais eficientes e precisos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A Tabela 1 mostra a composição química do aço investigado neste trabalho. Trata-se de um aço baixo carbono, microligado ao Ti e Nb, com adições de manganês, cromo e molibdênio para aprimorar a temperabilidade.

Tabela 1 Composição química do aço analisado (% em peso).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	Ti	B	N
0,18	0,36	1,38	0,47	0,03	0,08	0,05	0,04	0,01	0,002	0,003

A redução dos custos de produção é um fator crucial na seleção do aço para forjamento. Nesse sentido, a aplicação de conceitos de ligas de custo otimizado torna-se fundamental. O aço investigado neste trabalho apresenta teores inferiores de elementos de liga voláteis e de alto custo, como o molibdênio e o níquel, em comparação com outros aços avançados modernos para forjamento. Além disso, o teor de cromo também é reduzido, o que contribui para tornar o custo da matéria-prima mais racional, aumentando a competitividade da proposta. Adicionalmente, o menor conteúdo de liga apresenta vantagens ambientais, especialmente no caso do molibdênio, cujo impacto significativo na demanda de energia e na pegada material o torna um elemento particularmente crítico [2].

2.1 Avaliação dos Parâmetros de Austenitização

As propriedades finais dos forjados submetidos a resfriamento contínuo são altamente sensíveis as condições de austenitização do material. Por esta razão, a análise da forjabilidade do material inicia com a avaliação do efeito dos parâmetros de austenitização na estrutura austenítica prévia.

Os efeitos do tempo (t_p) e da temperatura (T_p) de austenitização no tamanho de grão austenítico prévio foram analisados através da realização de diferentes tratamentos de austenitização detalhados na Tabela 2.

Tabela 2 Tratamentos térmicos realizados para análise do efeito dos parâmetros de austenitização na estrutura prévia do material.

Temperatura, T_p [°C]	Tempo, t_p [min]	
1000	0	
	10	
	20	
	40	
1100	0	
	10	
	20	
	40	
1200	0	
	10	
	20	
	40	

Nos tratamentos térmicos, foram utilizadas amostras cúbicas de 20mm de aresta. Termopares do tipo K foram inseridos com a junta quente posicionada no núcleo das geometrias para monitoramento da temperatura. Após a austenitização em forno resistivo tipo câmara, todos os corpos de prova são temperados em água. A estrutura austenítica prévia foi analisada por microscopia ótica após 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 [21]. Esta técnica, indicada para materiais com estrutura com grãos não totalmente equiaxiais, permite definir o tamanho de grão austenítico. Para cada condição analisada, pelo menos 1000 grãos foram medidos.

O tempo de aquecimento de 0 minutos ($t_p = 0$) corresponde ao momento em que a temperatura de austenitização do forno atinge o núcleo do corpo de prova. Os tempos de 10, 20 e 40 minutos são contabilizados a partir de $t_p = 0$.

2.2 Teste da cunha

Para uma avaliação abrangente do efeito do processamento termomecânico no material, foram realizados testes de cunha. Esses testes têm como objetivo estabelecer a correlação entre a deformação, as mudanças microestruturais e a forjabilidade a quente em diferentes temperaturas.

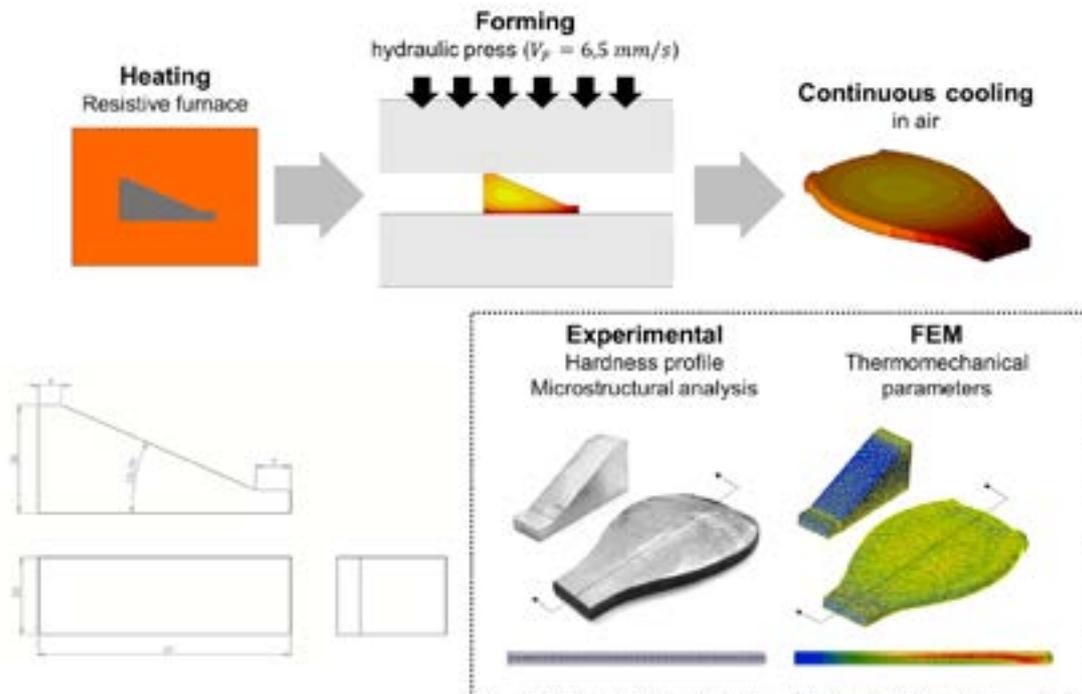


Figura 1 Teste da cunha.

No teste de cunha, um corpo de prova em forma de cunha é forjado entre matrizes planas paralelas. Como mostra a Figura 1, as amostras consistem em uma porção de altura constante e uma região de altura variável, mantendo-se a largura fixa. A velocidade constante da matriz superior em combinação com a variação da altura da amostra e o atrito, geram uma distribuição heterogênea de deformação e velocidade de deformação ao longo do comprimento e em qualquer seção. Através da análise numérica do teste é possível prever as deformações e velocidade de deformações locais e estabelecer a correlação com as mudanças microestruturais e a forjabilidade a quente em função da temperatura.

Em cada experimento, o corpo de prova é aquecido em forno resistivo até o momento em que o seu núcleo atinge a temperatura desejada ($t_0 = 0$). Em seguida é rapidamente transferido para a prensa para a realização da etapa de conformação a quente. As cunhas foram submetidas a uma redução em altura de 23mm pela ação de matrizes planas pré-aquecidas a 180°C e cobertas com lubrificante a base de grafite. Os testes foram realizados em uma prensa hidráulica marca FKL com velocidade de 6,5mm/s e capacidade de 700 t. Após o forjamento, as cunhas foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

Os testes foram realizados para três temperaturas de aquecimento (T_0): 1000, 1100 e 1200°C. Termopares do tipo K foram inseridos com a junta quente posicionada no núcleo das cunhas para monitoramento da temperatura.

Durante os testes, foi realizada a aquisição de dados de força e deslocamento. O deslocamento da prensa foi monitorado por um transdutor de deslocamento variável linear (Linear Variable Differential Transformer-LVDT) e a força por uma célula de carga montada na mesa inferior da prensa. Os sinais foram adquiridos pelo aparelho Spider 8 da marca HBM e tratados pelo software Catman Express.

As cunhas forjadas foram cortadas e o perfil de microdureza da seção longitudinal foi construído. A microestrutura foi analisada em microscópio óptico e em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Técnicas convencionais de preparação metalográfica foram aplicadas na seção longitudinal das cunhas forjadas. O reagente químico utilizado para revelação da microestrutura foi Nital 2%.

Para análise do tamanho de grão prévio das cunhas forjadas, parte dos corpos de prova são temperados em água após a conformação. A estrutura austenítica prévia foi analisada por microscopia ótica após ataque químico com o reagente picral.

2.3 Análise inversa por elementos finitos

A análise inversa do procedimento experimental foi realizada através do software Qform UK. Utilizando o método dos elementos finitos, foram realizadas simulações em 3D dos testes. As simulações foram divididas nas seguintes etapas:

- (i) Transferência da cunha do forno para a prensa: Esta etapa tem duração de 8s e calcula as perdas térmicas da peça para o ambiente;
- (ii) Posicionamento da cunha na matriz inferior: Esta etapa tem duração de 2s e calcula as perdas térmicas da peça para o ambiente e para a matriz inferior;
- (iii) Forjamento;
- (iv) Extração da cunha: Esta etapa tem duração de 3s e calcula as perdas térmicas da peça para o ambiente e para a matriz inferior;
- (v) Resfriamento contínuo: Esta etapa calcula as perdas térmicas da peça para o ambiente.

A duração de cada uma das etapas foi definida pela média dos valores observados durante o procedimento experimental. Os dados experimentais de força, deslocamento e temperatura foram utilizados para calibrar os modelos numéricos. A Tabela 3 lista as informações referentes aos modelos numéricos.

Tabela 3 Dados de entrada dos modelos numéricos.

Tipo de malha	Triangular adaptativa
Temperatura da peça	Calibrada experimentalmente
Material das ferramentas	AISI H13 (Rígido)
Temperatura das ferramentas	180°C
Velocidade da ferramenta	6,5 mm/s
Coeficiente de atrito	0,4 (Levanov)

As informações referentes ao material de trabalho foram inseridas na biblioteca do software. A equação de Hensel-Spittel (Equação 1) foi utilizada para caracterizar o comportamento mecânico do material quando deformado a quente. A Tabela 4 lista os parâmetros da Equação de Hensel-Spittel para a liga investigada.

$$k_f = A \cdot e^{m_1 \cdot \dot{\epsilon}} \cdot \varphi^{m_2} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \cdot e^{\frac{m_4}{\varphi}} \cdot (1 + \varphi)^{m_5 \cdot \dot{\epsilon}} \cdot e^{m_6 \cdot \varphi} \cdot \dot{\varphi}^{m_7 \cdot \dot{\epsilon}} \cdot \vartheta^{m_8} \quad (1)$$

Onde A , m_1 a m_8 são constantes do material e devem ser determinadas experimentalmente.

Tabela 4 Parâmetros da Equação de Hensel-Spittel para a liga investigada.

A [MPa]	m_1 [-]	m_2 [-]	m_3 [-]	m_4 [-]	m_5 [-]	m_7 [-]	m_8 [-]	m_8 [-]
1510	-0,004	0,24	-0,03	-0,002	-0,0006	-0,13	0,0002	0,28

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Avaliação dos Parâmetros de Austenitização

A Figura 2 mostra exemplos representativos do exame microestrutural da austenita prévia após diferentes temperaturas e tempos de austenitização. A Figura 3 mostra a variação do tamanho do grão médio da austenita em função da temperatura e do tempo de austenitização. Conforme esperado, o tamanho do grão de austenita aumenta com o aumento da temperatura de imersão.

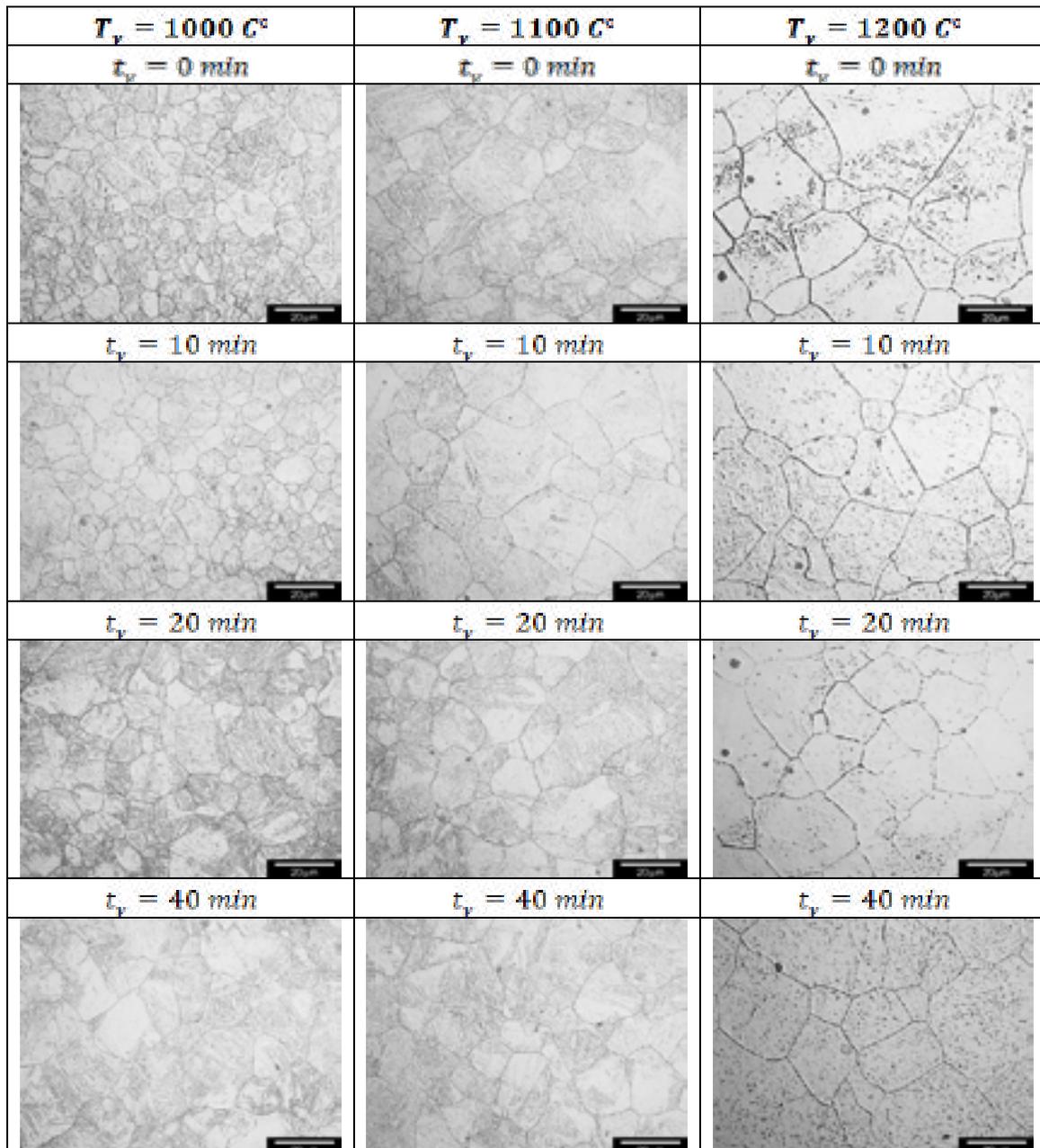


Figura 2 Micrografias ópticas da austenita prévia após diferentes temperaturas e tempos de austenitização.

O crescimento do grão de austenita ocorre principalmente devido à migração dos contornos de grão, um processo termicamente ativado, no qual a mobilidade desses contornos se intensifica com a elevação da temperatura [22]. Além disso, o aumento

da temperatura e do tempo de austenitização impactam o tamanho dos precipitados e a fração de volume destas partículas. Estes fatores são importantes na restrição ao movimento dos limites dos grãos e, portanto, na cinética do crescimento dos grãos. Com o aumento da temperatura e do tempo de austenitização, a fração de volume das partículas diminui e seu tamanho aumenta. Essa alteração na distribuição dos precipitados reduz sua eficácia em fixar os contornos de grão, facilitando assim o crescimento dos grãos de austenita [23].

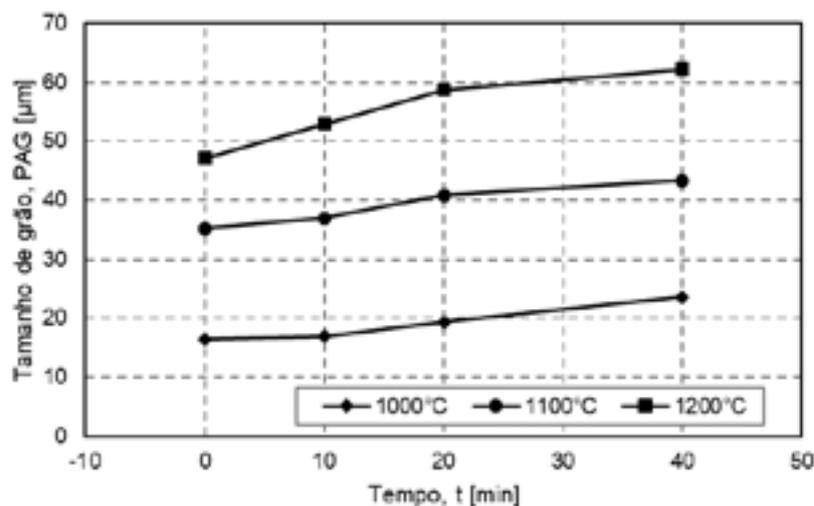


Figura 3 Variação do tamanho de grão médio da austenita prévia em função da temperatura e do tempo de austenitização.

A sensibilidade do tamanho de grão em relação ao tempo de austenitização varia conforme a temperatura analisada. Durante a austenitização a 1000°C, o tamanho do grão permanece praticamente constante, em torno de 16 μm, para tempos de imersão de até 10 minutos. No entanto, medições realizadas após 20 e 40 minutos indicam um aumento quase linear no tamanho dos grãos, que alcançam 23 μm após 40 minutos de imersão.

Ao elevar a temperatura para 1100°C, observa-se um crescimento quase linear no tamanho dos grãos entre 0 e 20 minutos de imersão, passando de 35 μm para 40 μm. Após 20 minutos, a taxa de crescimento dos grãos muda e o tamanho do grão após 40 min é de 43 μm.

No caso do aquecimento a 1200°C, o crescimento dos grãos segue um comportamento praticamente linear até 20 minutos de imersão, com o tamanho do grão aumentando de 47 μm para 59 μm. Assim como foi observado para 1100°C, após 20 minutos a taxa de crescimento dos grãos reduz e o tamanho do grão após 40 min é de 62 μm.

Os valores apresentados na Figura 3 estão em concordância com os observados por Erisir et al. [24], que analisaram um aço com teores similares de C, Ti, Nb e N. O controle do crescimento de grãos em aços microligados durante o processamento termomecânico depende crucialmente das partículas da segunda fase. A adição de microligas de Ti e Nb resulta na formação de dispersões de nitretos, carbonetos e carbonitretos, que são eficazes na minimização do crescimento dos grãos de austenita.

Nem todos os precipitados de Ti e Nb mantêm-se estáveis nas temperaturas de processamento. Como consequência, ligas contendo Nb e Ti podem ser suscetíveis ao crescimento anormal dos grãos de austenita [25,26]. Esse fenômeno foi observado durante a austenitização a 1100°C e 1200°C. A Figura 4 exemplifica esse crescimento abrupto, resultando em grãos com diâmetro médio superior a 100 μm. O rápido crescimento anormal dos grãos de austenita é atribuído à dissolução dos carbonetos. A ausência localizada de precipitados eficazes para estabilizar os contornos de grão

cria condições propícias para o crescimento acelerado ou anormal dos grãos. Isso é indesejável, pois compromete o refinamento final da microestrutura, afetando negativamente as propriedades mecânicas, como tenacidade e ductilidade [27].

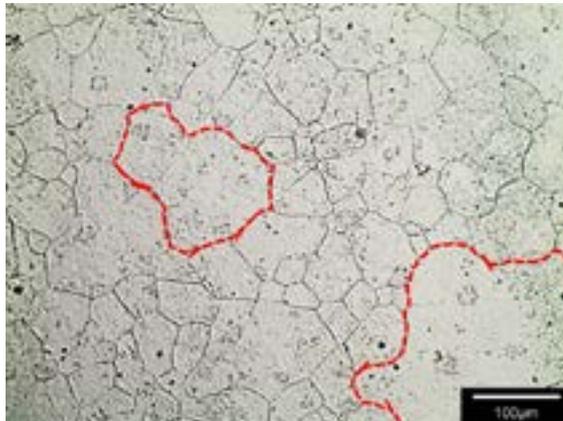


Figura 4 Crescimento anormal dos grãos de austenita ($T_f = 1200\text{ }^\circ\text{C}$; $t_f = 20\text{ min}$).

3.2 Teste da cunha

Para garantir maior representatividade dos resultados, os testes de cunha foram repetidos cinco vezes para cada condição analisada. As análises macro e microscópicas confirmaram que as peças forjadas não apresentaram trincas ou danos superficiais específicos.

A Figura 5 mostra os históricos térmicos das cunhas forjadas a partir das temperaturas de aquecimento (T_a) 1000, 1100 e 1200°C. As linhas contínuas representam os dados experimentais, enquanto as linhas pontilhadas representam os resultados obtidos pelos modelos de elementos finitos.

A evolução da temperatura em função do tempo apresenta um comportamento semelhante para as três temperaturas analisadas. Inicialmente, há uma leve queda de temperatura devido à transferência da peça do forno para a prensa e ao posicionamento da cunha na matriz inferior, o que faz com que a temperatura real de forjamento seja diferente de T_a . Em seguida, ocorre uma queda abrupta da temperatura com o início do forjamento. A baixa velocidade do equipamento de conformação provoca um resfriamento acentuado da peça, que atinge temperaturas entre 400°C e 500°C após a conformação. Com o término do forjamento e o início do resfriamento contínuo, a temperatura apresenta um pequeno aumento, seguido por uma queda gradual até atingir a temperatura ambiente.

A Figura 6 mostra a evolução da força em função do deslocamento da prensa para as três condições analisadas. As linhas contínuas representam os dados experimentais, enquanto as linhas pontilhadas representam os resultados obtidos pelos modelos de elementos finitos. Como esperado, a força necessária para deformar a cunha aumenta com a redução da temperatura de forjamento.

A comparação entre as curvas força-deslocamento experimentais e os resultados numéricos é um método eficaz para validar as simulações por elementos finitos. Observa-se que os resultados numéricos apresentam excelente concordância com os dados experimentais, o que também foi constatado nos registros de histórico térmico. Isso evidencia que as condições de contorno dos modelos, como atrito, resfriamento das matrizes e transferência de calor para o ambiente, foram simuladas de forma fiel às condições do processo real. Dessa maneira, é possível alcançar uma boa similaridade entre o comportamento de carregamento e as mudanças microestruturais observadas nos corpos de prova e as variações microestruturais reais durante a deformação a quente.

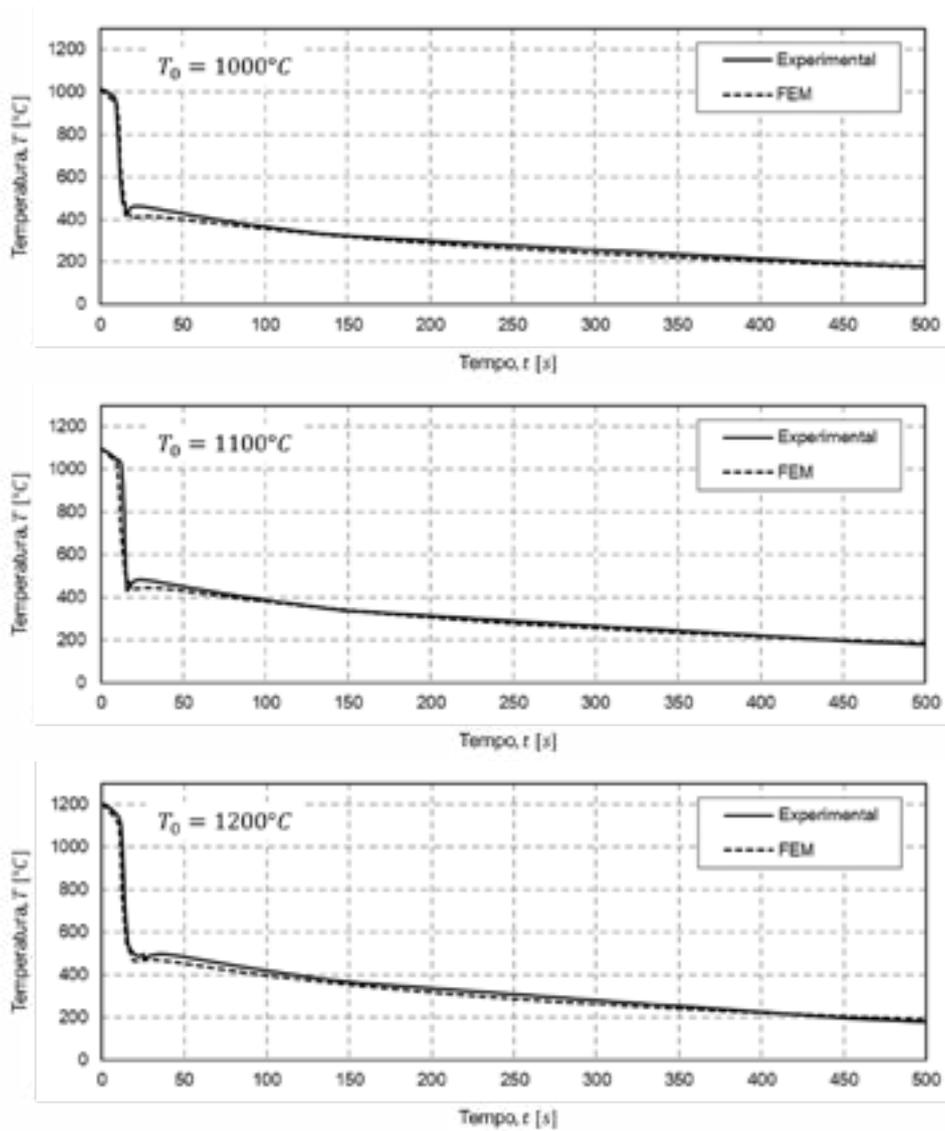


Figura 5 Históricos térmicos das cunhas forjadas.

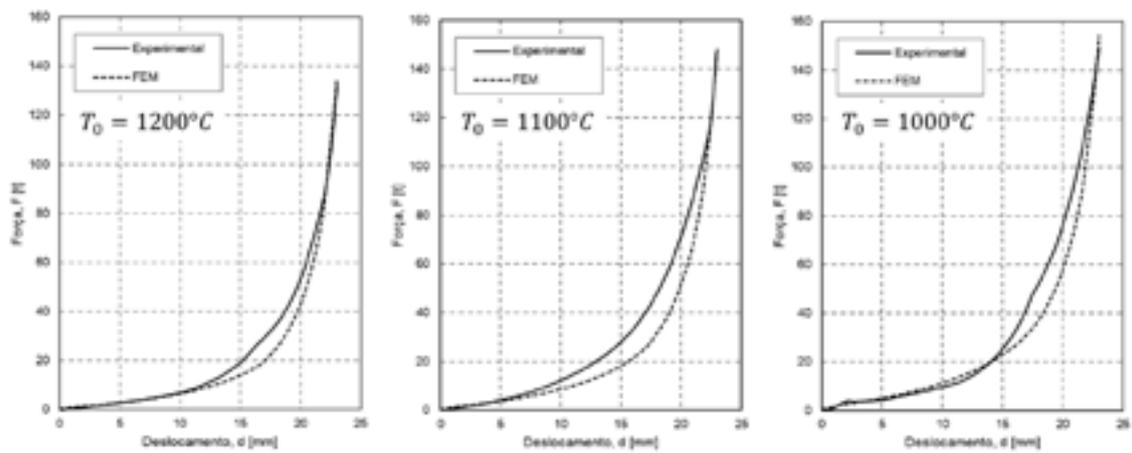


Figura 6 Evolução da força em função do deslocamento da prensa no forjamento das cunhas.

3.3 Análise inversa por FEM

Os resultados da análise inversa dos testes das cunhas, conduzida por simulação via elementos finitos, são apresentados a seguir. Foram examinados detalhadamente os parâmetros críticos que influenciam o comportamento mecânico do material, como deformação, velocidade de deformação e temperatura.

A Figura 7 apresenta a distribuição da deformação equivalente na seção da cunha após a compressão. A geometria inicial foi projetada para permitir a análise de uma ampla faixa de deformações, variando entre 0,2 e 2,4. Essa análise é crucial, pois o grau de deformação está diretamente relacionado ao refinamento da microestrutura. Regiões submetidas a maiores deformações tendem a exibir grãos mais refinados, o que, por sua vez, resulta em um aumento na resistência do material [28-30].

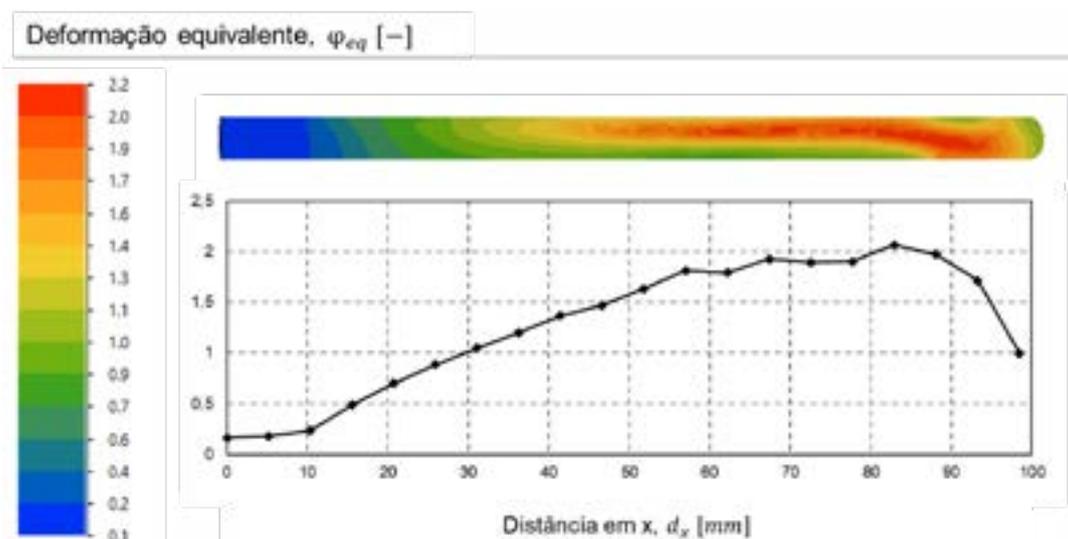


Figura 7 Distribuição da deformação equivalente ao longo da seção da cunha após o forjamento.

A velocidade de deformação é outro parâmetro crucial que influencia a recristalização do material durante o processo de deformação, impactando diretamente o refinamento da microestrutura. Como a recristalização é um processo que exige tempo, o aumento na velocidade de deformação ($\dot{\varphi}$) reduz o tempo disponível para a formação de novos grãos, limitando assim o refino da microestrutura.

A Figura 8 ilustra a variação da velocidade de deformação em função do deslocamento da prensa em 10 pontos ao longo da seção da cunha. Devido à geometria da cunha, algumas regiões (P7, P8, P9, P10) são submetidas à deformação ao longo de todo o processo, enquanto outras (P1 e P2) sofrem deformação apenas nos estágios finais do deslocamento da prensa. Esse comportamento se reflete nos valores observados da velocidade de deformação.

A distribuição da velocidade de deformação na seção da cunha ao final do processo é mostrada na Figura 9. Devido à baixa velocidade da prensa hidráulica, são observados valores que variam de 0,4 a 1,7 s⁻¹.

Os testes foram realizados em três diferentes temperaturas, que afetam fatores como atrito e troca térmica, com potencial para influenciar o fluxo de material durante o forjamento. Contudo, as simulações numéricas não revelaram mudanças significativas no perfil das deformações e das velocidades de deformação na seção da cunha que justificassem uma análise mais aprofundada.

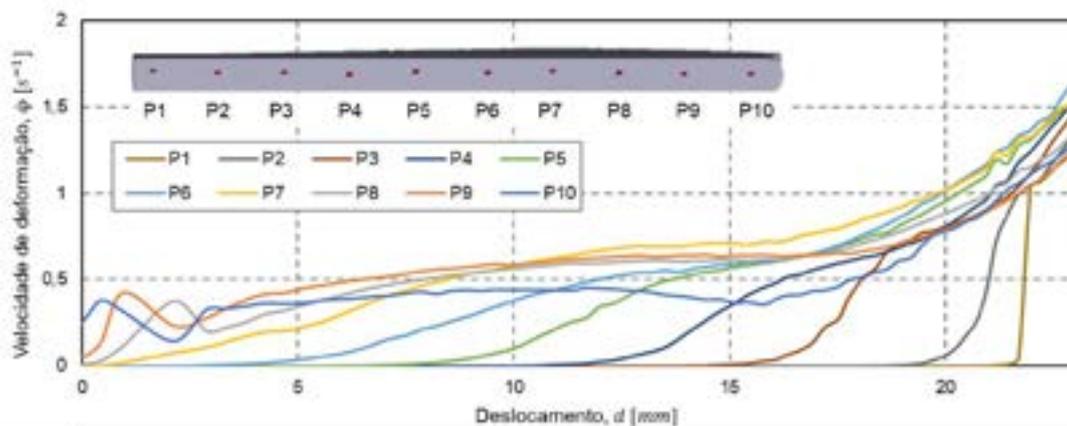


Figura 8 Variação da velocidade de deformação em função do deslocamento da prensa em 10 pontos ao longo da seção da cunha.

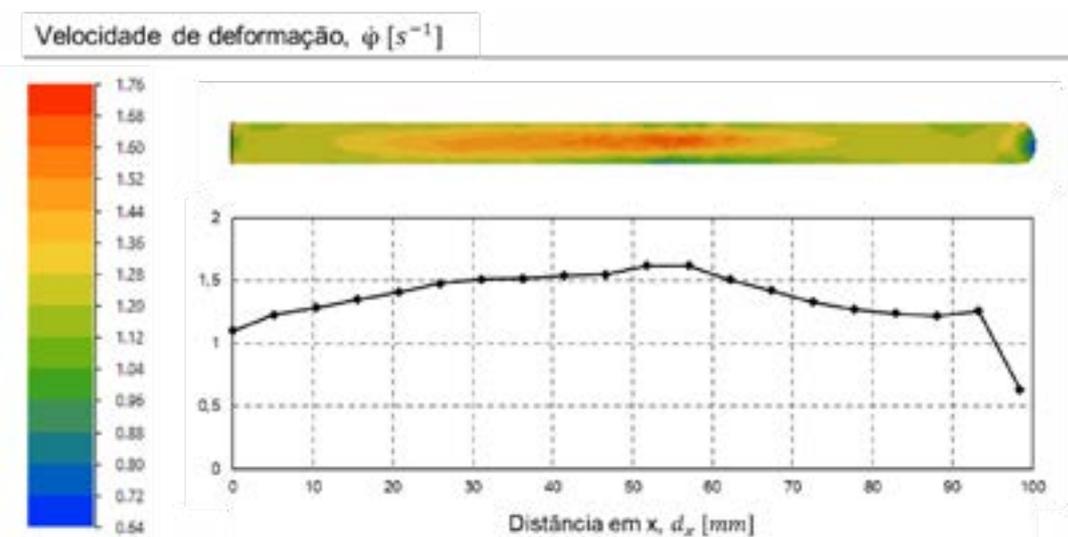


Figura 9 Distribuição da velocidade de deformação ao longo da seção da cunha após o forjamento.

A simulação numérica permite rastrear todo o histórico térmico da peça durante o processamento. A Figura 10 mostra a evolução da temperatura ao longo do tempo durante o forjamento e o subsequente resfriamento contínuo em 10 pontos ao longo da seção da cunha aquecida a 1200°C. Devido às perdas térmicas por radiação e convecção durante a transferência da cunha do forno para a prensa, a peça apresenta um gradiente térmico de 1130 a 980°C no momento do início da forja. Com o início do forjamento, observa-se uma queda brusca na temperatura, cuja severidade varia conforme a região da peça e o tempo de contato com as ferramentas. As áreas que permanecem em contato por mais tempo com as matrizes de forjamento sofrem uma redução mais acentuada na temperatura, o que leva a uma diminuição no gradiente térmico da peça. Durante o início do resfriamento contínuo ao ar, ocorre uma equalização da temperatura devido à troca térmica entre o núcleo e a superfície da peça. Como resultado, o gradiente térmico é praticamente eliminado, e, com o passar do tempo, as curvas de resfriamento se tornam quase idênticas.

A Figura 11 mostra a distribuição de temperatura na seção da cunha após a compressão, para as três temperaturas analisadas. Observa-se que a temperatura é mais elevada na extremidade da peça com maior volume e diminui gradualmente em direção à extremidade oposta. A superfície inferior da peça apresenta um resfriamento mais intenso do que a superfície superior, uma vez que, após a abertura da prensa, essa superfície continua em contato com a matriz inferior até a extração da peça.

Os perfis de resfriamento observados na peça aquecida a 1200°C (Figura 9) repetem-se nas peças aquecidas a 1100°C e 1000°C, com a mesma distribuição de temperatura, embora com magnitudes diferentes. Ao final do forjamento, a peça aquecida a 1100°C exibe uma temperatura média 25°C inferior à da peça inicialmente aquecida a 1200°C. Já a peça aquecida a 1000°C apresenta uma temperatura média 28°C inferior à da peça aquecida a 1100°C.

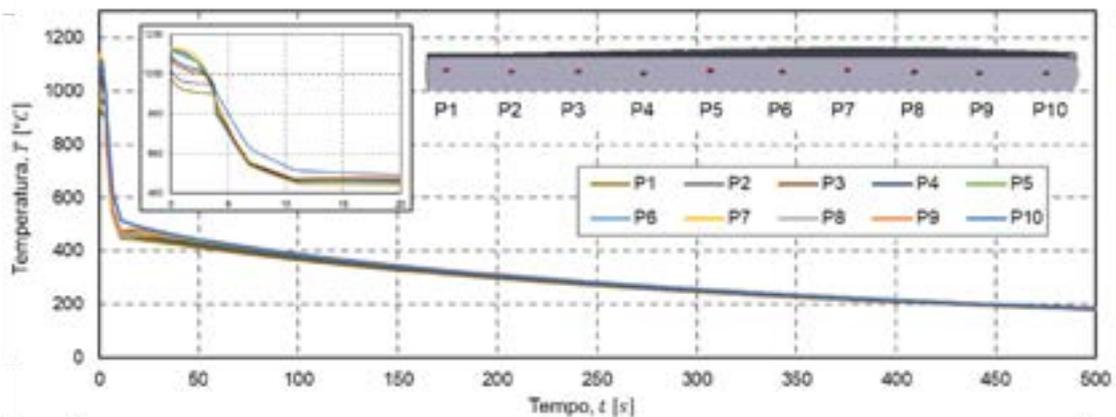


Figura 10 Variação da temperatura em função do tempo em 10 pontos ao longo da seção da cunha.

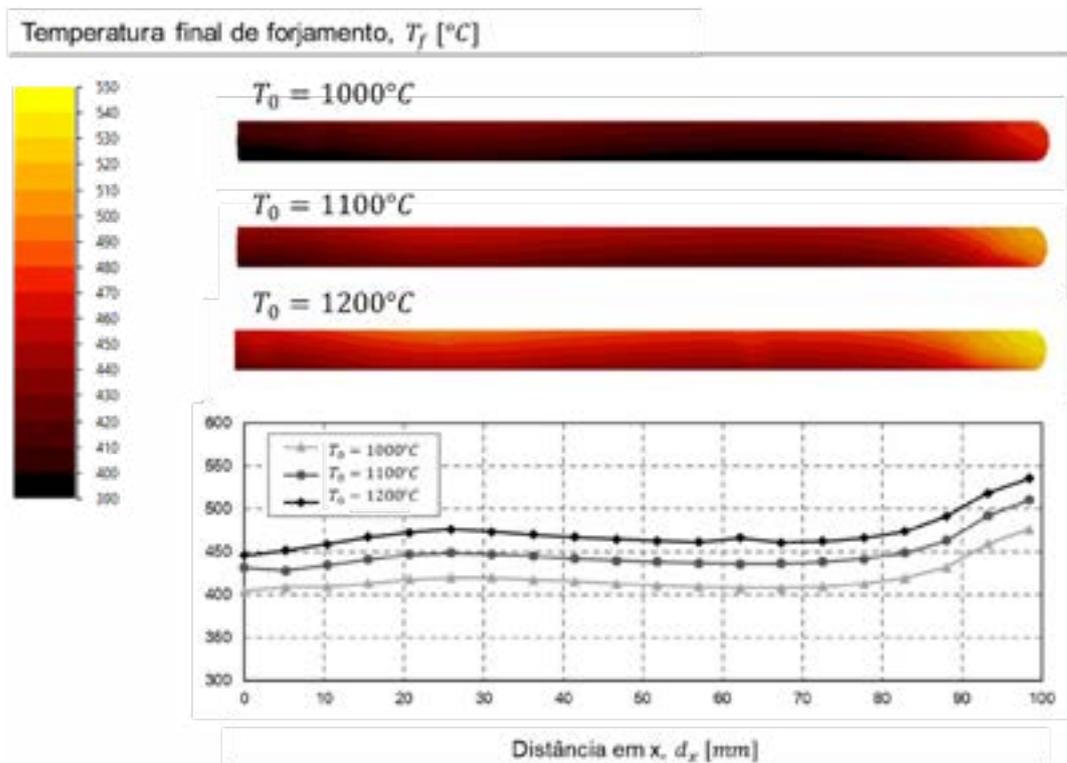


Figura 11 Distribuição da temperatura ao longo da seção da cunha após o forjamento.

3.4 Microestrutura final

Foram selecionadas três regiões distintas da peça para a análise microestrutural: a região R_1 , que corresponde à zona com menor deformação ($\varphi_{\text{est}} = 0,5$); a região R_2 , representando a zona de deformação média ($\varphi_{\text{est}} = 1,25$); e a região R_3 , onde a deformação é mais intensa ($\varphi_{\text{est}} = 2$). A Figura 11 apresenta a microestrutura

autenítica prévia das cunhas forjadas após aquecimento a 1000°C, 1100°C e 1200°C, respectivamente.

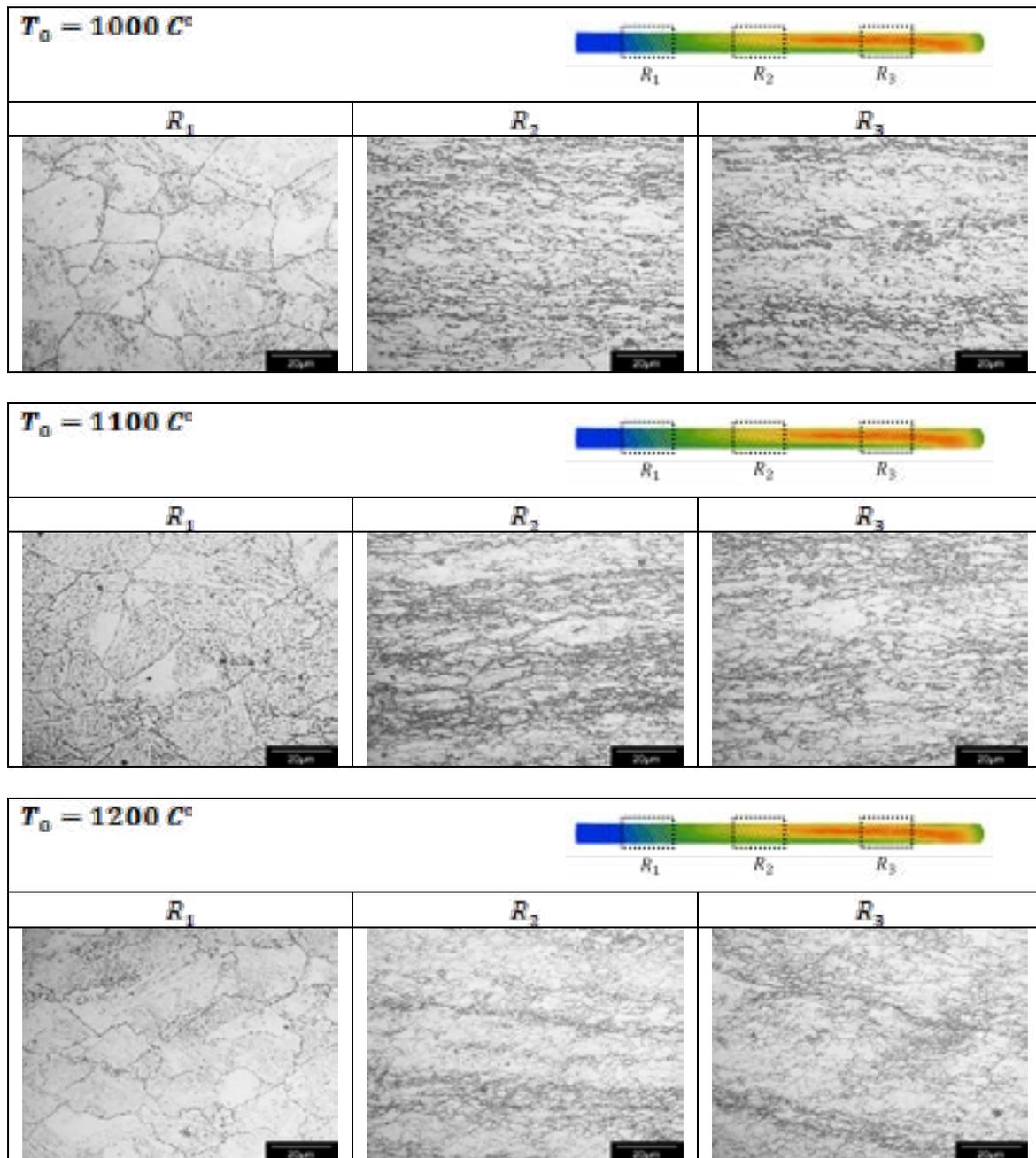


Figura 12 Estrutura austenítica prévia das cunhas forjadas (ataque de picral, aumento de 500x).

Na região de menor deformação, os grãos exibem uma morfologia poligonal. Com o aumento da severidade da deformação, ocorre um intenso refino da estrutura austenítica devido à recristalização. O incremento na deformação intensifica a força motriz para a recristalização dinâmica, resultando em um aumento substancial no número de pequenos grãos. Esses novos grãos permanecem pequenos porque o potencial termodinâmico gerado no interior deles, em função da continuidade da deformação, impede o crescimento adicional. À medida que a diferença de potencial

termodinâmico através dos contornos dos novos grãos diminui, seu crescimento é interrompido [31].

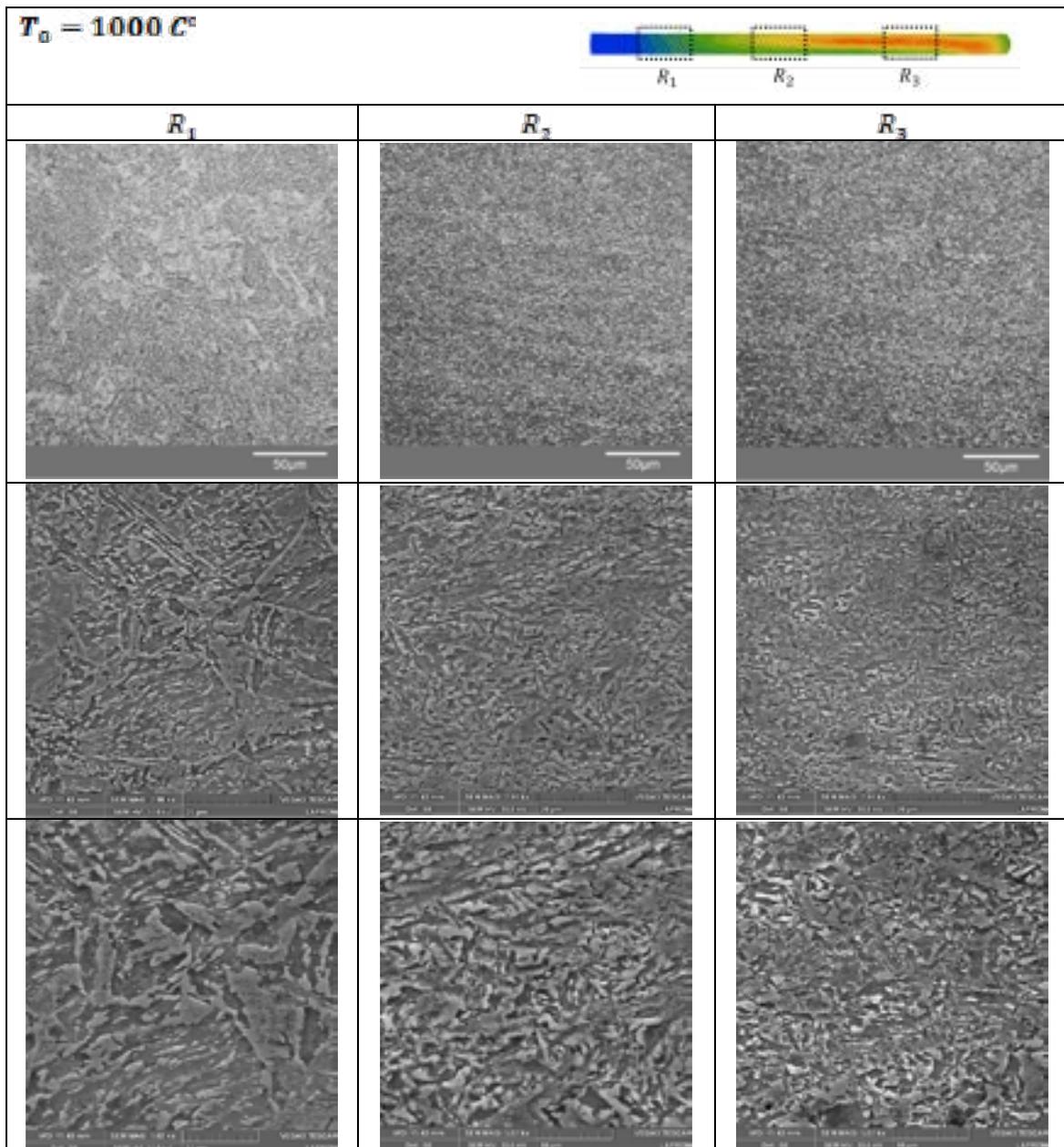


Figura 13 Micrografias da cunha forjada após aquecimento a 1000°C (ataque de nital 2%, aumentos de 500x, 3000x e 5000x).

As regiões severamente deformadas também apresentam alguns poucos grãos maiores que não recrystalizaram, os quais apresentam um aspecto alongado e contornos serrilhados. A formação de ondulações nos contornos de grão ocorre durante a recuperação dinâmica. O fenômeno consiste em migrações de curto alcance dos contornos de grão, devido ao potencial termodinâmico promovido pelas discordâncias. Os contornos migram para ambos os lados, adquirindo um aspecto ondulado. Na austenita, as ondulações indicam a iminência da recrystalização [32].

A austenitização do material (sem deformação) a 1000°C, 1100°C e 1200°C gerou grãos austeníticos com tamanhos médios de 16 µm, 35 µm e 47 µm, respectivamente. Na região de baixa deformação (R_1), as cunhas aquecidas a 1100°C

e 1200°C mantiveram o tamanho de grão original. No entanto, o material forjado após aquecimento a 1000°C apresentou engrossamento da estrutura austenítica. A baixa deformação nessa região permite que os grãos recristalizados continuem a crescer, com o crescimento sendo interrompido apenas quando os grãos encontram seus vizinhos também em crescimento, fenômeno conhecido como impingement.

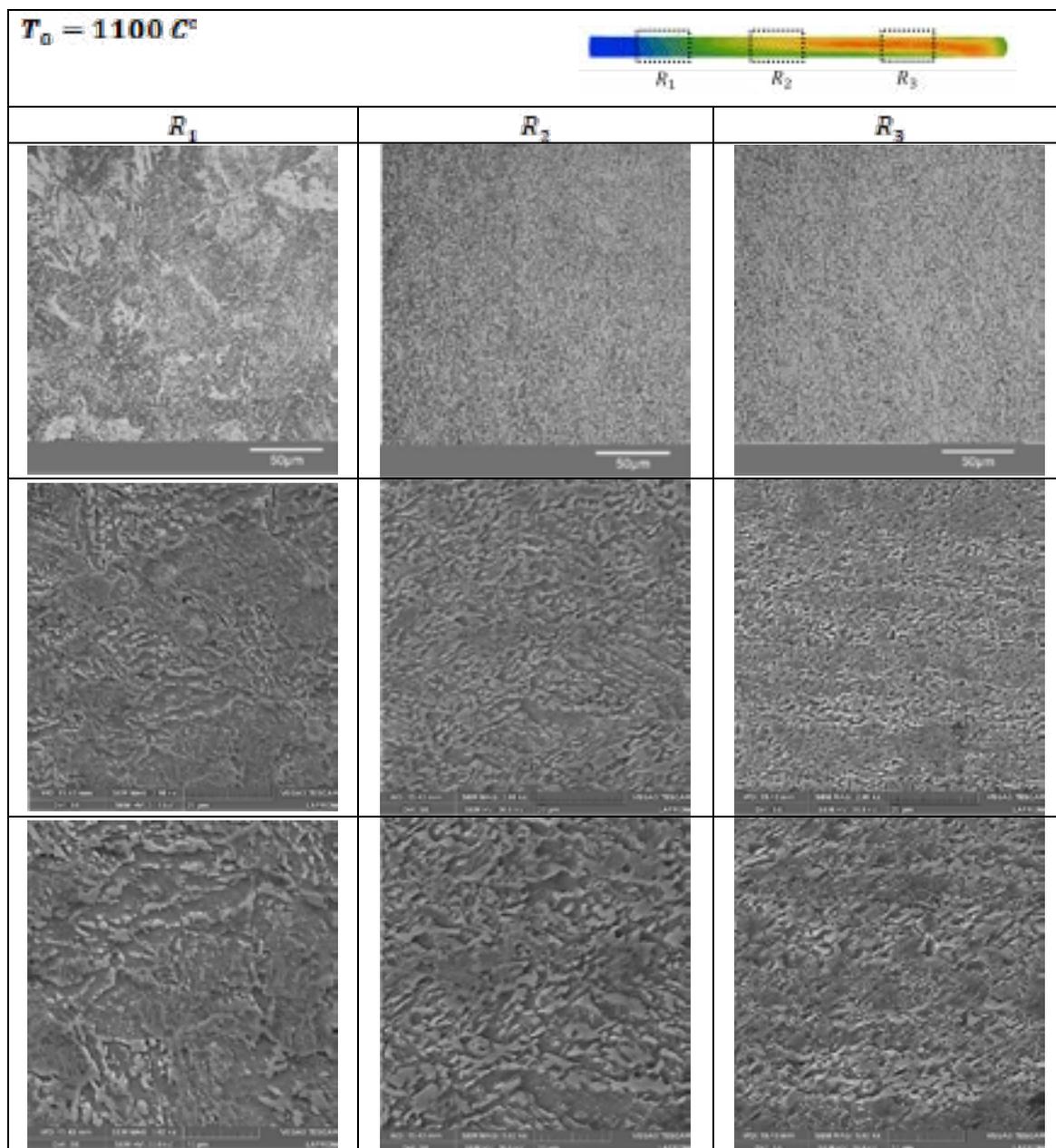


Figura 14 Micrografias da cunha forjada após aquecimento a 1100°C (ataque de nital 2%, aumentos de 500x, 3000x e 5000x)

As Figuras 13, 14 e 15 apresentam a microestrutura final das cunhas forjadas após aquecimento a 1000°C, 1100°C e 1200°C, respectivamente. As micrografias indicam a formação predominante de microestruturas bainíticas, com a ferrita proeutetóide sendo evitada em todas as condições analisadas. As imagens evidenciam a presença de bainita granular e bainita em ripas [24,33-35]. Com a ampliação proporcionada pela micrografia por MEV, é possível identificar com maior clareza os microconstituintes: a ferrita bainítica aparece nas áreas mais escuras, enquanto os microconstituintes ricos em carbono se destacam nas regiões mais claras

ou em relevo. O refino e a complexidade das estruturas dificultam a identificação das fases ricas em carbono. A segunda fase rica em carbono é um produto de transformação que pode se originar a partir de austenita enriquecida com carbono. Pode ser constituída por perlita degenerada, detritos de cementita, bainita, misturas de produtos de transformação incompletos, martensita, austenita retida ou martensita [36].

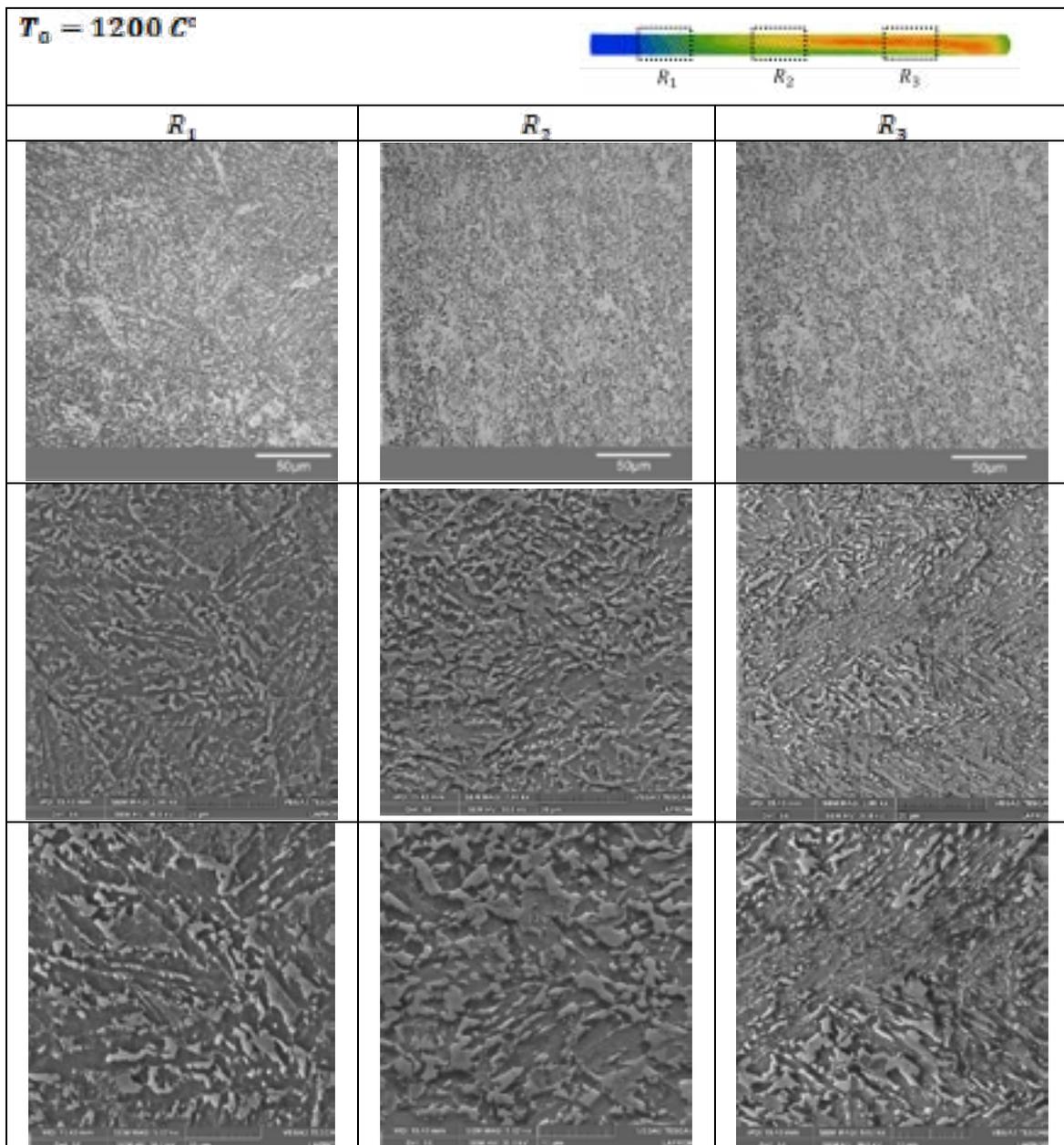


Figura 15 Micrografias da cunha forjada após aquecimento a $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ataque de nital 2%, aumentos de 500x, 3000x e 5000x)

A bainita granular é uma morfologia típica de aços de baixo carbono submetidos a resfriamento contínuo. Embora a microscopia não permita a identificação precisa dos microconstituintes ricos em carbono, a bainita granular distingue-se pela ausência de carbonetos na microestrutura, diferentemente das bainitas convencionais. Durante a transformação, ocorre a partição do carbono da ferrita bainítica para a austenita circundante, enriquecendo e estabilizando a austenita em carbono [37]. Como resultado, o microconstituente rico em carbono é composto por agregados de austenita

retida e martensita, sendo geralmente denominado como M/A (martensita/austenita) [38]. A bainita granular é usualmente obtida por resfriamento contínuo em taxas de resfriamento moderadas, como as observadas no resfriamento ao ar [39-41].

O impacto da deformação na microestrutura é evidente nas micrografias finais das cunhas. Em todas as condições analisadas, as regiões menos deformadas (R_1) mostram uma microestrutura mais grosseira em comparação com as zonas mais deformadas (R_2 e R_3). A diferença no refino da microestrutura entre as zonas R_2 e R_3 é menos pronunciada, mas as microestruturas nas regiões R_3 são de maneira geral mais refinadas.

A presença de nióbio no aço desempenha um papel crucial na obtenção da microestrutura refinada observada após o forjamento. O Nb atua significativamente no retardamento da recristalização da austenita e exerce um efeito de arrasto de soluto nos contornos de grãos e no movimento das discordâncias [42,43], contribuindo assim para o refinamento geral da microestrutura. Mesmo adições em concentrações inferiores a 0,04% em peso, como as observadas no aço analisado, são suficientes para exercer um efeito significativo na microestrutura [44].

3.5 Dureza

A Figura 15 mostra o perfil de dureza das cunhas forjadas após aquecimentos a 1000, 1100 e 1200°C.

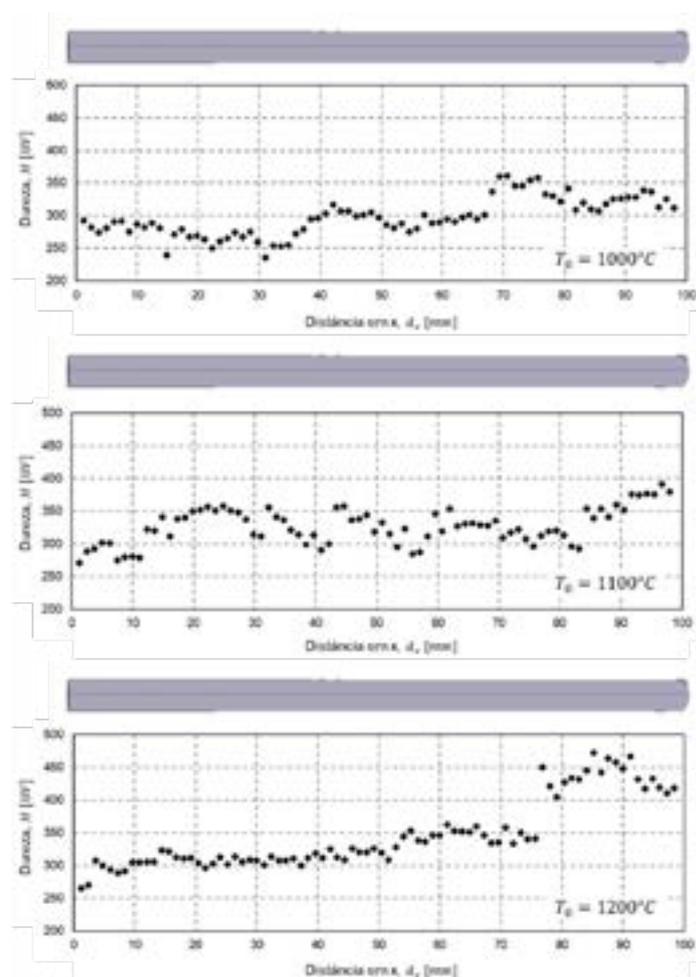


Figura 16 Perfil de dureza das cunhas forjadas.

Em todas as condições, observa-se uma tendência de aumento da dureza ao longo da cunha, da extremidade com menor deformação até a região com maior

deformação. O incremento de dureza é moderado nas temperaturas de 1000 e 1100°C, mas torna-se acentuado na cunha forjada a partir de 1200°C. No forjamento a 1000°C, a região de menor deformação apresenta dureza entre 240 e 300 HV, enquanto na região de maior deformação, a dureza atinge cerca de 350 HV. De modo geral, o forjamento a 1100°C resultou em um aumento de dureza em comparação à peça aquecida a 1000°C, com valores máximos variando entre 375 e 390 HV. A peça forjada a 1200°C apresentou resultados mais consistentes, com menores flutuações e um aumento gradual de dureza. Nessa condição, foram observados valores de dureza superiores a 400 HV, com o valor máximo atingindo 472 HV.

Esses resultados são consistentes com pesquisas anteriores. Silveira et al. [45] observaram uma tendência similar na dureza do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 forjado sob as mesmas condições analisadas. Os autores notaram que a redução da temperatura de aquecimento e forjamento leva resulta na formação de maior fração volumétrica de ferrita poligonal, o que reduz a dureza do aço para valores próximos a 300 HV. Cao et al. [46] demonstraram que, para uma mesma taxa de resfriamento, o aumento da temperatura de forjamento eleva a resistência da microestrutura bainítica. Segundo os autores, esse efeito ocorre devido à maior formação de bainita em ripas, em vez de bainita granular.

3.6 Resumo dos resultados

A Figura 16 resume a variação da dureza das cunhas forjadas em função da deformação, da velocidade de deformação e da taxa de resfriamento. Durante o resfriamento contínuo, a temperatura das peças se mantém relativamente homogênea, resultando em uma variação mínima na taxa de resfriamento. Assim, a taxa de resfriamento considerada corresponde à perda térmica desde a saída do forno até o início do resfriamento contínuo.

Os gráficos destacam a influência da velocidade de deformação na dureza final do material. No processamento a 1200°C, a dureza aumenta conforme a velocidade de deformação cresce, estabilizando em um platô nos níveis mais elevados de deformação. Isso indica que, nessa condição, uma maior velocidade de deformação tende a resultar em maiores valores de dureza, especialmente em níveis intermediários de deformação. Para os forjamentos a 1000 e 1100°C, observa-se que a dureza também se beneficia de uma maior velocidade de deformação, embora seja menos sensível a pequenas variações nos parâmetros.

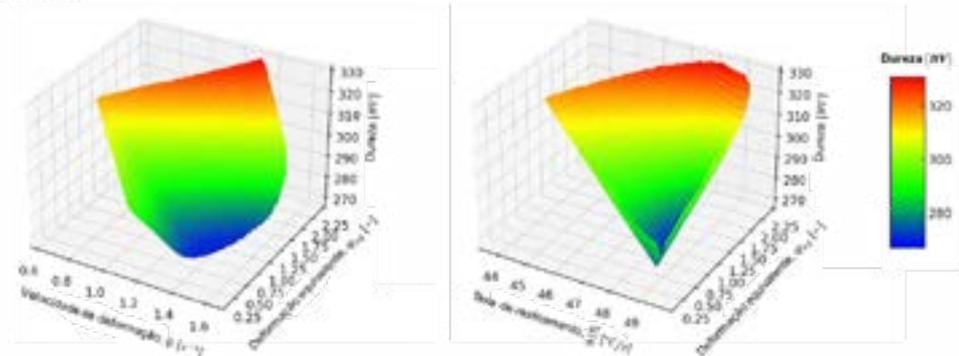
Os gráficos também sugerem que o controle da taxa de resfriamento é fundamental para otimizar a dureza, particularmente em temperaturas e deformações mais elevadas. Um resfriamento mais severo aumenta a dureza da bainita, uma vez que a transformação bainítica ocorre a temperaturas mais baixas. A redução da temperatura de transformação refina a microestrutura, resultando em um aumento na resistência do material [47].

A avaliação dos parâmetros de austenitização demonstrou que, na ausência de deformação plástica, o aquecimento a 1200°C provoca um engrossamento significativo da microestrutura austenítica em comparação com os tratamentos a 1000°C e 1100°C (Figura 3). No entanto, como evidenciado na Figura 11, quando o material é submetido à deformação plástica, o comportamento se altera. O aumento da temperatura favorece a recristalização dinâmica, de modo que, após o processamento termomecânico, a estrutura obtida para $T_0 = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ se torna tão ou mais refinada que as estruturas resultantes dos tratamentos a $T_0 = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $T_0 = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esse efeito é ainda mais pronunciado nas regiões que sofreram maiores deformações.

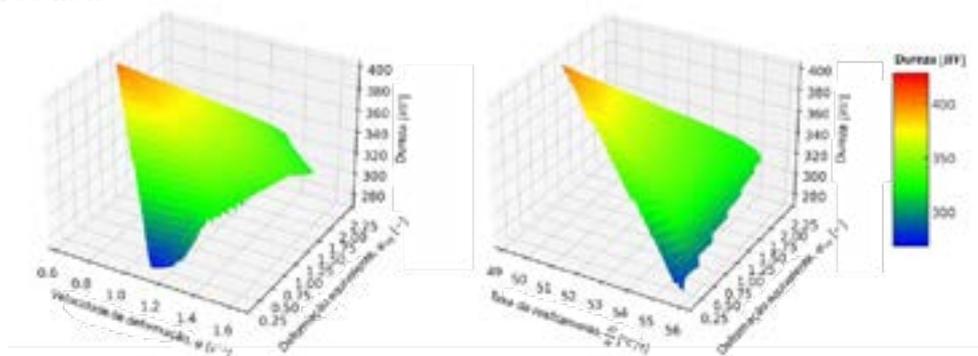
Durante a deformação a quente, a temperatura em combinação com a deformação e a velocidade de deformação afetam diretamente a recristalização. As microestruturas finais das cunhas indicam que a combinação desses parâmetros não comprometeu a homogeneidade da microestrutura recristalizada, mesmo em regiões de deformação severa. Isso sugere que a deformação de aços bainíticos em prensas

de baixa velocidade é benéfica. Em equipamentos de alta velocidade, a combinação de deformação severa com altas taxas de deformação pode resultar em recristalização incompleta do material, comprometendo as propriedades mecânicas do forjado bainítico [48].

$T_0 = 1000^\circ\text{C}$



$T_0 = 1100^\circ\text{C}$



$T_0 = 1200^\circ\text{C}$

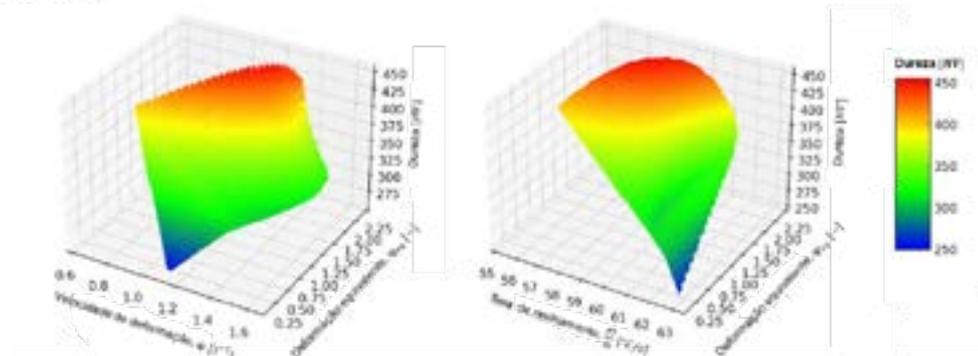


Figura 17 variação da dureza das cunhas forjadas em função da deformação, da velocidade de deformação e da taxa de resfriamento.

4. CONCLUSÕES

A análise da forjabilidade do aço microligado com a composição 0,18C–1,38Mn–0,36Si–0,47Cr–0,03Mo–0,05Al–0,04Nb–0,01Ti revelou os seguintes resultados:

- Na ausência de deformação plástica, o aumento da temperatura e do tempo de austenitização causa um crescimento significativo dos grãos austeníticos.

Observou-se um crescimento anormal dos grãos nas temperaturas de 1100°C e 1200°C, atribuído à dissolução de precipitados.

- As análises de forjamento em cunha, realizadas com diferentes combinações de temperatura, deformação, velocidade de deformação e taxa de resfriamento, resultaram em microestruturas homogêneas, predominantemente formadas por bainita granular, com presença de bainita em ripas.
- Embora a microestrutura se mantenha uniforme sob todas as condições testadas, os perfis de dureza indicam que os parâmetros termomecânicos têm um efeito significativo na dureza do material forjado. Deformações mais severas durante o forjamento promovem a recristalização dinâmica, o que resulta em um refino notável dos grãos austeníticos e uma dureza aumentada. No processo realizado a 1200°C, observou-se durezas elevadas, superiores a 400 HV.
- O aço demonstrou um bom potencial para aplicações em forjamento a quente seguido de resfriamento contínuo, oferecendo uma solução econômica e energeticamente eficiente, eliminando a necessidade de tratamentos térmicos adicionais. No entanto, devido às dimensões das amostras de teste em cunha, os resultados são mais adequados para peças de pequeno volume ou com paredes finas. Para peças de grandes dimensões, que apresentam condições de resfriamento distintas, é necessária uma investigação adicional sob condições similares.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (FAPERGS/CAPES 06/2018, processo: 19/2551-0000710-8); (CNPq/MCTI/FNDCT nº 18/2021, processo: 404196/2021-7); (Produtividade em Pesquisa CNPq – PQ1-4/2021; PDJ – 25/2021 150252/2022-6; GD – 2019); (processo CNPq: 309188/2021-0); (processo CNPq: 446930/2023-7); (processo CNPq: 408298/2023-5); (CAPES (PROEXIES-2020); e ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) e ao Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM) pelo suporte técnico.

REFERÊNCIAS

- [1] Fortune Business Insights. (2024). Metal Forging Market Size, Share & Industry Analysis, By Raw Material (Carbon Steel, Alloy Steel, Stainless Steel, Aluminum, Magnesium, Titanium, and Others), By Technology (Closed Die, Open Die, and Others), By End-User (Automotive, Mechanical Equipment, Aerospace & Railways, and Others), and Regional Forecast, 2024-2032. Disponível em: <https://www.fortunebusinessinsights.com/metal-forging-market-103175>
- [2] Hagedorn W, Gramlich A, Greiff K, Krupp U (2022) Alloy and process design of forging steels for better environmental performance. *Sustainable Materials and Technologies* 34: [s.p.].
- [3] Raedt G-W, Speckenheuer U, Vollrath K (2012) New Forged Steels Energy-efficient Solutions for Stronger Parts. *Cover Story Materials* [s.p.].
- [4] Kremer C, Muller-Babic K (2020) Connecting Rods Made of Micro-alloyed Forged Steel. *MTZ worldwide* 81: [s.p.].
- [5] Bleck W, Moeller E, Bleck W (Ed.) (2017) *Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*. Hanser Verlag, München. ISBN: 978-3-446-44961-9
- [6] Sugimoto K-i, Hojo T, Srivastava AK (2019) Low and Medium Carbon Advanced High-Strength Forging Steels for Automotive Applications. *Metals* 9(1263): [s.p.]. <https://doi.org/10.3390/met9121263>

- [7] Keul C, Wirths V, Bleck W (2012) New bainitic steels for forgings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12(2):119-125.
- [8] Hui W, Zhang Y, Zhao X, Xiao N, Hu F (2016) High cycle fatigue behavior of V-microalloyed medium carbon steels: A comparison between bainitic and ferritic-pearlitic microstructures. *International Journal of Fatigue* [s.p.].
- [9] Silveira ACF, Bevilaqua WL, Dias VW, Castro PJ, Epp J, Rocha AS (2020) Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure. *Metals* 10(601): [s.p.]. <https://doi.org/10.3390/met10050601>
- [10] Wirths W, Wagener R, Bleck W, Melz T (2014) Bainitic Forging Steels for Cyclic Loading. *Adv. Mat. Res.* [s.p.].
- [11] Gramlich A, Lange R, Zitz U, Büßenschütt K (2022) Air-Hardening Die-Forged Con-Rods—Achievable Mechanical Properties of Bainitic and Martensitic Concepts. *Metals* [s.p.].
- [12] Erisir E, Ayhan II, Guney C, Alan E, Dürger NB, Sibel U (2021) Microstructure and Phase Transformations in High-Strength Bainitic Forging Steel. *JMEPEG* 30:3458-3467. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05689-1>
- [13] Stieben A, Bleck W, Schönborn S (2016) Lufthärtender duktiler stahl mit mittlerem mangangehalt für die massivumformung. *MassivUmformung* [s.p.].
- [14] Gramlich A, Schmiedl T, Schönborn S, Melz T, Bleck W (2020) Development of air-hardening martensitic forging steels. *Materials Science and Engineering: A* 784(139321): [s.p.].
- [15] Gramlich A, van der Linde C, Ackermann M, Bleck W (2020) Effect of molybdenum, aluminium and boron on the phase transformation in 4 wt.-% manganese steels. *Results Mater.* 8(100147): [s.p.].
- [16] Dieter GE, Kuhn HA, Semiatin SL (2003) *Handbook of Workability and Process Design*. ASM International [s.p.].
- [17] Dieter GE (1984) *Workability Testing Technique*. ASM [s.p.].
- [18] Park JJ, Kobayashi S (1984) Three-Dimensional Finite-Element Analysis of Block Compression. *Int. J. Mech. Sci.* 26:165.
- [19] Jain VK, Matson LE, Gegel HL, Srinivasan R (1987) Physical Modeling of Metalworking Processes II: Comparison of Viscoplastic Modeling and Computer Simulation. In: Erman E, Semiatin SL, (Eds.), *Physical Modeling of Metalworking Processes*, TMS, p. 127.
- [20] Parsa MH, Ahmadabadi MN, Shirazi H, Poorganji B, Pournia P (2008) Evaluation of microstructure change and hot workability of high nickel high strength steel using wedge test. *Journal of Materials Processing Technology* [s.p.].
- [21] ASTM INTERNATIONAL (2014) Standard test methods for determining average grain size. *ASTM International*, pp. 1–28.
- [22] Chen RC, Hong C, Li JJ, Zheng ZZ, Li PC (2017) Austenite grain growth and grain size distribution in isothermal heat-treatment of 300M steel. *Procedia Eng.* 207:663-668.
- [23] Yang GW, Sun XJ, Yong QL, Li ZD, Li XX (2014) Austenite grain refinement and isothermal growth behavior in a low carbon vanadium microalloyed steel. *J Iron Steel Res Int.* 21(8):757-764.
- [24] Fernández J, Illescas S, Guilemany JM (2007) Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. *Mater Lett* 61:2389-2392.
- [25] Lan LY, Qiu CL, Zhao DW, Gao XH, Du LX (2011) Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel. *Materials Science and Technology* [s.p.].

- [26] Chamanfar A, Chentouf SM, Jahazi M, Lapierre-Boire LP (2020) Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel. *Journal of Materials Research and Technology* 9(6):12102-12114.
- [27] Tsuji N, Saito Y, Utsunomiya H, Tanigawa S (1999) Ultra-Fine grained bulk steel produces by accumulative roll-bonding (arb) process. *ScriptaMateriali* 40(7):795-800.
- [28] Baudalet B, Languillaume J, Kapelski G (1994) Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained materials. *Key Eng Mater* 97-98:125-140.
- [29] Lasalmonie A, Strudel JL (1986) Influence of grain size on the mechanical behaviour of some high strength materials. *J Mater Sci* 21:1837-1852.
- [30] Humphreys J, Rohrer GS, Rollett A (2017) *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 3rd ed. Elsevier.
- [31] McQueen H (1995) Formation and application of grain boundary serrations. *Canadian Metallurgical Quarterly* 34(3):219-229.
- [32] Hatwig RA, Dong J, Epp J, Rocha AS (2021) Effect of Compressive Deformations on the Final Microstructure of a Low Carbon High Silicon Bainitic Steel Thermomechanically Processed. *Mat. Res.* 24(1): [s.p.].
- [33] Kang JS, Seol JB, Park CG (2013) Three-dimensional characterization of bainitic microstructures in low-carbon high-strength low-alloy steel studied by electron backscatter diffraction. *Materials Characterization* 79:110-121.
- [34] Kang J, et al. (2016) Improvement of strength and toughness for hot rolled low-carbon bainitic steel via grain refinement and crystallographic texture. *Materials Letters* 175:157-160.
- [35] Müller M, Britz D, Ulrich L, Staudt T, Mücklich F (2020) Classification of Bainitic Structures Using Textural Parameters and Machine Learning Techniques. *Metals* 10(630): [s.p.]. <https://doi.org/10.3390/met10050630>
- [36] Bhadeshia HKDH (2001) *Bainite in Steels*, 2nd ed. Institute of Materials, Maney Publishing: London, UK.
- [37] Morales-Rivas L (2022) Viewpoints on Technological Aspects of Advanced High-Strength Bainitic Steels. *Metals* 12(195): [s.p.]. <https://doi.org/10.3390/met12020195>
- [38] Fang H, et al. (2008) Creation of Air-Cooled Mn Series Bainitic Steels. *Journal of Iron and Steel Research International* 15(6):1-9.
- [39] Feng C, et al. (2010) Mn-Series Low-Carbon Air-Cooled Bainitic Steel Containing Niobium of 0.02%. *Journal of Iron and Steel Research International* 17(4):53-58.
- [40] Hasler S, et al. (2011) New air cooled steels with outstanding impact toughness. In: 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks, Salzburg.
- [41] Bansal GK, Srivastava VC, Ghosh Chowdhury S (2019) Role of solute Nb in altering phase transformations during continuous cooling of a low-carbon steel. *Mater Sci Eng A* 767(138416): [s.p.].
- [42] Chen X, Wang F, Li C, Zhang J (2020) Dynamic continuous cooling transformation, microstructure and mechanical properties of medium-carbon carbide-free bainitic steel. *High Temp. Mater. Processes* 39:304-316.
- [43] Cao J, et al. (2015) Effects of thermomechanical processing on microstructure and properties of bainitic work hardening steel. *Materials Science and Engineering A* 639:192-197.

- [44] Buchmayr B (2016) Critical Assessment 22: bainitic forging steels. *Materials Science and Technology* [s.p.].
- [45] Yang Z, Zhang F, Zheng C, Zhang M, Lv B, Qu L (2015) Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. *Mater Des* [s.p.].
- [46] Feng C, Fang HS, Zheng YK, Bai BZ (2010) Mn-Series Low-Carbon Air-Cooled Bainitic Steel Containing Niobium of 0.02%. *J. Iron Steel Res. Int.* 17(4):53–58.
- [47] Chen X, Wang F, Li C, Zhang J (2020) Dynamic continuous cooling transformation, microstructure and mechanical properties of medium-carbon carbide-free bainitic steel. *High Temp. Mater. Processes* 39:304–316.
- [48] Silveira ACF, Bevilaqua WL, Dias VW, de Castro PJ, Epp J, Rocha AS (2020) Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure. *Metals* 10(601): [s.p.].

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDR Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

APLICAÇÃO DE MACHINE LEARNING NA PREDIÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO DE AÇOS

André Rosiak ⁽¹⁾
Murilo Schmeling ⁽²⁾
Diego Pacheco Wermuth ⁽³⁾
Roderval Marcelino ⁽⁴⁾
Lirio Schaeffer ⁽⁵⁾

RESUMO

Este estudo tem como objetivo empregar aprendizado de máquina, especificamente redes neurais artificiais (RNAs), para prever a curva de escoamento de ligas de aço deformadas a quente. O método envolveu a criação de uma RNA densa com duas camadas ocultas, treinada com dados de 70 classes de aço, incluindo informações sobre composição química, temperatura e velocidade de deformação. Os resultados indicam robustez e boa capacidade de generalização, com um Erro Médio Absoluto de 11,4 MPa e um Erro Quadrático Médio de 10,3 MPa. O modelo demonstra um valor de R^2 de 0,98, destacando sua eficácia em explicar a variabilidade dos dados. As conclusões ressaltam a viabilidade das RNAs para descrever o comportamento mecânico de ligas de aço, fornecendo uma ferramenta eficiente e rápida para projetos de conformação de metais, com potencial para pesquisas futuras e inovações nesta área. **Palavras-chave:** redes neurais artificiais; curva de escoamento; aprendizado de máquina; ligas de aço.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de tecnologias de conformação mecânica bem-sucedidas requer informações confiáveis sobre o comportamento mecânico do material quando deformado plasticamente. A curva de escoamento é uma informação crucial nos

projetos de processos de conformação mecânica, delineando a relação entre a tensão de escoamento (k_f) e a deformação verdadeira (φ) [1]. Essa curva desempenha um papel fundamental na quantificação das principais variáveis dos processos de conformação [2].

A deformação plástica de um metal pode ser imaginada como um grande número de processos microscópicos irreversíveis. A curva de escoamento é a imagem macroscópica dos efeitos microscópicos descritos durante a conformação dos metais. A tensão de escoamento (k_f) pode ser definida como o valor de tensão atuante sobre um metal capaz de gerar escoamento ou deformação plástica. Este valor de tensão é influenciado por diversos fatores associados ao processo de deformação, como a deformação (φ), a velocidade de deformação ($\dot{\varphi}$) e a temperatura (ϑ), e fatores relacionados ao material, como a composição química, microestrutura, segregação e histórico de deformação [3]. Assim, a tensão de escoamento pode ser expressa por:

$$k_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, \vartheta, \text{material}) \quad (1)$$

O conhecimento da relação apresentada na Equação 1 é um pré-requisito básico para a aplicação de métodos de cálculo analítico e numérico na tecnologia de conformação [3]. Atualmente, a curva de escoamento é um dado de entrada essencial em softwares de elementos finitos, sendo indispensável para obter soluções precisas.

Na deformação a frio, a tensão de escoamento depende fundamentalmente das características do material e do grau de deformação imposto. Nesta condição, o comportamento mecânico do material é governado pelo encruamento, ou aumento da resistência do material em decorrência da deformação plástica. No trabalho a quente, além do encruamento, ocorrem diversas alterações microestruturais simultâneas, como recuperação e recristalização dinâmicas [4]. Nesta condição, a tensão de escoamento torna-se altamente sensível a temperatura e a velocidade de deformação. Estes parâmetros influenciam os mecanismos de recuperação que ocorrem no material. O aumento da temperatura favorece a migração de defeitos lineares. Consequentemente, a tensão de escoamento do material diminui, com o aumento da temperatura. A mudança concomitante no arranjo das discordâncias leva a um amolecimento do material. No entanto, esse processo requer tempo, que é reduzido à medida que a velocidade de deformação aumenta. Isso significa que, à medida que $\dot{\varphi}$ aumenta, há cada vez menos tempo disponível para os processos de recuperação e recristalização. Logo, a tensão de escoamento aumenta com a velocidade do material durante a conformação a quente [3].

As curvas de escoamento são comumente determinadas experimentalmente em escala laboratorial. Os testes de compressão, tração ou torção são padronizados e amplamente utilizados para este fim [5-7]. Nos ensaios, a relação entre a tensão de escoamento e a deformação verdadeira pode ser determinada a partir de dados experimentais de força e da alteração da seção transversal da amostra. O procedimento experimental é relativamente simples quando o material é deformado a temperatura ambiente. Contudo, a análise de processos de conformação a quente requer procedimentos mais complexos e dispendiosos. Nesta condição, é essencial saber como o material responde à deformação nas temperaturas e velocidades de deformação impostas pela operação específica de conformação. Isso faz com que uma série de testes sejam necessários. Além disso, a curva de escoamento deve ser determinada a partir de testes realizados em velocidades de deformação constantes, sob condições de temperatura bem controladas, com medição contínua de tensão,

deformação e temperatura durante a deformação [6]. Estes procedimentos requerem quantidade substancial de tempo, pessoal altamente capacitado e equipamentos de custo elevado. Estes aspectos fazem com que poucas empresas tenham acesso a esta tecnologia.

Uma alternativa encontrada é a pesquisa na literatura e em bancos de dados. Contudo, as informações disponíveis se limitam a materiais tradicionais, convencionalmente utilizados em processos de conformação mecânica. A tendência atual das empresas em utilizar materiais modernos recentemente desenvolvimentos pela indústria siderúrgica gera a necessidade de caracterização dos novos materiais.

Atualmente, uma abordagem frequentemente utilizada na literatura [8-15] para determinar curvas de escoamento é a modelagem inversa. Esta abordagem iterativa é baseada em modelos de simulação que minimizam o desvio entre as forças simuladas e medidas experimentalmente [8]. Esta metodologia reduz o esforço experimental, contudo requer alto conhecimento em modelagem numérica, o que pode ser um impeditivo para aplicação industrial.

Para ampliar o acesso ao comportamento mecânico dos materiais de maneira ágil e confiável, este estudo propõe a aplicação de machine learning para a previsão da curva de escoamento de ligas aços. A metodologia utiliza curvas de escoamento e composições químicas de uma extensa variedade de aços para treinar um modelo de Rede Neural Artificial (RNA) e definir uma arquitetura de dados otimizada. O objetivo central é avaliar a eficácia das RNAs na previsão do comportamento mecânico de aços durante a deformação plástica a quente. Esta abordagem representa uma iniciativa inovadora e altamente promissora para auxiliar em projetos de conformação mecânica. Para propiciar uma maior compreensão sobre a proposta, a seguir é apresentada uma breve introdução sobre os princípios das redes neurais artificiais.

2. REDES NEURAIS ARTIFICIAIS

O aprendizado de máquina pode ser conceituado em três elementos fundamentais: desempenho, tarefa e experiência. Nesse contexto, um programa de computador aprende com a experiência em relação a uma determinada classe de tarefas. A essência desse aprendizado reside na melhoria contínua do desempenho do programa nas tarefas designadas à medida que acumula experiência ao longo do tempo [16]. Esses sistemas de aprendizado de máquina podem ser representados de maneira concisa pela equação [17]:

$$\textit{Objetivo} + \textit{Amostra} + \textit{Algoritmo} = \textit{Modelo} \quad (2)$$

O "Objetivo" representa o problema a ser abordado, frequentemente expresso como uma função objetivo. A "Amostra" é um subconjunto da população selecionado para estudo, sendo frequentemente obtido por meio de pré-processamento de dados. Isso inclui a limpeza de dados, onde partes incompletas, incorretas, imprecisas ou irrelevantes são identificadas e tratadas [18]. A engenharia de recursos também faz parte desse processo, envolvendo a extração, seleção, construção e aprendizado de recursos para otimizar a aplicação de algoritmos de aprendizado de máquina. O componente "Algoritmo" abrange o algoritmo de aprendizado de máquina e o algoritmo de otimização do modelo. Entre os algoritmos de aprendizado de máquina mais comuns estão Support Vector Machine (SVM), Decision Tree (DT) e Artificial Neural Network (ANN). O "Modelo" é a descrição matemática resultante do processo, refletindo o algoritmo aprendido com base na Amostra [17].

Uma Rede Neural Artificial (RNA) é um modelo versátil para análise estatística não linear, capaz de desempenhar tanto tarefas de classificação de dados quanto de cálculo de regressão. Essa abordagem estabelece uma ligação entre os dados de entrada e os dados de saída por meio de um conjunto de funções não lineares, permitindo a representação de relações complexas e padrões em conjuntos de dados. Essa flexibilidade torna as RNAs ferramentas valiosas em uma variedade de aplicações, desde reconhecimento de padrões até previsões numéricas,

proporcionando uma poderosa capacidade de aprendizado e adaptação a dados diversos [19]. Nas últimas décadas, essa tecnologia tem encontrado aplicação em processos de fabricação com diversas finalidades. Na conformação mecânica, a utilização das RNAs teve início no final da década de 1990 [20]. A técnica já foi utilizada para prever forças [21], projetar ferramentas [22], minimizar o retorno elástico [23-26], estimar custos de processamento [24,25], identificar propriedades dos materiais [29,30], prever defeitos [31-34], definir parâmetros [38,39] e otimizar a manutenção [37].

As RNAs buscam emular o funcionamento do cérebro humano, inspirando-se na forma como os neurônios se comunicam. As redes neurais artificiais são compostas por nós, também conhecidos como neurônios artificiais, organizados em camadas interconectadas, conforme ilustrado na Figura 1. A primeira camada recebe e resume as informações de entrada, a última fornece os valores alvo, e as camadas intermediárias são referidas como camadas ocultas. Cada nó em uma camada oculta é caracterizado pela seguinte expressão matemática [38]:

$$z_i = \vartheta(\sum_j w_{ij}z_j + d_i) \quad (3)$$

Onde z_i é a saída do nó da camada i , z_j é a saída do nó da camada anterior j , w_{ij} é o peso associado a z_j , d_i é um termo de tendência e ϑ é uma função de ativação não linear.

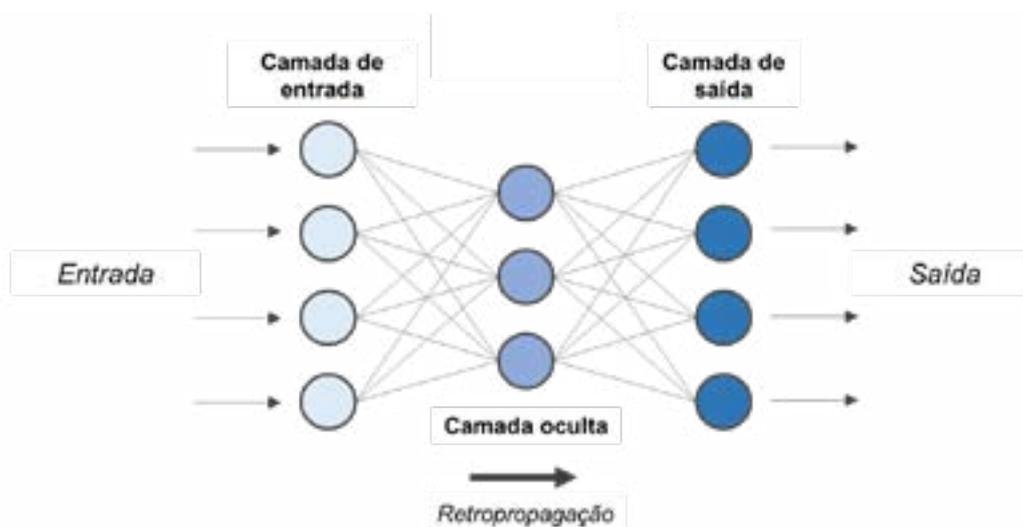


Figura 1 Exemplo de arquitetura de rede neural artificial.

Uma vez estabelecida uma camada de entrada, são atribuídos pesos que auxiliam na definição da importância de cada variável fornecida. Os pesos maiores têm um impacto mais significativo na saída em comparação com outras entradas. Cada entrada é multiplicada pelo seu respectivo peso e os resultados são somados. Em seguida, a saída passa por uma função de ativação, determinando assim o resultado. Se essa saída ultrapassar um determinado limiar, o nó é "ativado", transmitindo dados para a próxima camada na rede. Esse processo, no qual a saída de um nó se torna a entrada do próximo, caracteriza a rede neural como uma rede feedforward [39,40].

No contexto de problemas de regressão, os nós na camada de saída seguem uma formulação semelhante, mas sem a aplicação de uma função de ativação. O processo de aprendizado de uma rede neural é denominado treinamento,

fundamentado matematicamente no conceito de gradiente descendente, que busca minimizar a função de erro associada [41]. O processo envolve o ajuste iterativo dos pesos para aprimorar o ajuste do modelo. Isso é alcançado por meio da retropropagação de erros, onde os pesos são ajustados para minimizar a discrepância entre as previsões do modelo e os valores reais. Este processo iterativo visa alcançar uma estimativa mínima do erro de predição.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho propõe a obtenção de uma rede neural artificial capaz de fazer previsões aceitáveis da tensão de escoamento de ligas de aço. A Figura 2 mostra esquematicamente a metodologia empregada. O trabalho é desenvolvido em duas fases principais compostas, respectivamente, pela fase de criação do conjunto de dados e fase de previsão e análise. Este esquema de trabalho já foi aplicado de forma bem-sucedida por outros pesquisadores na utilização de IA para prever propriedades de materiais [42,43].

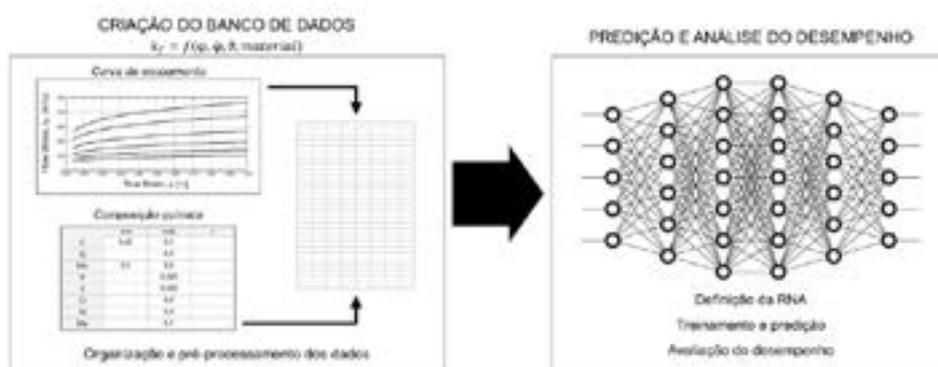


Figura 2 Metodologia aplicada.

3.1 Banco de dados

O conjunto de dados de entrada utilizado neste trabalho foi obtido na biblioteca de materiais do software de elementos finitos Qform. O banco de dados fornece informações de uma ampla gama de materiais comumente utilizados em processos de conformação mecânica, incluindo várias ligas de aço. É possível acessar a curva de escoamento de cada material, em diferentes velocidades de deformação e temperaturas. Também estão disponíveis as composições químicas dos materiais. Todas essas informações podem ser baixadas como um documento Excel. Como não é possível obter informações de múltiplos materiais simultaneamente, foi necessário baixar os dados de cada material individualmente.

Foram obtidos dados brutos sobre 70 classes de aço. Para cada liga, foram registradas curvas de escoamento referentes a 5 diferentes temperaturas e a 6 velocidades de deformação. Isto é, para cada material foi obtido um conjunto de 30 curvas de escoamento. Cada uma das curvas incluía entre 8 e 10 pontos de diferentes relações entre σ_y e ϕ . A definição da composição química foi realizada mediante o registro do carbono e outros 14 elementos químicos: C, Si, Mn, P, S, Al, Cr, Ni, Mo, Ti,

V, Be, N e Cu. Uma vez baixados os dados de todos os materiais, as informações contidas em todos esses arquivos são lidas e interpretadas sequencialmente.

3.2 Pré-processamento dos dados

A compreensão aprofundada e o pré-processamento cuidadoso dos dados, incluindo a aplicação de técnicas apropriadas de normalização, são etapas fundamentais na condução eficaz da mineração de dados [44]. Os dados de entrada frequentemente apresentam múltiplas dimensões, e cada variável possui escalas de intervalo distintas. Por isso, torna-se essencial normalizar cada variável para um intervalo padronizado de 0 a 1 [45].

Para garantir que todas as características contribuam igualmente para o treinamento da rede, independentemente de suas escalas originais, foi realizada a normalização dos dados. O processo consiste em ajustar os valores das variáveis de entrada para que fiquem em uma escala padrão. Foi utilizada a técnica de normalização Z-score. Esta técnica utiliza a Equação 4 para gerar uma distribuição com média zero e desvio padrão igual a um.

$$z = \frac{x - \mu}{\sigma} \quad (4)$$

Onde x corresponde ao valor da amostra de treinamento, μ é a média e σ é o desvio padrão das amostras de treinamento.

3.3 Projeto da RNA

O próximo passo consiste na seleção da arquitetura da rede neural artificial (RNA). Esta tarefa desempenha um papel crucial no desempenho e na capacidade de generalização do modelo, e está intrinsecamente ligada às características dos dados de treinamento. Após a definição da arquitetura, é realizado o processo de desenvolvimento do modelo, onde diferentes topologias são testadas e ajustadas.

Uma vez filtrados e transformados em arquivo csv, os dados foram importados para o GoogleColab. Esta ferramenta permite realizar testes rápidos e implementações de bibliotecas que minimizam o trabalho do desenvolvedor da solução na definição do projeto da rede neural artificial.

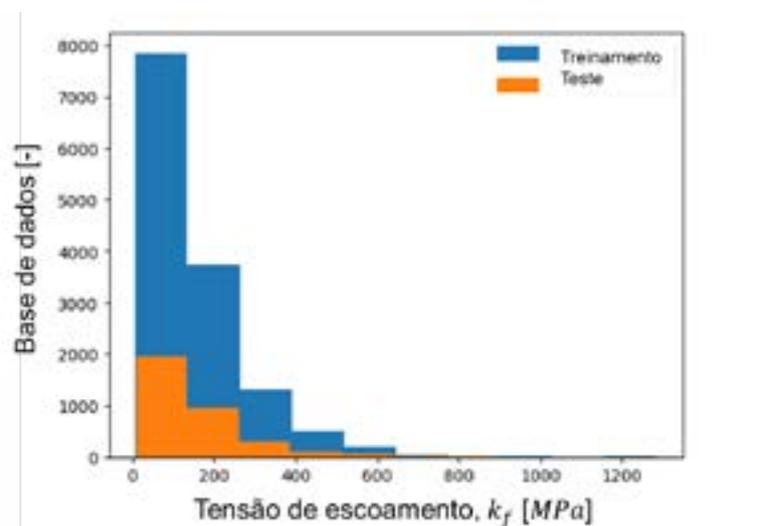


Figura 3 Distribuição entre dados de treinamento e testes

Para aprimorar o desempenho do modelo de inteligência artificial, é preciso encontrar a combinação ideal de parâmetros que melhor se adapta aos dados e ao problema em questão. Nesse processo, é adotada uma abordagem iterativa que envolve tentativa e erro. Inicialmente, o conjunto de treinamento foi dividido em duas partes (Figura 3): um conjunto temporário de treinamento, que contém 80% dos dados, e um conjunto de validação, que engloba os 20% restantes. Essa divisão foi realizada aleatoriamente e repetida. Para cada modelo, treinado com o conjunto temporário de treinamento, foram efetuadas previsões no conjunto de validação e, em seguida, avaliações do desempenho preditivo [38].

É fundamental destacar que, para evitar qualquer viés nos resultados, os mesmos dados não são utilizados tanto para treinar o modelo quanto para realizar previsões. Essa prática visa prevenir o overfitting, um fenômeno no qual o modelo se ajusta excessivamente aos dados de treinamento específicos, comprometendo sua capacidade de generalização. Ao adotar essa estratégia, busca-se assegurar a obtenção de métricas precisas e relevantes para avaliar a eficácia e a generalização do modelo em situações não vistas durante o treinamento [46].

Tabela 1 Variáveis de entrada utilizados nesta pesquisa.

Número	Variável	Range	Número	Variável	Range
1	C	0,03 – 1,15	9	Mo	0,0 – 3,5
2	Si	0,05 – 3,3	10	Ti	0,0 – 2,0
3	Mn	0,1 – 10,0	11	V	0,0 – 1,15
4	P	0,01 – 0,11	12	Be	0,0 – 0,5
5	S	0,008 – 0,33	13	N	0,0 – 0,55
6	Al	0,0 – 1,2	14	ϕ	0,01 - 1000
7	Cr	0,0 – 23,0	15	ϕ	0,002 – 1,6
8	Ni	0,0 – 37,0	16	θ	675 - 1250

Foram selecionadas 16 variáveis de entrada para o modelo que incluem os elementos químicos que compõe a composição das ligas de aço, valores de deformação verdadeira (ϕ), de velocidade de deformação ($\dot{\phi}$) e de temperatura (θ). Outras características associadas ao material não foram consideradas neste estudo devido à ausência de dados ou devido a menor correlação com a tensão de escoamento. O valor de k_f foi selecionado como a saída. Dessa forma, o processo de desenvolvimento do modelo foi responsável por definir o número ideal de camadas ocultas e o número ideal de neurônios em cada camada oculta.

Um limite máximo de 5000 iterações de treinamento foi estabelecido para prevenir possíveis loops infinitos. Essa abordagem visa garantir eficiência computacional e evitar excessos na adaptação do modelo aos dados de treinamento.

3.4 Avaliação do Desempenho da RNA

Após a conclusão de todas as iterações de treinamento e predição, a fase subsequente envolve uma análise abrangente. Uma extensa bateria de métricas estatísticas é computada, e diversos gráficos são gerados para resumir as etapas de treinamento e previsão, fornecendo uma base sólida para a discussão dos resultados [47].

A avaliação do desempenho do modelo foi baseada em três métricas. A primeira é o Erro Quadrado Médio (MSE) definido por:

$$MSE = \sqrt{\frac{1}{j} \sum_{i=1}^j \left(\frac{y_i - y_i^p}{y_i} \right)^2} \quad (5)$$

Onde j é o número de conjuntos que incluem dados de entrada e saída, y_i e y_i^p são, respectivamente, os valores de resposta medidos e previstos para as variáveis de saída.

O MSE é uma métrica comum em problemas de regressão. Ela mede a média dos quadrados das diferenças entre as previsões do modelo e os valores reais. Quanto menor o MSE, melhor o desempenho do modelo.

A segunda métrica é o Erro Médio Absoluto (MAE), que é dado por:

$$MAE = \frac{1}{j} \sum_{i=1}^j |y_i - y_i^p| \quad (6)$$

Também foi calculado o valor R^2 , dado por:

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^j (y_i - y_i^p)^2}{\sum_{i=1}^j (y_i - \bar{y})^2} \quad (7)$$

Onde \bar{y} corresponde à média dos valores de resposta medidos das variáveis de saída. R^2 é uma métrica de regressão que mede a proporção da variabilidade nos dados explicada pelo modelo. Um R^2 mais alto indica um melhor ajuste do modelo aos dados e uma maior probabilidade do modelo fazer boas previsões para dados não vistos [38].

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Projeto da Rede Neural Artificial (RNA)

A arquitetura da RNA é diretamente dependente das características dos dados de treinamento. Para explorar a natureza do banco de dados, foram traçados gráficos que relacionam a tensão de escoamento com o teor de elementos de liga. A Figura 4 ilustra essa relação para os elementos C, Si, Mn, Cr, Mo e Ni. Os valores de σ_f registrados correspondem à tensão de escoamento necessária para gerar uma deformação $\phi=1,5$ a uma velocidade de deformação de $\dot{\phi}=1$ 1/s e uma temperatura $\vartheta=1000$ °C.

Pode-se observar que os dados exibem relações complexas e não lineares. Por exemplo, ao analisar o gráfico relacionado ao teor de carbono, a expectativa seria um aumento contínuo da tensão de escoamento com o aumento da %C. No entanto, a Figura 4 revela que os valores de σ_f não seguem uma relação linear com o teor de carbono. Essa observação é válida para os outros elementos também. Do ponto de vista metalúrgico, isso destaca a complexidade envolvida no trabalho a quente, tornando desafiadora a quantificação do efeito individual de cada elemento de liga na resistência mecânica dos aços. Em contraste com o trabalho a frio, onde a deformação está principalmente associada ao encruamento do material, o trabalho a quente abrange uma série de fenômenos metalúrgicos. Nesse contexto, o valor da tensão de escoamento não reflete apenas o impacto de um elemento específico na magnitude da

recuperação e recristalização dinâmica, mas também influencia a cinética desses fenômenos. Essa complexidade adicional torna a análise consideravelmente mais desafiadora.

É possível observar que os dados apresentam relações intrincadas e não lineares. Ao analisar o gráfico relacionado ao teor de carbono, por exemplo, a expectativa seria de um aumento contínuo na tensão de escoamento com o aumento de %C. Entretanto, a Figura 3 revela que os valores de $\sigma_{0.2}$ não seguem uma relação linear com o teor de carbono. Isso é observado também para os demais elementos. Do ponto de vista metalúrgico, essa observação destaca a complexidade envolvida na deformação a quente, tornando desafiador quantificar o efeito individual de cada elemento de liga na resistência mecânica dos aços. Ao contrário da conformação a frio, na qual a deformação está associada principalmente ao encruamento do material, o trabalho a quente engloba uma série de fenômenos metalúrgicos. Nesse contexto, o valor da tensão de escoamento não apenas reflete o impacto de um determinado elemento na magnitude da recuperação e na recristalização dinâmica, mas também influencia a cinética desses fenômenos. Essa complexidade acrescentada torna a análise consideravelmente mais desafiadora.

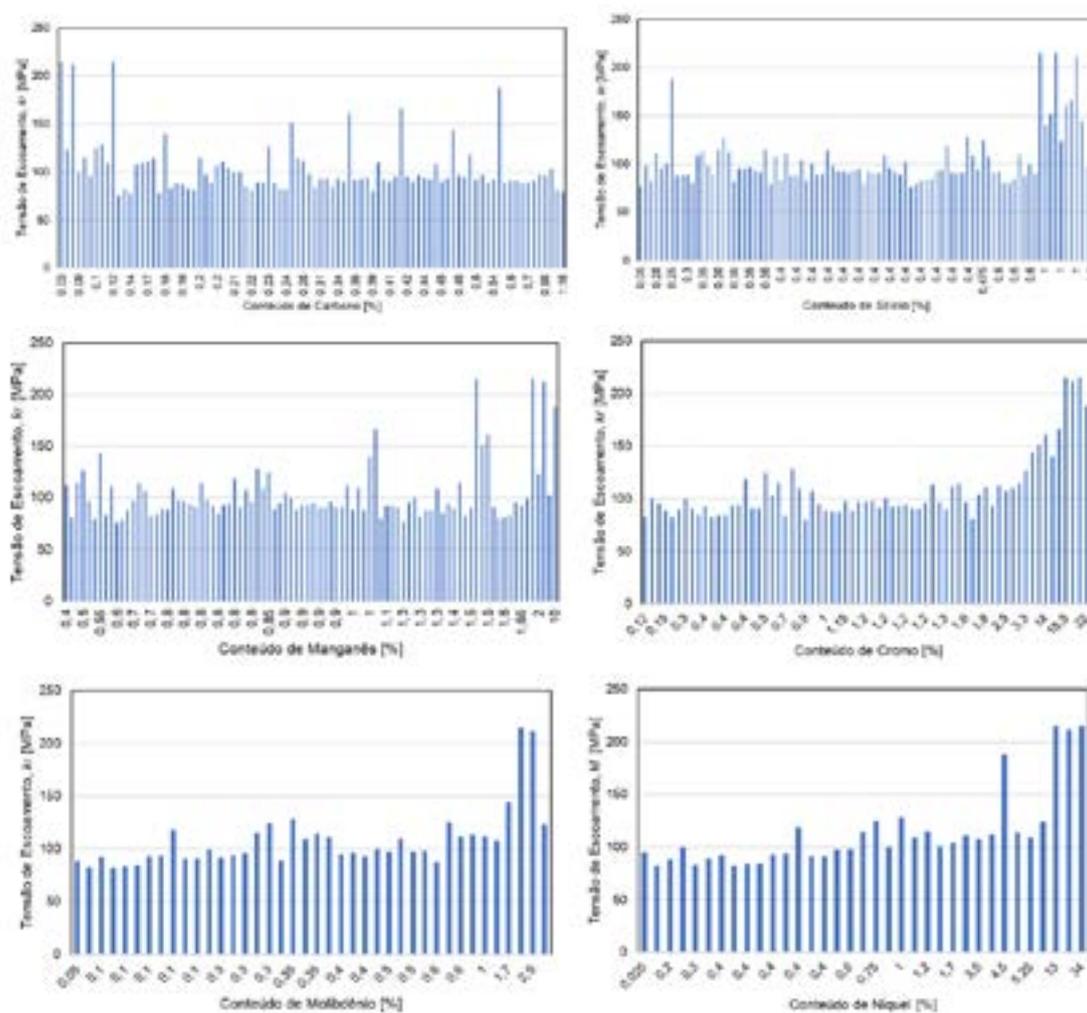


Figura 4 Relação entre a tensão de escoamento e o teor dos elementos C, Si, Mn, Cr, Mo e Ni. Os valores de $\sigma_{0.2}$ registrados correspondem a tensão de escoamento requerida para gerar uma deformação $\varphi = 1,5$ em uma velocidade de deformação $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ e a uma temperatura $\vartheta = 1000^{\circ}C$.

Na perspectiva da análise dos dados, fica evidente que a arquitetura de dados selecionada para o modelo da RNA deve ser capaz de trabalhar com dados com relações complexas. As características dos dados têm implicações cruciais na definição da arquitetura da Rede Neural Artificial (RNA) a ser empregada. Dada a complexidade evidente nas relações entre as variáveis, é fundamental escolher uma arquitetura que possa capturar e aprender essas nuances. Para atender a proposta deste trabalho, com a previsão da curva de escoamento de ligas de aço de forma eficaz e precisa, foi modelada uma arquitetura de Rede Neural Densa (RND) [48]. Essa classe de redes tem capacidade para aprender representações hierárquicas mais abstratas, sendo adequada para dados complexos com relações não lineares e padrões intrincados.

Ao selecionar esta arquitetura busca-se fortalecer a propagação de recursos e maximizar o reconhecimento de conexões de rede entre os nós. Em uma RND, cada neurônio recebe uma soma ponderada das saídas dos neurônios conectados a eles, fazendo cálculos mais rápidos para aprender estimativas sobre os conjuntos de treinamento [49].

O modelo foi adaptado com uma camada de entrada, duas camadas ocultas e uma camada de saída, conforme a Figura 5. A camada de entrada possui 18 neurônios que incluem os elementos químicos que compõe a composição das ligas de aço, valores de deformação verdadeira (φ), de velocidade de deformação ($\dot{\varphi}$) e de temperatura (ϑ). As camadas ocultas são compostas por 20 neurônios cada uma e a camada de saída possui um neurônio. A saída da rede neural corresponde ao valor de tensão de escoamento (k_f) obtido quando o material, definido por uma determinada composição química, é submetido a um valor específico de φ , em uma determinada $\dot{\varphi}$ e ϑ . Como total, a rede possui 801 parâmetros para serem treinados.

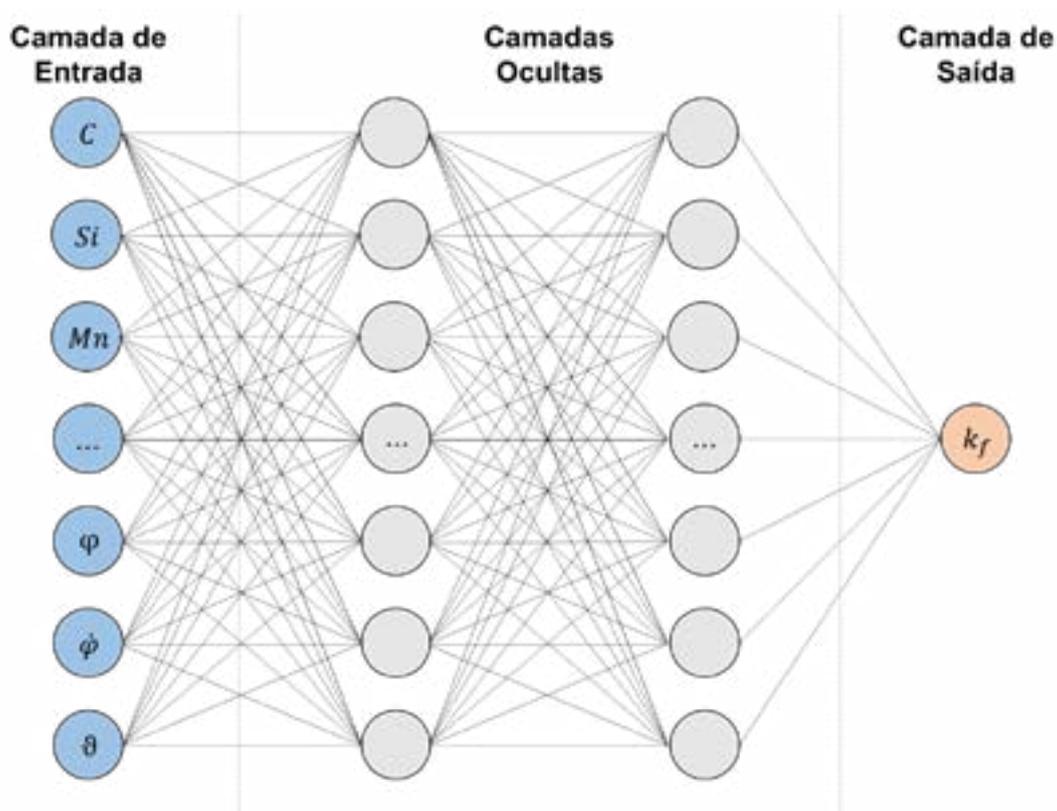


Figura 5 Arquitetura da Rede Neural Artificial Densa proposta.

As camadas ocultas permitem que a rede aprenda representações mais abstratas e complexas dos dados, o que é crucial quando as relações entre as variáveis não são simplesmente lineares. A capacidade das RND de atuarem como aproximadores universais, combinada com a flexibilidade proporcionada pelas camadas ocultas, facilita a modelagem de relações mais complexas e não lineares presentes nos dados [50]. Esta topologia resultou de uma série de etapas de otimização destinadas a equilibrar a capacidade de aprendizagem com os recursos necessários para o treinamento [51].

Nesse contexto, vale destacar que a complexidade da topologia desempenha um papel crucial. Topologias mais complexas têm a capacidade de aprender funções mais intrincadas em comparação com topologias simples, mas exigem recursos adicionais durante o treinamento, como tempo adicional, poder computacional e volumes mais extensos de dados de entrada [43]. Durante o processo, alcançou-se um equilíbrio cuidadoso entre a profundidade e a largura da rede, visando otimizar o desempenho sem comprometer excessivamente os recursos necessários. Essa abordagem visa maximizar a eficiência do modelo, proporcionando aprendizado robusto e eficaz.

4.2 Avaliação de Desempenho

As Figuras 6 e 7 apresentam, respectivamente, a evolução do Erro Quadrático Médio (MSE) e do Erro Médio Absoluto (MAE) em função do número de iterações durante o treinamento do modelo. Esses gráficos são ferramentas valiosas para entender o desempenho e a convergência do modelo ao longo do tempo, fornecendo insights sobre como o algoritmo de treinamento está ajustando os pesos da rede para minimizar os erros.

Inicialmente, tanto o MAE quanto o MSE diminuem à medida que o modelo se ajusta aos dados de treinamento. Isso reflete o processo de aprendizado da rede, que visa reduzir as discrepâncias entre as previsões e os valores reais. Com o avanço do treinamento, observa-se a convergência dos erros para valores relativamente baixos, indicando que a rede neural artificial (RNA) está aprendendo de forma eficaz e se aproximando de uma solução ótima. Posteriormente, os gráficos mostram estabilidade, com variações mínimas nos valores dos erros, sugerindo que o modelo atingiu um ponto em que ajustes adicionais não trazem melhorias significativas.

Ambos os gráficos demonstram que o algoritmo de treinamento está consistentemente trabalhando para minimizar os erros. Em outras palavras, a curva de erro continua a se mover em direção a zero, indicando uma busca ativa por uma solução que se aproxime dos dados de treinamento.

Após 5000 iterações, o Erro Médio Absoluto é de 11,4 MPa, enquanto o Erro Quadrático Médio é de 10,3 MPa. O MAE representa a média das diferenças absolutas entre os valores reais e previstos. Portanto, um MAE de 11,4 MPa indica que, em média, as previsões da resistência ao escoamento diferem dos valores reais em 11,4 MPa. O MSE, por sua vez, representa a média dos quadrados das diferenças entre os valores reais e previstos. Um MSE de 10,3 MPa indica que, em média, os desvios quadráticos das previsões em relação aos valores reais são de 10,3 MPa.

A interpretação dos resultados em relação ao MAE e ao MSE depende do domínio de aplicação específico e das características da variável de saída. É sempre útil comparar essas métricas com outras abordagens para avaliar se o modelo atende

à precisão exigida para a aplicação em questão. Na construção experimental da curva de escoamento de um material, desvios nos valores de tensão de escoamento são comuns. A dispersão das propriedades mecânicas é frequentemente observada em amostras cortadas da mesma barra. Esse fenômeno é amplamente documentado na literatura e em aplicações industriais e é provavelmente causado pela falta de homogeneidade característica dos materiais metálicos [52,53].

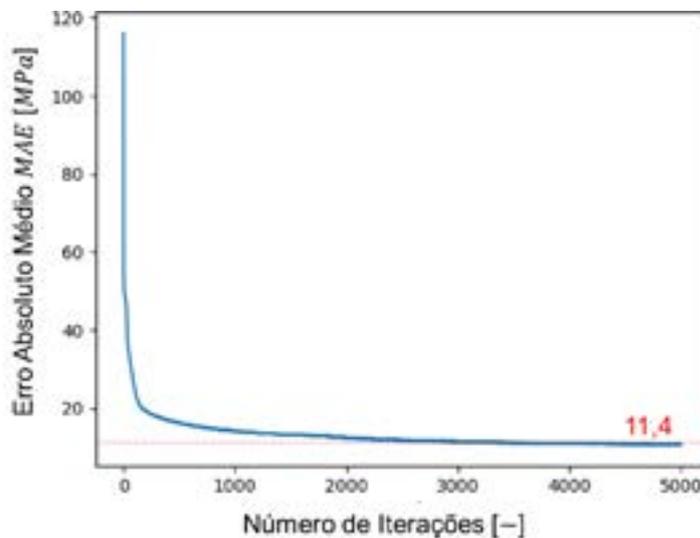


Figura 6 Evolução do Erro Absoluto Médio em função do número de iterações para o treinamento do modelo.

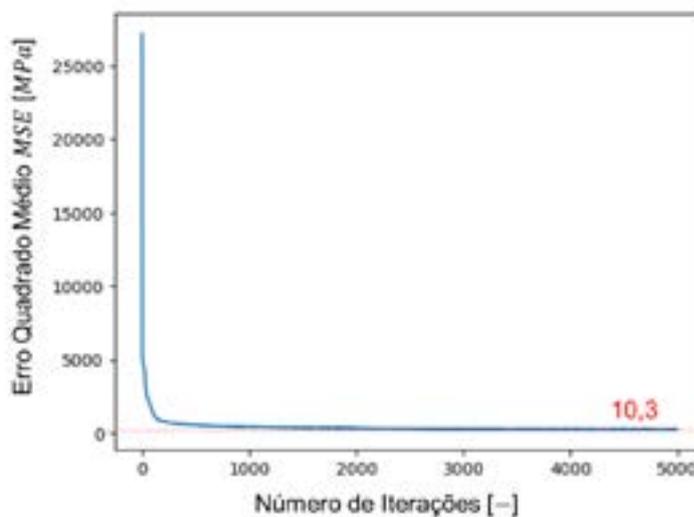


Figura 7 Evolução do Erro Quadrático Médio em função do número de iterações para o treinamento do modelo.

Adicionalmente, os processos industriais de conformação mecânica induzem deformações severas nos metais. Portanto, a tensão de escoamento geralmente varia na ordem de centenas de MPa. De acordo com ALTAN (2005), o processo de forjamento em matriz fechada de ligas de aço, por exemplo, normalmente envolve tensões entre 415 e 690 MPa [1]. Nesse cenário, um MAE (Erro Médio Absoluto) de 11,4 MPa pode ser considerado aceitável, indicando que as previsões, em média, se desviam em cerca de 2% da escala total.

A Figura 8 apresenta o gráfico de previsão do modelo. Esse gráfico é uma ferramenta poderosa para avaliar de forma intuitiva e visual a qualidade das previsões feitas por uma RNA (Rede Neural Artificial). Se os pontos no gráfico estiverem aproximadamente alinhados ao longo de uma linha reta, isso sugere que o modelo está capturando efetivamente relações lineares nos dados. Uma distribuição linear indica uma boa correspondência entre as previsões e os valores reais.

A partir do gráfico, o valor de R^2 pode ser extraído. Essa métrica de desempenho mostra a proporção da variabilidade dos dados explicada pelo modelo. O modelo proposto tem um valor de R^2 de 0,98. Um coeficiente de determinação de 0,98 indica que o modelo de RNA é altamente eficaz em explicar a variabilidade dos dados. Neste caso, o valor de 0,98 sugere que aproximadamente 98% da variabilidade na saída do modelo é explicada pelos insumos fornecidos. Em termos simples, isso significa que o modelo tem uma excelente capacidade de ajustar os dados de treinamento e capturar os padrões subjacentes.

Pode-se observar que os pontos no gráfico da Figura 8 estão próximos da linha diagonal, e não há padrões discerníveis de desvio. Além disso, não foram identificados pontos significativamente dispersos longe da linha diagonal (outliers). Com base nesses resultados, espera-se que as previsões do modelo estejam muito próximas dos valores reais.

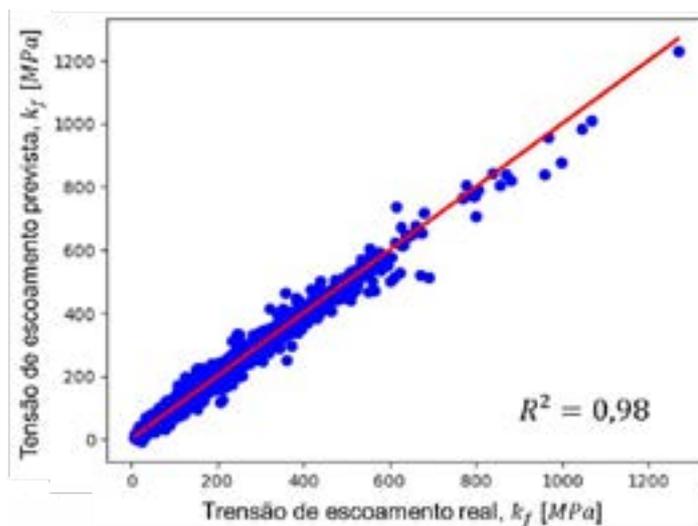


Figura 8 Previsão da tensão de escoamento em função do seu valor original.

Embora os resultados obtidos tenham sido promissores, é crucial destacar que o tamanho limitado do conjunto de dados de entrada utilizado neste estudo representa uma restrição à capacidade de aprendizado da rede neural [41, 47]. Outro aspecto crítico para a capacidade preditiva do modelo está associado à presença de dados de entrada com valores zero. Durante o treinamento, os pesos da rede neural são ajustados para minimizar o erro. Se uma entrada específica tiver valor zero, os pesos correspondentes a essa entrada podem não ser atualizados de forma eficaz, pois a multiplicação por zero não contribui para a atualização dos pesos. Além disso, se a relação entre a entrada com valor zero e a saída da rede for não linear, a incapacidade da rede de ajustar os pesos correspondentes pode resultar em uma representação inadequada dessa relação.

A Figura 9 representa visualmente a diferença entre os valores previstos e os valores reais para diferentes pontos de dados. O gráfico indica que as previsões do modelo estão muito próximas ou praticamente idênticas aos valores reais. A

convergência eficaz mostra que o modelo está ajustando seus parâmetros para minimizar as discrepâncias em todos os níveis de tensão de escoamento.

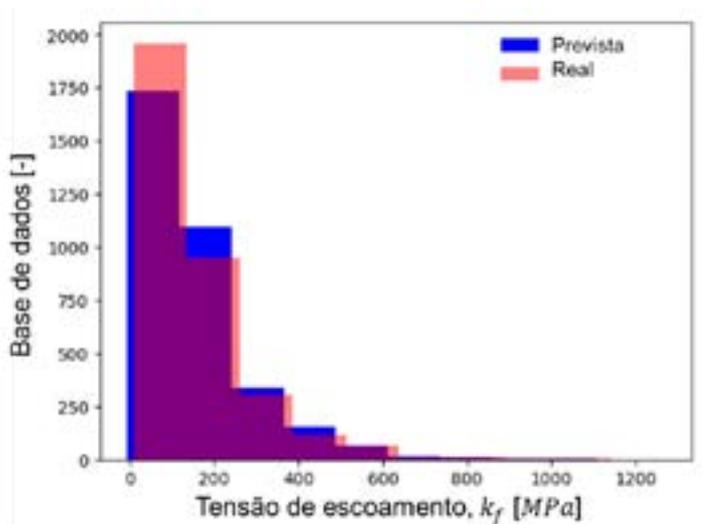


Figura 9 Convergência dos Dados de Treinamento com os Dados Reais.

4.3 Testes de Inferência

Após a criação do modelo, foram realizados testes de inferência para avaliar ainda mais a capacidade preditiva do modelo. Os testes de inferência referem-se à capacidade de fazer previsões em dados não vistos com base no modelo treinado. Essa fase de inferência é crucial para entender como o modelo se comporta em situações do mundo real e como suas previsões podem ser aplicadas. Os testes incluem a aplicação do modelo a novos conjuntos de dados que não foram utilizados durante o treinamento, permitindo uma avaliação da capacidade de generalização do modelo.

A capacidade de um modelo prever corretamente novos exemplos, diferentes daqueles usados no treinamento, é conhecida como generalização [54]. Essa propriedade do modelo depende da qualidade dos dados, do tamanho da base de dados e do algoritmo de treinamento [11]. Melhorar essa competência, minimizando o erro do modelo, é o objetivo universal do aprendizado de máquina [16].

Para os testes, foram selecionadas três ligas de aço que não estavam incluídas na base de dados da rede neural. Essas ligas são o aço microligado com vanádio DIN 38MnVS6 e os aços cromo-molibdênio DIN 9CrMo4-5 e DIN 22CrMo4-4. A Tabela 2 mostra a composição química dos aços utilizados nos testes de inferência.

Tabela 2 Composição química dos aços DIN 38MnVS6, DIN 9CrMo4-5 e DIN 22CrMo4-4.

Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Cu
9CrMo4-5	0,9	0,15	0,7	0,01	0,01	-	1,15	-	0,5	-	-	0,1
22CrMo4-4	0,26	0,4	0,8	0,035	0,035	-	1,2	0,6	0,5	-	-	-
38MnVS6	0,4	0,6	1,45	0,015	0,03	0,017	0,19	-	-	0,01	0,11	-

A Figura 10 exibe as curvas de escoamento reais e as previstas pelo modelo desenvolvido neste estudo para os aços DIN 38MnVS6, DIN 9CrMo4-5 e DIN 22CrMo4-4. Pode-se observar que as curvas previstas estão bem alinhadas com as curvas reais. A rede neural demonstrou a capacidade de prever satisfatoriamente o comportamento real dos materiais.

A discrepância entre as curvas reais e previstas pode ser quantificada calculando-se a área delimitada por ambas as curvas [42,55,56]. A área entre as duas curvas corresponde a 2,0%, 4,5% e 3,7% da área da curva real para os aços DIN 22CrMo4-4, DIN 9CrMo4-5 e DIN 38MnVS6, respectivamente. Esse desvio pode ser utilizado como um indicador do erro incorrido ao usar a aproximação em vez da curva real [42].

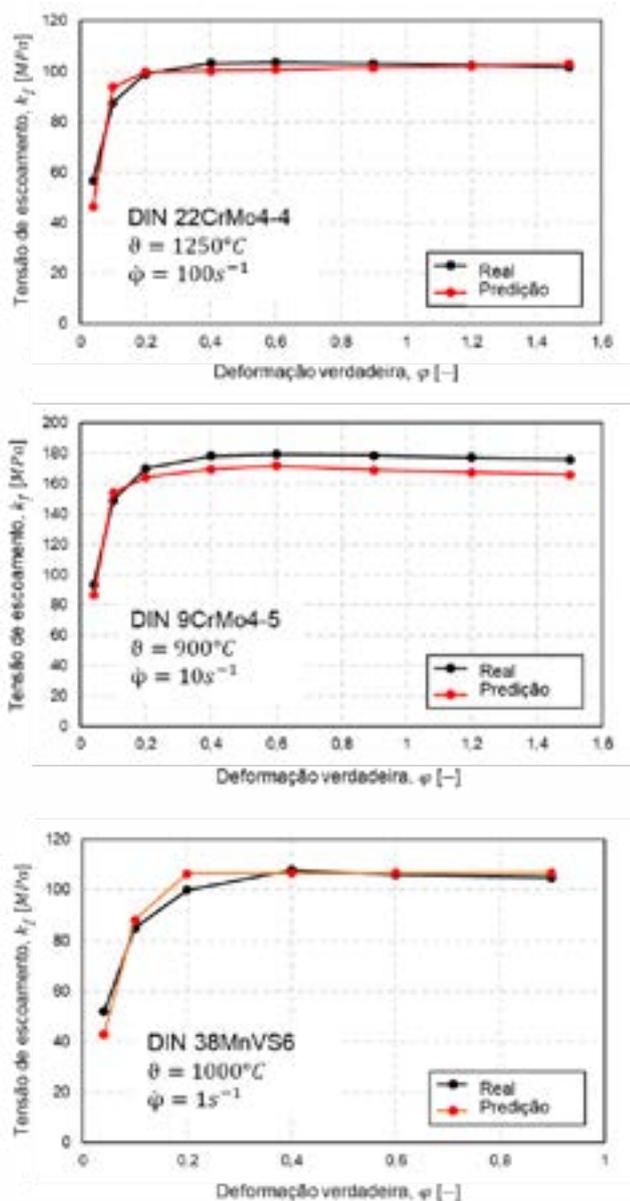


Figura 10 Curvas de escoamento reais e aproximações previstas pelo modelo proposto.

As respostas do modelo a diferentes condições e cenários demonstram sua robustez e utilidade prática em várias situações do mundo real. Além disso, um erro inferior a 5%, conforme obtido nos testes de inferência, implica um desempenho comparável ao de outros modelos de inteligência artificial aplicados à ciência dos materiais [42, 57, 58].

5 CONCLUSÕES

Este estudo investigou a aplicabilidade de redes neurais artificiais (RNAs) na previsão da curva de escoamento de ligas de aço deformadas a quente. Os resultados

indicam avanços significativos. Foi demonstrado que as RNAs são eficazes na previsão do comportamento mecânico dessas ligas, considerando fatores como composição química e condições de conformação (φ , φ' , ϑ). Uma rede neural densa, com duas camadas ocultas contendo 20 neurônios cada, mostrou-se capaz de aprender relações complexas, resultando em um desempenho robusto, evidenciado por um Erro Médio Absoluto (MAE) de 11,4 MPa e um Erro Quadrático Médio (MSE) de 10,3 MPa. Os valores de MAE e MSE são considerados aceitáveis, dado que, em processos de conformação mecânica industrial, a tensão de escoamento tipicamente varia na ordem de centenas de MPa. O modelo demonstrou excelente capacidade preditiva, indicada por $R^2 = 0,98$ e validada por testes de inferência envolvendo ligas de aço que não estavam presentes nos dados de treinamento. Respostas consistentes em diferentes condições e cenários destacaram a robustez e utilidade prática do modelo proposto.

Este trabalho contribui para o desenvolvimento de processos de conformação mecânica, fornecendo uma ferramenta eficaz baseada em inteligência artificial. Além disso, abre possibilidades para pesquisas semelhantes em outros metais. A RNA mostrou-se adequada para descrever o comportamento plástico de materiais industriais sem a necessidade de testes custosos. Ademais, a expansão da base de dados e a exploração de arquiteturas de rede mais avançadas oferecem potencial para melhorias futuras.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (FAPERGS/CAPES 06/2018, processo: 19/2551-0000710-8); (CNPq/MCTI/FNDCT nº 18/2021, processo: 404196/2021-7); (Produtividade em Pesquisa CNPq – PQ1-4/2021; PDJ – 25/2021 150252/2022-6; GD – 2019); (processo CNPq: 309188/2021-0); (processo CNPq: 446930/2023-7); (processo CNPq: 408298/2023-5); (CAPES (PROEXIES-2020); e ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) e ao Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM) pelo suporte técnico.

REFERÊNCIAS

- [1] Altan T., Ngaile G., Shen G., Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications, ASM Technical Books, ASM International, 2005.
- [2] Rosiak A., Costa L.L., Brito A.M.G., Schaeffer L., "Determination of Flow Curves by Stack Compression Tests of 22MnB5 Sheets," American Journal of Materials Science, 2019, 9(2): 29-35.
- [3] Herbertz R., Hermanns H., Labs R., Massivumformung Kuz und Bundig, Industrieverband Massivumformung e. V., Hagen, 2013.
- [4] Verlinden B., et al., Thermo-mechanical Processing of Metallic Materials, 1st ed., Cambridge, 2007.
- [5] Altan T., Boulger F.W., "Flow Stress of Metals and Its Application in Metal Forming Analyses," Journal of Engineering for Industry, 1973; 95B(4): 1009–1019.
- [6] Dieter G.E., Kuhn H.A., Semiatin S.L. (Eds.), Handbook of Workability and Process Design, ASM International, 2003.
- [7] Poehlandt K., Materials Testing for the Metal Forming Industry, Berlin: Springer Verlag, 1989.
- [8] Vuppala A., Kramer A., Braun A., Lohmar J., Hirt G., "A New Inverse Explicit Flow Curve Determination Method for Compression Tests," Procedia Manufacturing, 2020, 47: 824–830.

- [9] Hochholdinger B., Grass H., Lipp A., Hora P., "Determination of Flow Curves by Stack Compression Tests and Inverse Analysis for the Simulation of Hot Forming," In: 7th European LS-DYNA Conference, Stuttgart: DYNAmore GmbH, 2009.
- [10] Pottier T., Toussaint F., Vacher P., "An Inverse Method for Material Parameters Determination of Titanium Samples Under Tensile Loading," *International Journal of Material Forming*, 2008; 1(S1): 21–24.
- [11] Zhang C., Chu X., Guines D., Leotoing L., Ding J., Zhao G., "Dedicated Linear–Voce Model and Its Application in Investigating Temperature and Strain Rate Effects on Sheet Formability of Aluminum Alloys," *Materials & Design*, 2015; 67: 522–530.
- [12] Marie S., Ducloux R., Lasne P., Barlier J., Fourment L., "Inverse Analysis of Forming Processes Based on FORGE Environment," *Key Engineering Materials*, 2014, 611–612: 1494–1502.
- [13] Kamaya M., Kawakubo M., "True Stress–Strain Curves of Cold Worked Stainless Steel Over a Large Range of Strains," *Journal of Nuclear Materials*, 2014; 451(1–3): 264–275.
- [14] Kamaya M., Kitsunai Y., Koshiishi M., "True Stress–Strain Curve Acquisition for Irradiated Stainless Steel Including the Range Exceeding Necking Strain," *Journal of Nuclear Materials*, 2015; 465: 316–325.
- [15] Mitchell T.M., "Machine Learning and Data Mining," *Communications of the ACM*, 1999; 42(11): 31–36.
- [16] Liu Y., Zhao T., Ju W., Shi S., "Materials Discovery and Design Using Machine Learning," *Journal of Materiomics*, 2017; 3(3): 159–177.
- [17] Wu S.M., "A Review on Coarse Warranty Data and Analysis," *Reliability Engineering & System Safety*, 2013; 114: 1–11.
- [18] Zhao K., Wang L., Chang Y., Yan J., "Identification of Post-Necking Stress–Strain Curve for Sheet Metals by Inverse Method," *Mechanics of Materials*, 2016; 92: 107–118.
- [19] Bhadeshia H., "Neural Networks in Materials Science," *ISIJ International*, 1999, 39: 966–979.
- [20] Kashid S., Kumar S., "Applications of Artificial Neural Network to Sheet Metal Work: A Review," *American Journal of Intelligent Systems*, 2012, 2(7): 168–176.
- [21] Roy R., "Assessment of Sheet-Metal Bending Requirements Using Neural Networks," *Neural Computing & Applications*, 1996; 4: 35–43.
- [22] Lin Z.C., Chang H., "Application of Fuzzy Set Theory and Backpropagation Neural Networks in Progressive Die Design," *Journal of Manufacturing Systems*, 1996, 15(4): 268–281.
- [23] Ruffini R., Cao J., "Using Neural Network for Springback Minimization in a Channel Forming Process," *Journal of Materials & Manufacturing*, 1998; 107(5): 65–73.
- [24] Inamdar M.V., Date P.P., Desai U.B., "Studies on the Prediction of Springback in Air Vee Bending of Metallic Sheets Using an Artificial Neural Network," *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 108: 45–54.
- [25] Inamdar M.V., Date P.P., Narasimhan K., Maiti S.K., Singh U.P., "Development of an Artificial Neural Network to Predict Springback in Air Vee Bending," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2000, 16: 376–381.
- [26] Liu W., Liu Q., Ruana F., Liang Z., Qiu H., "Springback Prediction for Sheet Metal Forming Based on GA-ANN Technology," *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 187–188: 227–231.
- [27] Geiger M., Knoblach J., Backes F., "Cost Estimation for Large Scale Production of Sheet Metal Parts Using Artificial Neural Networks," *University of Erlangen-Nuremberg, Institute for Manufacturing Science*, 1998, 5(2): 81–84.

- [28] Verlinden B., Duflou J.R., Collin P., Cattrysse D., "Cost Estimation for Sheet Metal Parts Using Multiple Regression and Artificial Neural Networks: A Case Study," *International Journal of Production Economics*, 2008, 111: 484–492.
- [29] Manabe K., Yang M., Yoshihara S., "Artificial Intelligence Identification of Process Parameters and Adaptive Control System for Deep-Drawing Process," *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 80–81: 421–426.
- [30] Zhao J., Wang F., "Parameter Identification by Neural Network for Intelligent Deep Drawing of Axisymmetric Workpiece," *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 166: 387–391.
- [31] Wu X., Wang J., Flitman A., Thomson P., "Neural and Machine Learning to the Surface Defect Investigation in Sheet Metal Forming," *Proceedings of the 6th International Conference on Neural Information Processing*, Perth, Australia, November 16–20, 1999, IEEE Inc., New Jersey, USA, pp. 1088–1093.
- [32] Wang J., Wu X., Thomson P.F., Flitman A., "A Neural Networks Approach to Investigating the Geometrical Influence on Wrinkling in Sheet Metal Forming," *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, 105: 215–220.
- [33] Hambli R., "Prediction of Burr Height Formation in Blanking Processes Using Neural Network," *International Journal of Mechanical Sciences*, 2002, 44: 2089–2102.
- [34] Luo Y.J., Zhang Y.Q., He D.N., "Determination of Blank Holder Force in Sheet Metal Deep Drawing Process," *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 16(1): 31–34.
- [35] Hambli R., Guerin F., "Application of a Neural Network for Optimum Clearance Prediction in Sheet Metal Blanking Processes," *Finite Elements in Analysis and Design*, 2003, 39: 1039–1052.
- [36] Hambli R., "Optimization of Blanking Processes Using Neural Network Simulation," *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 2005, 30: 3–16.
- [37] Klingenberg W., Boer T.W., "Condition-Based Maintenance in Punching/Blanking of Sheet Metal," *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2008, 48: 589–598.
- [38] Marques A.E., Dib M.A., Khalfallah A., Soares M.S., Oliveira M.C., Fernandes J.V., Ribeiro B.M., Prates P.A., "Machine Learning for Predicting Fracture Strain in Sheet Metal Forming," *Metals*, 2022, 12, 1799. <https://doi.org/10.3390/met12111799>
- [39] Hurwitz J., Kirsch D., *Machine Learning*, IBM Limited Edition, John Wiley & Sons, Inc., 2018.
- [40] Klocke F., Kamps S., Mattfeld P., Shirobokov A., Stauder J., Trauth D., *Assistenzsysteme. Produktionstechnik, Virtuelle Instrumente in der Praxis VIP*, 2017.
- [41] Jackson P.C., *Introduction to Artificial Intelligence*, Courier Dover Publications: Mineola, NY, USA, 2019.
- [42] Merayo Fernández D., Rodríguez-Prieto A., Camacho A.M., "Prediction of the Bilinear Stress-Strain Curve of Aluminum Alloys Using Artificial Intelligence and Big Data," *Metals*, 2020, 10, 904. <https://doi.org/10.3390/met10070904>
- [43] Merayo D., Rodríguez-Prieto A., Camacho A., "Prediction of Physical and Mechanical Properties for Metallic Materials Selection Using Big Data and Artificial Neural Networks," *IEEE Access*, 2020, 8: 13444–13456.
- [44] Agrawal A., Deshpande P.D., "Exploration of Data Science Techniques to Predict Fatigue Strength of Steel from Composition and Processing Parameters," *Integrative Materials Manufacturing Innovations*, 2014, 3: 90–108.
- [45] Wang Y., Wu X., Li X., Xie Z., Liu R., Liu W., Zhang Y., Xu Y., Liu C., "Prediction and Analysis of Tensile Properties of Austenitic Stainless Steel Using Artificial Neural Network," *Metals*, 2020, 10, 234. <https://doi.org/10.3390/met10020234>

- [46] Schmidhuber J., "Deep Learning in Neural Networks: An Overview," *Neural Networks*, 2015, 61: 85–117.
- [47] Fernández D.M., Rodríguez-Prieto A., Camacho A.M., "Prediction of the Bilinear Stress-Strain Curve of Aluminum Alloys Using Artificial Intelligence and Big Data," *Metals*, 2020, 10(7), 904.
- [48] Pelt D.M., Sethian J.A., "A Mixed-Scale Dense Convolutional Neural Network for Image Analysis," *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2018, 115(2): 254–259.
- [49] Morales-Molina C.D., Hernandez-Suarez A., Sanchez-Perez G., Toscano-Medina L.K., Perez-Meana H., Olivares-Mercado J., Portillo-Portillo J., Sanchez V., Garcia-Villalba L.J., "A Dense Neural Network Approach for Detecting Clone ID Attacks on the RPL Protocol of the IoT," *Sensors*, 2021, 21(9): 3173. <https://doi.org/10.3390/s21093173>
- [50] Deshpande A., Kumar M., *Artificial Intelligence for Big Data: Complete Guide to Automating Big Data Solutions Using Artificial Intelligence Techniques*, Packt Publishing Ltd., Birmingham, UK, 2018.
- [51] Hornik K., "Approximation Capabilities of Multilayer Feedforward Networks," *Neural Networks*, 1991, 4: 251–257.
- [52] Bao Y., "Prediction of Ductile Crack Formation in Uncracked Bodies," *Engineering Mechanics*, Wuhan University of Technology, 1993.
- [53] White C.S., Bronkhorst C.A., Anand L., "An Improved Isotropic-Kinematic Hardening Model for Moderate Deformation Metal Plasticity," *Mechanics of Materials*, 1990, 10: 127–147.
- [54] Reich Y., Travitzky N., "Machine Learning of Material Behavior Knowledge from Empirical Data," *Materials & Design*, 1996, 16(4): 251–259.
- [55] Nageim H., Durka F., Morgan W., Williams D., *Structural Mechanics: Loads, Analysis, Materials and Design of Structural Elements*, 7th ed., Pearson International, England, UK, 2010.
- [56] Fertis D.G., *Infrastructure Systems: Mechanics, Design, and Analysis of Components*, John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, USA, 1997, Volume 3.
- [57] De Filippis L.A.C., Serio L.M., Facchini F., Mummolo G., Ludovico A.D., "Prediction of the Vickers Microhardness and Ultimate Tensile Strength of AA5754 H111 Friction Stir Welding Butt Joints Using Artificial Neural Network," *Materials*, 2016, 9: 915.
- [58] Moayedi H., Kalantar B., Abdullahi M.M., Rashid A.S.A., Nazir R., Nguyen H., "Determination of Young Elasticity Modulus in Bored Piles Through the Global Strain Extensometer Sensors and Real-Time Monitoring Data," *Applied Sciences*, 2019, 9: 3060.



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

Estampagem a Quente de Ligas de Alumínio: Processamento e Metalurgia para produtos leves e de baixos pesos.

Hot Forming of Aluminium alloys, improved processing and metallurgy for extreme light weight products

Jürgen Hirsch (Aluminium Consulting Königswinter, Alemanha)

Avaliação Numérica e experimental das deformações principais em componentes estruturais automotivos estampados.

Matheus Henrique Riffel, Rafael Pandolfo da Rocha, Rubens Luiz dos Santos Paiva e Lirio Schaeffer (UFRGS).

PPAP Virtual - Desafios e Barreiras a serem quebradas

Virtual PPAP

Adilson Calmona Dutra (AutoForm do Brasil)

Modelo de computação de borda industrial para processos de manufatura por forjamento e estampagem.

Industrial Edge Computing Model for Forging and Stamping Manufacturing Processes

Roderval Marcelino (UFSC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

Análise do efeito Bauschinger na estampabilidade de aços avançados de elevada resistência através de levantamentos das propriedades mecânicas

Analysis of the Bauschinger Effect on the Stampability of Advanced High-Resistance Steels Through Mechanical Properties Analysis

Rafael Guetter Bohatch, Alex Raimundo de Oliveira, Ravilson Chemin Filho e Paulo Victor Prestes Marcondes (UFPR) ORAL

Análise do Retorno Elástico em Processos de Dobragem de Tubo por Encurvamento Rotativo: Modelação Numérica com Validação Experimental

Analysis of Springback in Rotary Draw Tube Bending Processes: Numerical Modeling with Experimental Validation

Pedro R. Santos, Daniel Jácome da Cruz, Rui L. Amaral, Manuel Barros, Abel D. Santos e Ana Reis (FEUP / INEGI / AMOB – Portugal)

Análise comparativa por simulação de canais de resfriamento retos e conformados em ferramentas de estampagem a quente

Comparative analysis by simulation of straight and conformal cooling channels in hot stamping tools

Luiz Fernando Folle (UFSM)

Análise da eficiência do lubrificante Vascoform FB 125 em operações de conformação mecânica

Analysis of lubricant Vascoform FB 125 efficiency in mechanical forming operations

Claudinei Marques, Henrique Arthur Buba Gelbcke, Alex Raimundo de Oliveira, Vitor Yamashita Bendlin e Paulo Victor Prestes Marcondes e Ravilson Antonio Chemin Filho (UFPR)



43° SENAFOR

Hotel Plaza São Rafael
Porto Alegre-RS, 2, 3 e 4 de outubro de 2024

Anais
PROCEEDINGS

Determinação da curva limite conformação de chapas de aço com revestimento orgânico pelo critério da estricção

Determination of FLC for organic precoated sheet metal steel by localized necking criterion

Alexandre Lundgren Bastos, Paulo Victor Prestes Marcondes e Sergio Fernando Lajarin (UFPR)

Fadiga e Resistência à Fratura de aço PHS - 22MnB5 micpligado ao Nb e Mo.

Improved fatigue and fracture resistance of 22MnB5 steels with added Nb and Mo

Ed Juarez Mendes Tass, Diego Tolotti De Almeida, Lucas Werner, Daniel Casellas Padró, Sergi Parareda Oriol (CBMM / Bruning Tecnometal)

Simulação numérica da evolução microestrutural na estampagem a quente do aço ao boro 22MnB5

Christian Maioli, André Rosiak, Luana de Lucca de Costa, Lirio Schaeffer (CBCM-UFRGS)

Inovação na indústria: reduzindo custos com a tecnologia pontotech

Guilherme Catarino de Souza Filho (GPTECH INDUSTRIA DE CLINCH, Joinville SC)

Principais mecanismos de transferência de calor em hot stamping: uma revisão

Main heat transfer mechanisms in hot stamping: a review

Rafael Pandolfo da Rocha, Matheus Henrique Riffel, Halston José Mozetic, Rubens Luiz dos Santos Paiva e Lirio Schaeffer (UFRGS)

Avaliação da Força de Dobramento para o Aço de Alta Resistência Quard 450, 500 e 550 em Matriz V

Josimar dos Santos (UFRGS)

TRABALHO EM PÔSTER

Exposição dos painéis nos dias 2, 3 e 4 de outubro

Avaliação de Processo de Estampagem de Lubrificantes Utilizando o Método de Teste de Estampagem ERICHSEN

Evaluation of lubricants stamping processes using the erichsen stampability test method

Gabriela Rodrigues Oliveira (IFC), Mario Wolfart Junior e Mateus Ritter Pasini (IFC Campus Luzerna)

Dielessclinching para união de juntas dissimilares com ligas de Mg.

Dielessclinching for joining dissimilar joints with Mg alloys.

Guilherme Dias Grassi, Eduardo Luis Schneider, Halston Mozetic e Lirio Schaeffer (UFRGS)

Modelamento do Escoamento Plástico do Aço Bifásico DP800

Helena Bonow Silveira, Marina Barletta Sommer, Luana de Lucca de Costa, André Rosiak e Lirio Schaeffer

Tailored Blanks: Inovações para a Mobilidade Sustentável

Luana De Lucca de Costa; André Rosiak, Matheus Riffel, Lirio Schaeffer (CBCM/ LdTM – UFRGS)

Hot Forming of Aluminium alloys

Improved processing and metallurgy for extreme light weight products

Jürgen Hirsch, Aluminium Consulting Königswinter / Germany

Abstract

The various technologies of hot forming of Aluminium and its alloys are reviewed and their specific aspects are compared. Recent development and new advanced technologies are presented which enables the hot forming of tubes and flat products at the best suitable conditions to achieve best results in shape and final strength. By a combination of gas pressure and stamping with both material and forming die in hot conditions extreme thin and variable wall dimensions and thickness can be achieved. Any material such as high strength aluminium alloys can be processed in the best suitable high temperature range of uniform elongation enabling very high forming ratios, extreme small radii and sharp edges. In contrast to superplastic forming this process is suitable for mass production, as it runs efficiently within a short time's period. For temperature ranges over 450 °C high strength alloys, i.e. heat treatable aluminium alloys can be processed and after subsequent quenching and immediate artificial aging highest strength can be achieved in the hot formed part. For highest forming ratios and local thickness variations (i.e. tailored tubes or blanks) additional material flow inside the die can be arranged in the "HodForming ©" process. Another aspect for successful forming is to control/minimize friction in the die, achievable in contactless gas forming independently of forming speed. The process implies full solution annealing, avoiding grain growth and other undesired micro-structural affects and ensure high "class A" surface quality.

1. Introduction

Plastic forming at elevated temperatures is an ancient method to enhance metal forming, e.g. medieval forging of processing iron, combined with quenching to achieve highest strength [1]. For steel the process is gaining novel attention in recent years being applied for light-weight automotive parts by "press hardening" of steel. Based on this hot forming became also very attractive to enhance formability of Magnesium and Aluminium alloys [2], not frequently applied in mass production so far.

There are two main effects involved in high temperature processing and treatments of metals and some of their alloys:

- a) enhanced formability - due to reduced strain hardening by recovery and recrystallization
- b) enhanced strengthening - due to the atomic lattice "martensitic" transformation in steel and due to precipitation "age" hardening in Aluminium alloys.

For steel this is the historic medieval armor fabrication by martensitic transformation, in Aluminium this was invented about 115 years ago [3] by Mr. Willms/Germany, who systematically annealed and quenched all kinds of Al alloys investigated. His invention of age hardening soon came in industrial (military) application as "Duraluminium" for building of light-weight Zeppelin structures and later airplanes in the first half of last century.

2. The fundamental mechanism of Hot Forming of metals

The fundamental mechanism occurring in hot forming of metals are:

Softening to reduce the detrimental effects of strain hardening which limits formability by high dislocation densities accumulated during plastic deformation and their interaction. The metallurgical mechanisms are:

- 1) **Recovery** = Annihilation and rearrangement of dislocations, produced in large quantities during plastic deformation, interacting and blocking each other, leading to substantial strain hardening in metals.
- 2) **Recrystallization** = Full restructuring of dislocation-free grains by grain boundaries, sweeping through the deformed structure at sufficiently high temperatures (in Aluminium about $> 250^{\circ}\text{C}$, depending on purity). The recrystallization process includes metallurgical processes of nucleation and growth of new grain - thus forming a completely new grain structure – either after deformation, or even during deformation, depending on
 - material parameters: purity, melting temperature (e.g. led!) and dislocation storage capability (i.e. stacking fault energy, e.g. brass)
 - process parameters: strain, strain rate and temperature.

Such processes change the (sub)microstructure accordingly. They are applied industrially in principal bulk ingot forming processes (e.g. hot rolling, extrusion), efficient in all metal thermodynamic processes “TMP” to avoid frequent inter-annealing, especially suitable for processing of high strength alloys. Some metals which are not suitable for forming processes at ambient temperatures require deformation at elevated temperatures a priori, due to their atomic structure, as e.g. Magnesium, which has a hexagonal lattice which has a limited number of efficient slip systems, blocking for deformation of poly-crystals by classical dislocation glide at room temperature.

Besides softening, there is also a possible strengthening effect involved in certain metals and alloys, when hot forming is combined with subsequent fast quenching. There are two possible strengthening mechanisms working during/after hot forming, depending on the metal/alloy:

The nowadays called process of “press hardening” is the well-known “ancient” step of forming (forging) of iron/steel at very high temperatures ($A3, \gg 940^{\circ}\text{C}$) and subsequent fast quenching. It implies the atomic lattice transformation from the γ “Gamma = FCC” lattice to α “Alpha = BCC” lattice, which leads to the “*Martensite*” formation, that producing very high strength ($\gg 1000$, up to max. 2000 MPa) in steels.

The other mechanism is called “age hardening” another very efficient strength-increasing effect generated by a specific heat treatment. It involves the formation of very fine particles precipitated from supersaturated solid solution induced by a high temperature treatment above the solid solution level. These very fine particles are formed after quenching and additional moderate temperature (in some alloys even at room-temperature) treatment and then efficiently block dislocation glide. This process can occur in many alloys, but is the prominent strengthening mechanism applied for “heat treatable” Aluminium alloys which contain Cu, Mg_2Si , Zn and their combinations as alloy elements,

3. Process parameters for Hot Forming of Aluminium alloys:

The process parameters required for optimal formability are the strength and strain evolution during plastic forming and their limiting factors (ductile or brittle failure):

3.1. *Strain hardening by plastic deformation.*

Fig1a Illustrates the strain hardening effect in some typical “non-heat treatable” Al-alloys, including the prominent high Mg containing AA5182 alloy, reaching strengths of > 400 MPa at high strains ($\varphi > 2$). The Figure also contains the quantitative description of the flow curves according to the (extended) Voce equation:

$$k\mathbf{f} = k\mathbf{f}_0 + (k\mathbf{f}_1 + \theta_1 \cdot \varphi) \cdot (1 - \exp(-\theta_0 \cdot \varphi / k\mathbf{f}_1)) \quad (\text{eq.1})$$

and a table of corresponding parameters to predict the strain hardening behavior of some non-heat treatable Aluminium alloys. The Al-Mg alloys listed are used in many applications, like car body and structural parts, can end, etc.).

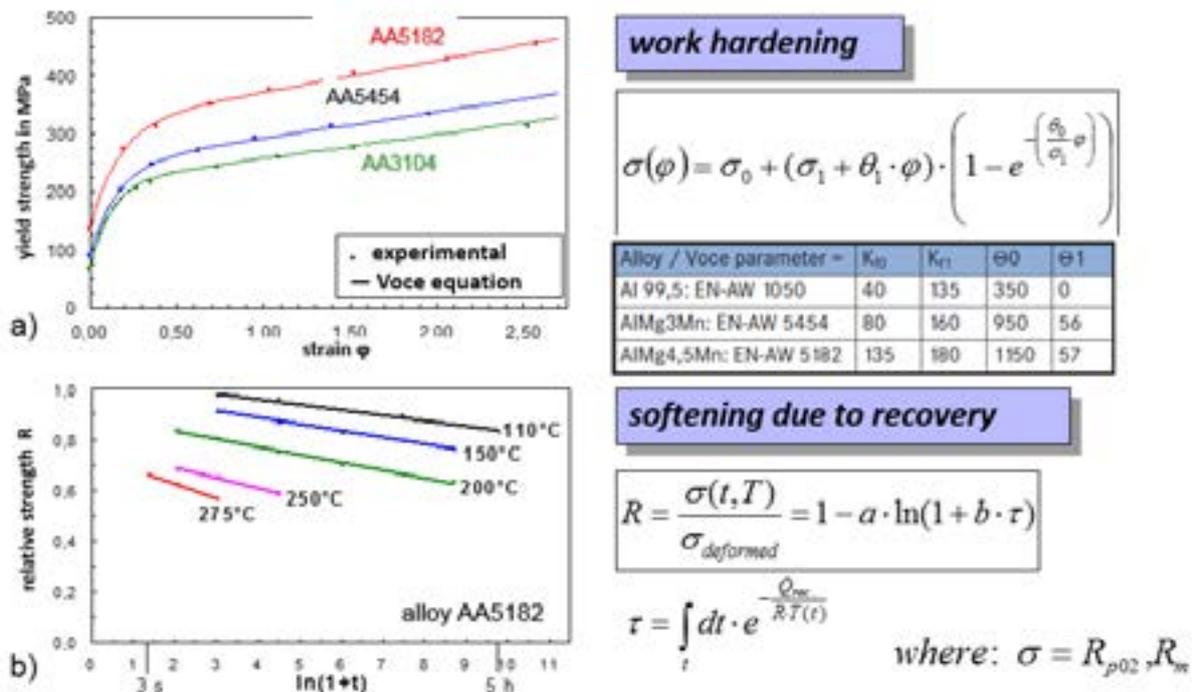


Fig 1) *Strain hardening and softening and their quantitative description :*

a) *Flow stress of Al-Mg-Mn alloys as function of strain*

b) *relative softening of Al-Mg at various temperatures and time*

3.2. *Softening after strain hardening by plastic deformation*

Fig.1b illustrates the corresponding softening effect when high strained Al-Mg alloys are exposed to moderate temperatures after cold forming. The strength data are applicable to most non-heat treatable Al-Mg alloys, so plotted in a scale normalized to the initial strength. They are plotted versus the annealing time in a logarithmic scale (easily describable in quantitative form by a linear equation).

3.3. Softening during plastic deformation

Fig.2 shows the high temperature flow stress in an Al-Mg-Mn alloy deformed at various elevated temperatures $> 300^{\circ}\text{C}$, and for 300°C at different strain rates. At these temperatures, dynamic recovery significantly reduces the strength by leveling out the strain hardening effect completely (observed in these alloys at room temperature, Fig.1a). This results in a steady state flow stress level (like pure Aluminium at room temperature!), that can be described by a “sinh” equation /Sellars/:

$$k_f = \frac{1}{\alpha} \cdot \sinh^{-1} \left(k \cdot \dot{\varphi}_v^{m_1} \cdot e^{m_2 \cdot \varphi_v} \cdot Z^{m_3} \right)$$

mit Zener – Hollomon – Parameter

$$Z = \dot{\varphi}_v \cdot e^{\frac{Q_{def}}{R \cdot T}}$$

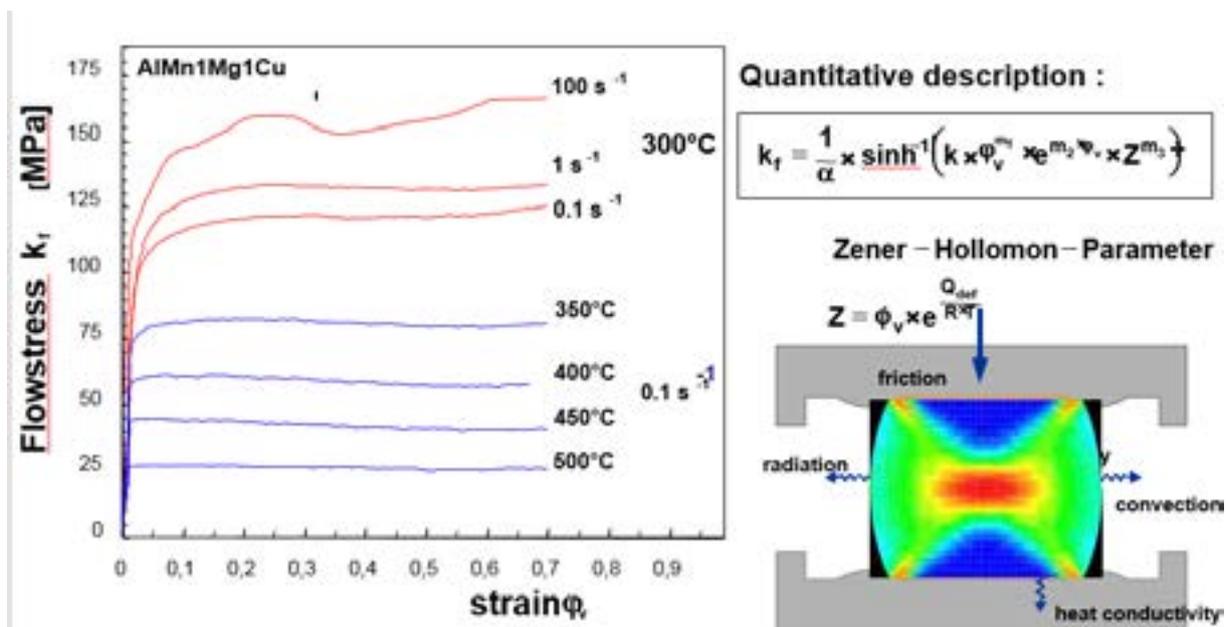


Fig.2 High temperature flow stress in Al-Mg-Mn

As in pure Aluminium the steady flow stress allows extended forming operations, as e.g. in rolling applied e.g. for foil rolling of Aluminium). In a tensile test the strain achievable is limited by the instability due to flow localization (described by the Considère criterion) resulting in “ductile” fracture. Brittle inclusions and constituent coarse phases may lead to void formation and may further limit fracture strain.

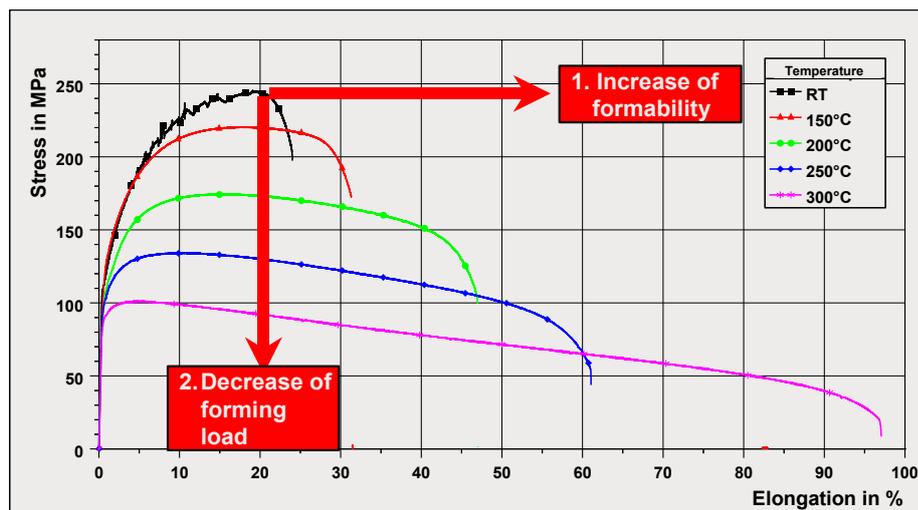


Fig. 3 Effect of temperature on stress/strain behavior of Al-Mg₃ alloys [4]

3.4. Strain rate sensitivity

An important factor affecting strain especially at higher deformation temperatures is the strain rate sensitivity which helps to avoid strain localization in tensile tests and thus prolongates the tensile strain significantly. This is an effect also observed in low carbon “IF” steel, giving it excellent room temperature forming characteristics. For high alloyed steel (and high strength metals) this effect is no longer valid.

In high temperature deformation of Aluminium- (especially Al-Mg) alloys the strain rate sensitivity increases significantly due to the interaction of Mg atoms with moving dislocations (as carbon atoms interact with the dislocations in Fe at room temperature). In Fig.3 the drastic increase in strain in tensile tests at elevated temperatures is shown due to prolonged straining effects also after the stress peak at R_m , which is usually limiting plastic strain, as described by the Considère criterion.

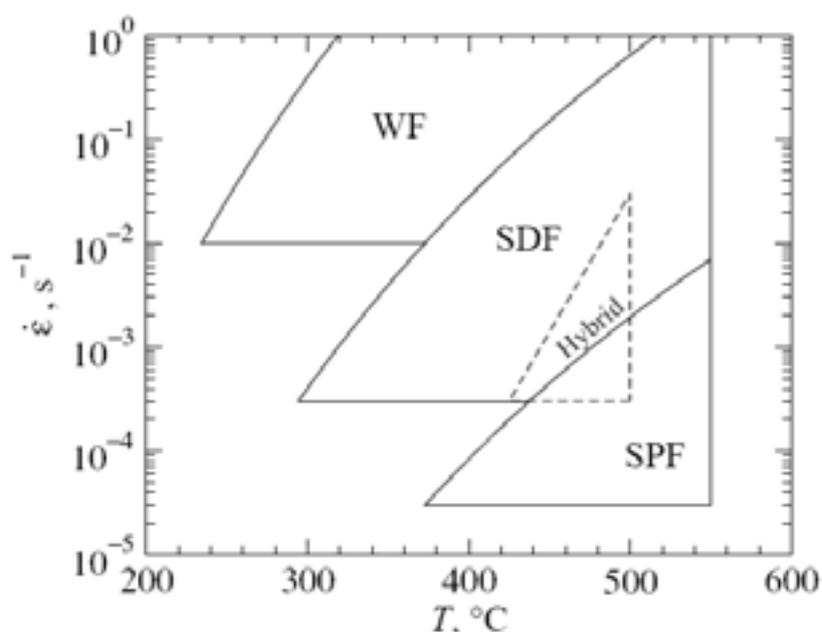


Fig.4 Scheme of Hot Forming Mechanisms in Al-Mg alloys (by M. Taleff [5])

3.5 High temperature deformation mechanisms

The effect of solute drag of Mg atoms linked to the moving dislocations is causing the diffusion controlled plastic flow and explains the high strain rate sensitivity in Al-Mg alloys (Fig3). According to [5] this mechanism is called “**Solute-Drag Forming**” (SDF). There are four principle mechanisms of high temperature forming, depending on strain rates (Fig. 4) which can be categorized as:

- 1) **Superplastic Forming** (SPF) which achieves highest strains ($\gg \gg 1000\%$) at highest temperatures and lowest strain rates by grain boundary sliding “GBS” (and rotation) of very fine grains. Here precipitates are needed to stabilize the grain size, leading to potential cavitation effects.
- 2) **Quick-Plastic Forming** (QPF) which is considered a “**Hybrid**” process that utilizes the transition region between GBS and SDF deformation.
- 3) **Solute-Drag Forming** (SDF) is a diffusion controlled plastic deformation mechanism (as e.g. as Mg atoms in Al alloys at high temperatures and strain rates!)
- 4) **Warm Forming** (WF) is defined as a deformation mechanism changing from SDF into creep, thus being a process active at low strain rates, controlled by bulk (or grain boundary) diffusion (but no interaction with moving dislocations, as in SDF).

The grain boundary sliding mechanism of superplastic forming “SPF” is the process for highest achievable (tensile!) strains, applied in aerospace and automotive processes (e.g. “Superform”). However, it is diffusion controlled and therefore requires long times (>10 to 60 minutes, depending on the metal/alloy). In SPF, very fine grains and low strain rates are required for the specific grain boundary sliding mechanism GBS. Therefore, it is not very suitable for large scale and fast industrial “mass” production processes where usually high strain rates are required, e.g. a machine stroke in less than one minute - preferably a few seconds. In aerospace processes SPF is a suitable process to form (usually a few) complex parts. It has been combined with diffusion bonding processes to generate complex structural parts in a single process, generating extreme hollow light-weight structures in aeronautical applications.

4 Strength levels of Aluminium-alloys

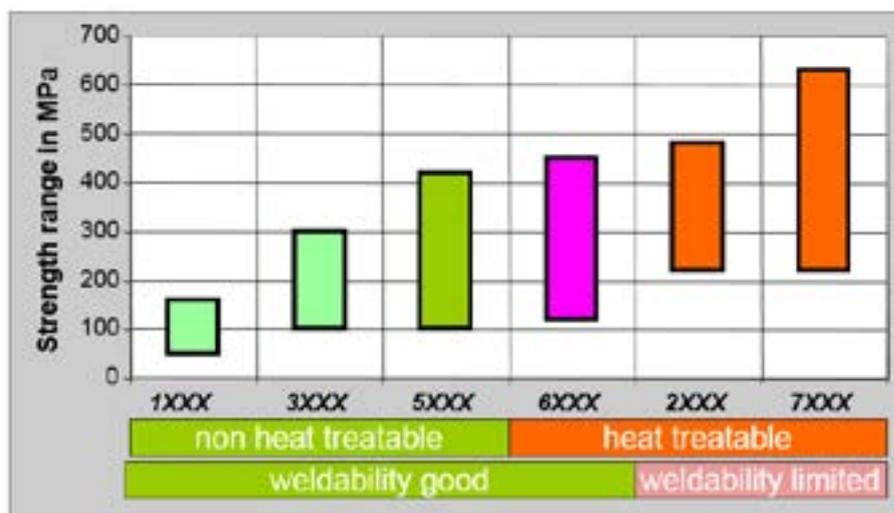


Fig.5 Strength ranges of the main aluminium alloy classes “EN-AW Yxxx”

Fig. 5 illustrates the strength range achievable for all commercial Aluminium alloys. The highest strengths are achieved by age hardening of heat treatable Al alloys of the EN-AW7xxx group (i.e. precipitation hardening by Zn and other elements).

4.1 Strengthening of Aluminium-alloys by strain hardening

The highest achievable strength for “non-heat treatable” Aluminium alloys is up to ~ 400 MPa (see chapter 4) is achieved in high Mg (and Mn) containing EN-AW 5xxx Aluminium alloys by a combination of solid solution strengthening and strain hardening. Since the latter effect is lost during annealing at high temperatures (or long time exposure even at moderate elevated temperatures) the stable strength level calculated for (heat exposed) parts (e.g. automotive axles) is the soft annealed (fully recrystallized) “O” condition. In principle, this is the level also achieved in hot forming – even after quenching - since only minor strain hardening effects are maintained.

Al-Mg-Mn alloys suitable for hot forming processes

Some typical established Al-Mg-Mn (EN-AW 5xxx) alloys with various Mg contents up to 4,5% are shown in Fig. 6 in form of their stress strain curves tested at various temperatures. For high Mg contents the strength level in tensile tests at room temperature reaches ~300MPa, but with higher strains (as e.g. achieved in cold rolling) the final strength can reach up to ~ 400MPa (see fig. 1b) by solid solution strengthening and strain hardening.

The non-heat-treatable Al-Mg alloys are suitable for cold (and hot) forming of complex shaped parts in mass production since they can frequently be inter-annealed and do not require the specific (solution) heat treatment required for age hardening. The alloys shown in fig. 6 include high Mn content as a potential hot forming material with improved final (room temperature) properties, also applicable for long exposure to temperatures, where high (>3%) Mg alloys can be prone to inter-crystalline corrosion. The influence of Mn at low and high temperature deformation reveals a positive effect on strength and a slight decrease in elongation. The main effect of Mn, however, is the stabilization of the grain structure due to fine dispersoids (α -Al₆(MnFe) and β -Al₁₅(MnFe)₃Si₂ - introduced and controlled by special homogenization treatment) that reduce grain boundary mobility and avoid recrystallization and grain coarsening, making it also suitable for high temperature deformation under SPF conditions.

Fig. 6 reveals the very high elongation during hot forming for the alloys investigated at high strain rates. At 450°C elongations of up to 200% can be achieved. At room temperature the alloy content has the main effect and hardly any strain rate effect can be detected, whereas with increasing temperature the strain rate sensitivity increases. This is due to the correlation of Mg atoms (as the major solid solution element) and their diffusion enhanced at elevated temperatures, so they are able to effectively slow down dislocation glide. At room temperature, however, the dislocations can break away from the Mg atoms, causing avalanche-type dislocation glide and serrated flow and Lüders lines. This solute drag plasticity /6/ explains the excellent hot forming characteristics of Al-Mg alloys. Special Al-Mg-Mn alloys have been developed for hot forming, based on the requirements of hot forming parameters and final properties. A new alloy developed with specifically defined levels of Mg, Mn (and Cr, Fe, Si) to achieve optimum properties during hot forming and strength in subsequent service applications, suitable for special requirements (under conditions of strain rates: 0.1-1 s⁻¹, Temperature: 200-500°C) with high formability during and good RT-strength (>160MPa) after hot forming, high corrosion resistance, good weldability.

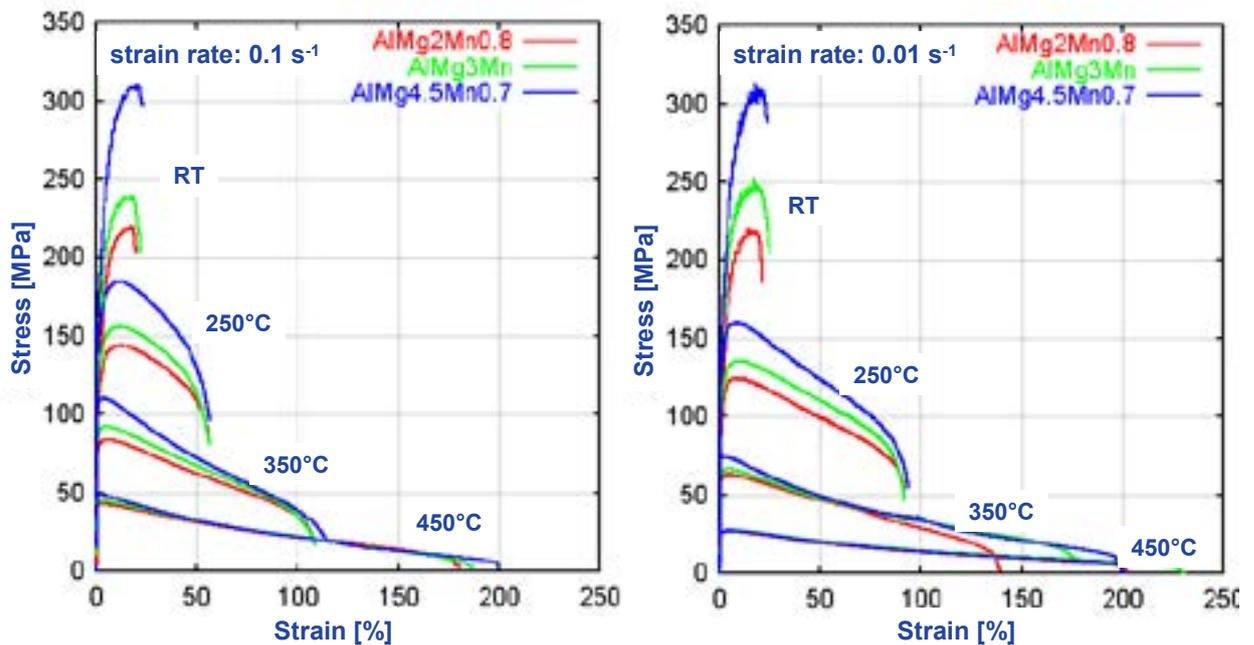


Fig.6 Stress-strain curves of some industrial Al-Mg-Mn alloys in tensile tests at various deformation temperatures at two strain rates [4].

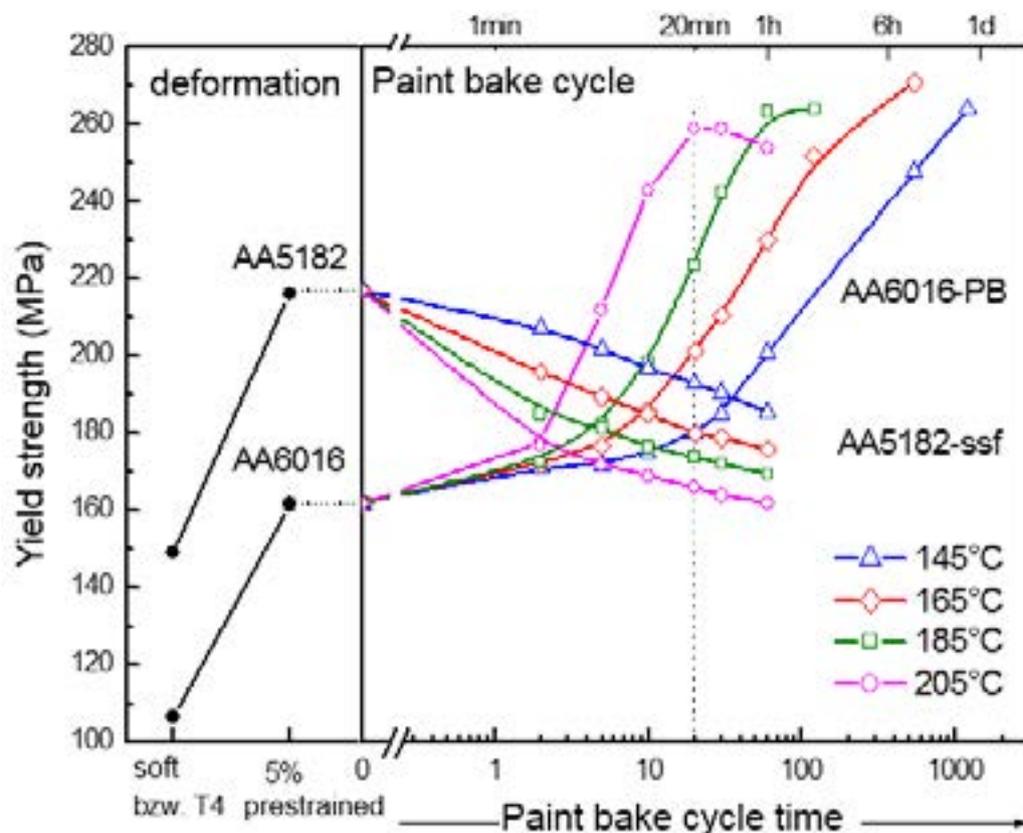


Fig.7 Strength evolution in AlMg4.5Mn0.5 and AlSi1.2Mg0.4 in a paint bake cycle

Fig.7 shows the strength evolution of a non-heat-treatable EN-AW 5182 (AlMg4.5Mn0.5) and a heat-treated (solution annealed) EN-AW 6061 (AlSi1.2Mg0.4) after 5% pre-straining and subsequent annealing cycles at moderate temperatures as used for paint baking (e.g. applied in a KTL-Process). While the non-heat-treatable Al-Mg alloy loses most of its strength achieved by strain hardening the solution annealed Al-Mg-Si alloy significantly gains additional strength by an age hardening effect.

4.2 Strengthening of Aluminium-alloys by age hardening

The mechanism of process “**age hardening**” is the main strengthening mechanism for the class of “*heat treatable*” **Aluminium**. The strengthening phases in Aluminium are e.g. Cu, Mg₂Si, Zn (and their combinations) and are applied in high strength EN-AW **2xxx, 6xxx and 7xxx Aluminium alloys**, respectively. The corresponding strength levels are illustrated in Fig.5. The process parameters required for achieving the maximal strength are:

- Sufficient high temperatures (>500°C, alloy dependent), this means that the heat treatment effect implied in hot forming involves a solid solution annealing, dissolving the specific alloy elements (in Aluminium mainly Cu, Mg₂Si, Zn) making them suitable for age hardening in a subsequent aging process at moderate temperatures (about 170° to 220°C) and sufficient “aging” time (several minutes, up to hours).
- Optimal age hardening by full participation of all elements involved in the final precipitation effect (Cu, Mg₂Si, Zn), that means they should be completely resolved in the Aluminium matrix. At temperatures above the solubility limits this happens within a few seconds or minutes. This depends on the elements, their distribution (e.g. as fine or coarse precipitates, depending on preprocessing) and temperature (= distance to the solution limit in a phase diagram). In Fig.7 this is illustrated for EN-AW 6061 Al-Mg-Si alloys in comparison to an EN-AW 5182 Al-Mg alloy.

6xxx alloys are most common used in automotive applications (as outer skin and for structural parts). In peak aged conditions 6xxx alloys reach strength levels of up to 380 MPa. For special 6xxx alloys containing some Cu (up to 1%) even > 400MPa are possible, including special processing conditions, like fast quenching and moderate aging temperatures and long aging times. For high Cu (~4%) containing EN-AW 2xxx Al alloys strength levels of up to 500MPa are possible, for Zn containing 7xxx Al alloys (some including also Mg and Cu) highest strength levels of > 600 MPa are possible. In extreme cases, up to 700MPa have been achieved (Fig.5). About 700MPa is the theoretical strength limit for conventional Al alloys, in **comparison to steel**, which has been reported to achieve maximum strength of up to 2000 MPa. This is explained by the difference by a factor 1/3 in Young’s modulus between the two metals, since all strength predicting equations (solid solution, strain hardening, precipitation hardening) contain the Youngs (shear) modulus as controlling factor for dislocation interaction and inhibition, controlling strength.

The main difference between hot forming of aluminium and hot forming of steel is the required temperature: For non-heat-treatable Al-Mg alloys about 250°C is a temperature already a suitable hot forming (as is for Magnesium). To achieve the strength effect by martensitic transformation in steel (described in section 2.2.1), a hot forming temperature of 950 to 1000°C is required, including fast quenching. For all Aluminium alloys a hot forming temperature level (including solid solution annealing of the age hardening elements (Cu, Mg₂Si, Zn) of ~500°C to max. 560°C is sufficient, with mostly moderate quenching rates sufficient for most (except for high strength) heat-treatable Al alloys.

5 Hot forming processes

5.1 Semi Hot Forming

There are many established hot forming production processes, like extrusion or hot rolling, which run efficiently at high temperatures to drastically increase productivity at minimum force for maximum deformation. For forming of sheet the simplest method to make use of these advantages at elevated temperatures is to transfer a cold or heated sheet into a preheated or cold die, respectively. This is called “Semi Hot Forming” (Fig.8) and can be applied at moderate temperatures, but strongly depends on the heat capacity and heat transfer of the materials involved (sheet and die). One special option here is to use only partially heated dies, allowing better formability in critical locations of the forming process. Moderate temperatures can lead to significant increase in formability, as illustrated in Fig.9 for deep drawing of circular cups.

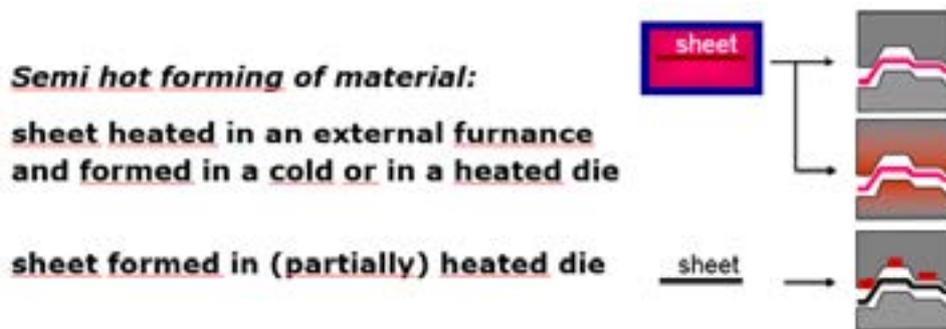


Fig.8 Semi Hot Forming of Aluminium parts

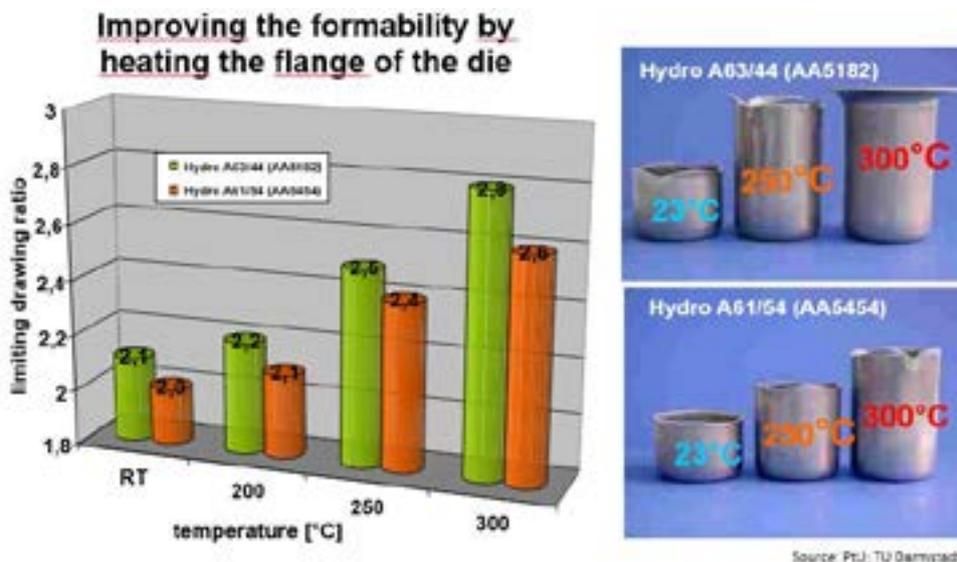


Fig.9 Improved Limiting Drawing Ratio at Different Flange Temperatures

5.2 Superplastic Forming

Superplastic Forming “SPF” is a classical mechanism of hot forming displaying the extreme formability of some metals. The material must be pre-processed by thermomechanical processing to generate a very fine and stable grain size (<10µm). It is heated up to the temperature regime (between 450–520 °C. for aluminium alloys) of superplasticity “SPF”. In

this state, the material is quite soft and surface sensitive. Processes that are usually used on plastics can be applied under high temperature and straining conditions, such as thermoforming, blow forming, and vacuum forming. Aluminium part forming operations for complex geometries profit from elevated temperatures, since high formability can be achieved.

5.3 Thermoforming

In “Thermoforming” the heated sheet is formed at SPF temperatures to a specific shape in a mold and cooled to a finished shape. A method to impose pressure is by blow molding or by the so called “vacuum forming”. The Aluminium High-Speed Blow Forming (HSBF) process runs in less than one minute and so is up to 30 times faster than “classical” Super Plastic Forming (SPF). It was developed specifically for body panels but is also suitable for structural parts, including complex components, combining multiples arc, with radii as low as 2mm, while requiring no hand finishing operation and having Class A surfaces.

5.4 Hot gas forming

As in the process of “Hydroforming” of tubes at ambient temperatures, the material is pressed as hollow tube into a die by a high pressurized fluid even better at elevated temperature (Fig.10). This process is currently being further developed to sheet forming (so called “HoDforming”, Fig 11), which is more efficient and allows the forming of complex shapes (e.g. with concavities) costs than traditionally SPF produced parts and at significant lower processing time (~20 seconds), suitable for mass production!

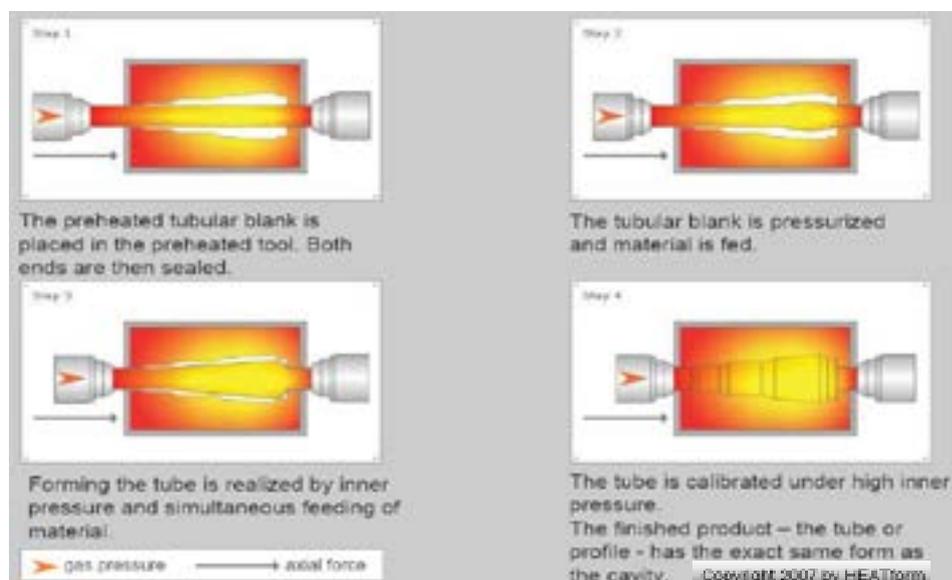


Fig. 10) The phases of the hot gas forming (“HEAT forming”) process [4]

To avoid the contact between Aluminium (sheet) and steel die at high temperature, which creates problems of contact friction and surface deterioration, a special modification was developed using the hot gas forming” process (figs.10, 11). Here the blank or a tube is heated up to high temperatures of ~500 °C. Then it is placed into a cavity and sealed on both ends or around the rim. The process allows to deliver material to places needed, simultaneously, inner gas pressure is blown into the tube or to the die for expansion. The finished product—the tube, profile or blown up sheet has the exact same form as the cavity. In this way, any tube or blank can be expanded and no spring back effect occurs. In the most applications, a repeatable outer diametrical accuracy is better than 0,1 mm.

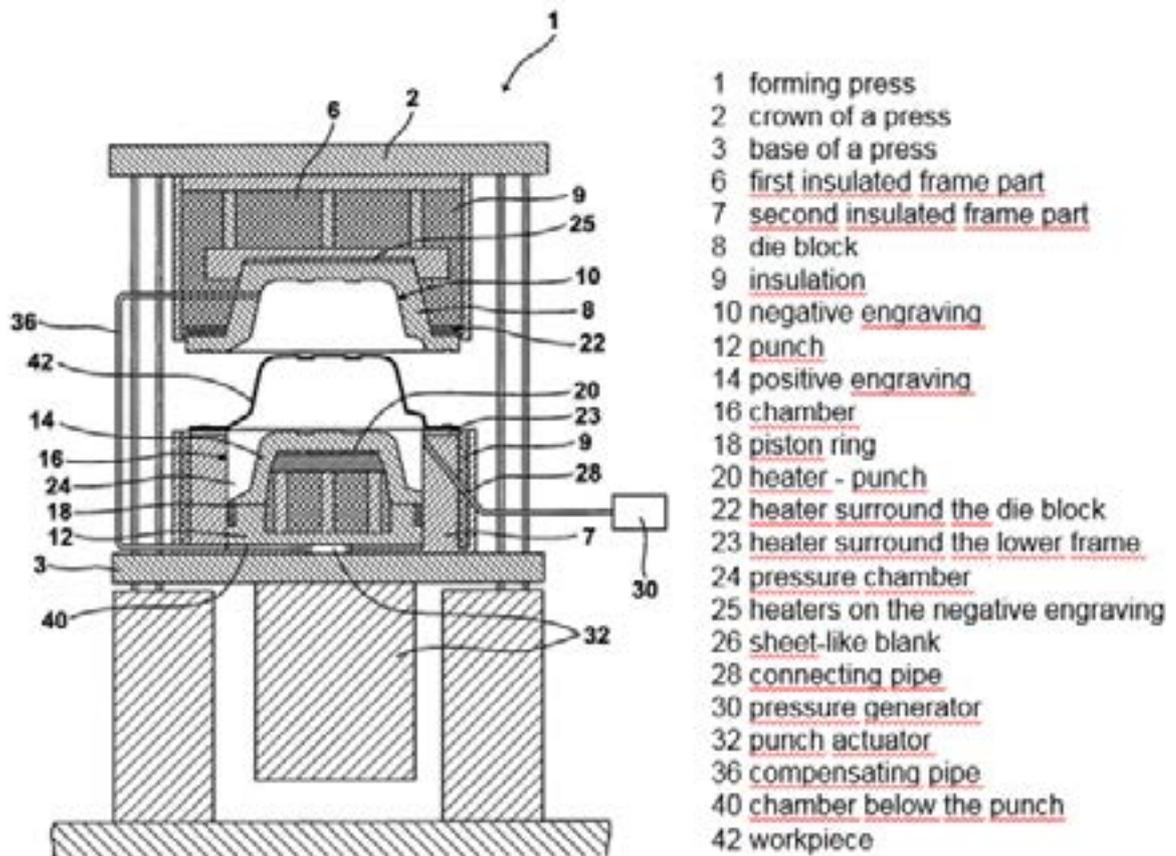


Fig11) The sheet hot gas die forming process “HoDforming” [7]

The main advantage of these processes applied for hollow bodies and sheet material is that forming temperatures near (or above) the solution treatment temperature is reached as optimal material forming temperatures, also of the die, which is not in direct (friction) contact with the part, except for the final stage, where friction is no longer active.

Table 1 lists the main Warm-Forming-Technologies applied for Aluminium parts and the main parameters involved, comparing:

- SPF-Super Plastic Forming
- HFQ-Hot-Forming-Quench
- QPF-Quick Plastic Forming
- HOD (hot gas) forming

All processes have been tested and some are applied in industrial processes. The innovative hot gas forming (“HoDforming”) process tested for hot forming of aluminium tube and sheet combines all advantages of forming for extreme light weight solutions with complex geometries, achieving highest strength by rapid quenching of age hardening (e.g. 7xxx) Al-alloys. It is recommended by the author as a technology with the highest potential to fulfill the requirements for high quality and high volume production of automotive (and other) parts.

Table 1. Comparison of different hot forming processes [8]

Parameter	Super Plastic Forming (SPF)	Hot forming Quench (HFQ)	Quick Plastic Forming (QPF)	Hot Die Forming (HDF)
Material feeding	no	yes	yes	controlled
Sheet thinning	not controlled	not controlled	not controlled	not controlled
Minimum sheet thickness	all	>2mm	>2mm	>0.8mm
Complexity of the product	all	simple	simple	nearby all
Forming time	minutes, days	<1min	<1min	<1min
Forming gas pressure	1-5 bar	NA	NA	1-100 bar
A-surface possibility	yes	no	no	yes
Maximum strain	Up to 1000%	Up to 50%	Up to 50%	Up to 200%
Spring back effect	no	conditional	conditional	no
Production volume	small	high	high	small-high

3.5) Hot Die Forming (HDF)

HDF is a novel, innovative and highly flexible technology which can be used for large scale production of high strength aluminium alloys, due to its low cycle time [7]. Note that the process is not limited to aluminium alloys. Any material which has a high strain rate sensitivity at high temperatures can be formed by HDF. This technology can also be used to form complex and re-entrant shapes. Most of the drawing process is frictionless which is a big advantage to achieve good surface quality. High pressure requirements can be eliminated by partial use of punch i.e. for formation of extreme small radii corners and shapes only. The variable blank holder force over the periphery of the blank gives an additional control on the product outcome.

Another key advance of the HDF process is that the blank can be actively pressed into the cavity during the forming step to

- i) improve the stability of the forming process (overcome the frictional instability),
- ii) increase the forming ratio/depth and
- iii) specifically change the local sheet thickness.

Furthermore, a specific temperature profile can be set in the blank and/or in the forming die in order to manipulate local forming geometry, local changes in thickness or forming conditions. The blank can be coated with specially developed lubricants to prevent abrasion and friction. By the combination of these benefits extreme thin and hard Aluminium alloy parts can be produced, enhancing light weighting performance [7].



Fig. 12: Hot Die Forming “HDF” standard cross sample produced by hot gas forming of a high-strength aluminum alloy with material replenishment (drawing depth 45 mm).

6 Summary and conclusions

The hot forming process of Aluminium material and methods suitable for application for extreme forming processes with high forming potential at elevated temperatures are presented. EN-AW 5xxx and EN-AW 6xxx Al-alloys are well suitable for fast hot forming and their hot forming behavior and final properties are described. New Al-alloys and suitable processes for fast hot forming with good formability and superior material properties (strength, surface) in their final applications are described. Processes like Hot Gas Forming as cost efficient process for Tube and Sheet forming of complex parts are recent most innovative developments to achieve best conditions for extreme light weight components.

7 References

- [1] R.F. Tylecote, (1977). A History of Metallurgy. British Corrosion Journal, 12(3), 137–140. <https://doi.org/10.1179/bcj.1977.12.3.137>
- [2] CM. Sellars, „Hot working and forming processes“, Metals Society (London),1980
- [3] “Aluminium – Die ersten hundert Jahre” H.Joliet, edt. VDI Verlag GmbH, Düsseldorf 1988/89
- [4] Hirsch, E.Brünger, S.Keller, P.Amborn, K.Kipry „Hot forming of Aluminium for light-weight car design“, in “Aluminium Alloys, Their Physical and Mechanical Properties” edited by Jürgen Hirsch, Birgit Skrotzki, Günter Gottstein, proceedings ICAA-11 (2008),Vol2. , Wiley-VCH Verlag, Weinheim ISBN-10: 3-527-32367-8 p. 2388-2393
- [5] E.M. Taleff “Overview of 5000-Series Aluminum Materials for Hot Forming in the Automotive Industry” in “Aluminum Wrought Products for Automotive, Packaging, and Other Applications” The James Morris Symposium, Edited by S.K. Das, G. Jha, Z. Li, T. Zhai, J. Liu TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2006 p.87
- [6] J.Hirsch “Hot formability and texture formation in Al Alloys” in “Latest developments in hot and cold deformation of metals” Int. conference (70th birthday of Enrico Evangelista), 22-27 June 2008 Como/Italy 2008 in Materials Science Forum 604–605 (October 2008): 259–66. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.604-605.259>.
- [7] J. Hirsch, P. Amborn “Extreme light weight for hollow and flat products - HDF – Technology” NEBU/NEHY International conferences (2018) Fellbach/Stuttgart “New Developments in Sheet Metal Forming”, May 2018, M.Liewald (ed). ISBN 978-3-947085-01-9, p. 307-316
- [8] M.S. Niazi1*, P. Amborn2, E. Lamers3 and J. Hirsch “Hot Die Forming - Flat (HDF-F Al): An innovative hot forming technology for extreme lightweight in aluminum sheet alloys IDDRG Conference 2019, open access volume of IOP Science Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing Ltd, Volume 651, conference 1 DOI: 10.1088/1757-899X/651/1/012003

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

AVALIAÇÃO NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DAS DEFORMAÇÕES PRINCIPAIS EM COMPONENTES ESTRUTURAIS AUTOMOTIVOS ESTAMPADOS

Matheus Henrique Riffel ⁽¹⁾
Rafael Pandolfo da Rocha ⁽²⁾
Rubens Luiz Paiva ⁽³⁾
Lirio Schaeffer ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Os atuais padrões de qualidade exigem a realização de ensaios normalizados para determinar a estampabilidade de chapas metálicas em processos de embutimento profundo. Esses ensaios garantem que o material possa ser conformado sem apresentar defeitos, como enrugamento, orelhamento ou rupturas localizadas. A Curva Limite de Conformação (CLC) é utilizada para avaliar a capacidade de deformação do material, indicando as deformações máximas que ele pode suportar. Quando as deformações de um componente estampado estão abaixo da CLC, o material pode suportá-las; deformações acima da curva indicam risco de ruptura. Este artigo tem como objetivo determinar experimentalmente as CLCs do aço inoxidável austenítico AISI 304, utilizando três lubrificantes diferentes (Draw 58 GS, Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140) para analisar a influência do atrito nas curvas de conformação. Além disso, ensaios experimentais e simulações computacionais no software QFORM foram realizados para avaliar o comportamento plástico de um componente automotivo estrutural estampado a frio, utilizando os mesmos lubrificantes. As deformações principais desenvolvidas na superfície externa do componente foram comparadas com as CLCs obtidas. Os resultados indicaram que as deformações φ_1 e φ_2 atingiram níveis elevados na superfície externa da coluna B, levando à ruptura em várias regiões. Essas rupturas foram confirmadas pelas simulações computacionais, mostrando que as deformações estavam acima da CLC de cada lubrificante.

1. INTRODUÇÃO

A conformabilidade dos materiais metálicos reflete a sua capacidade de sofrer deformações plásticas até se atingir uma determinada forma sem defeitos. Os defeitos mais comuns que podem ocorrer durante os processos de conformação de chapas metálicas são afinamento excessivo localizado, fratura, enrugamento ou, até mesmo, uma degradação significativa da qualidade superficial. A existência de qualquer um desses defeitos pode ser considerado como um fator limitante da conformabilidade e, posteriormente, da comercialização dos produtos estampados. Atualmente, a Curva Limite de Conformação (CLC) é considerada um instrumento amplamente utilizado para a descrição quantitativa da conformabilidade de chapas metálicas [1].

Keeler [2] e Goodwin [3] propuseram uma metodologia para determinar uma curva limite expressa por pares de deformações principais associadas a diferentes modos de deformação plástica, desenvolvidos em condições de estados biaxiais de tensões do tipo “tração-tração”, “tração-compressão” e “compressão-compressão”. Posteriormente, a pesquisa se concentrou no aprimoramento das técnicas utilizadas para impressão de uma grade de círculos na superfície dos corpos-de-prova, medição das deformações principais e definição das deformações limites, bem como no desenvolvimento de equipamentos e metodologias adequadas para explorar toda a faixa de deformações das amostras [1, 4].

A CLC deve cobrir todo o domínio de deformação específicas para os processos de estampagem de chapas metálicas. Em geral, as combinações de deformação variam entre aquelas induzidas por cargas superficiais uniaxiais e biaxiais. Os procedimentos utilizados para a determinação experimental das CLC's são conduzidos com base no estiramento das amostras oferecido por punção. Keeler [2] foi o primeiro pesquisador a adotar tal método. Ele usou espécimes circulares e punções esféricas com diferentes raios para modificar a trajetória das deformações. Em geral, o teste de estiramento por punção desenvolvido por Keeler é capaz de investigar apenas o lado direito da CLC, caracterizada por tensões uniaxiais e/ou biaxiais do tipo “tração-tração”. Goodwin [3] conduziu seus experimentos simulando as condições de deformações típicas dos processos de embutimento (atuação simultânea de tensões trativas e compressivas), obtendo dados de deformações críticas referentes ao lado esquerdo da curva [4].

A aprimoração desse procedimento experimental deve-se a Nakazima [5]. Ele utilizou um punção hemisférico de raio constante, combinado a corpos-de-prova retangulares de diferentes larguras. Dessa maneira, Nakazima foi capaz de explorar tanto os domínios de tensão do tipo “compressão-compressão”, “tração-compressão” e “tração-tração” da CLC. Ao usar corpos-de-prova retangulares com entalhes laterais, Hasek [6] removeu a principal desvantagem do ensaio de Nakazima, ou seja, o enrugamento das amostras devido à concentração de tensões na região do prensa-chapa, concentrando, assim, as deformações e, conseqüentemente, a ruptura na sua região central [1].

2. CURVA LIMITE CONFORMAÇÃO (CLC)

A curva limite de conformação (CLC) é considerada um critério de falha, indicando a fronteira entre as deformações permissíveis e catastróficas a que uma chapa metálica estará sujeita durante a estampagem. Por intermédio da curva CLC, é

possível prever as deformações que levarão o material à ruptura para os modos de deformação plástica característicos dos processos de embutimento [7].

A CLC descreve o limite máximo de deformação em que uma chapa metálica pode ser conformada sem que haja a sua estrição ou ruptura, por intermédio da combinação entre as suas deformações principais máximas (φ_1) e mínimas (φ_2), formando, assim, um diagrama polinomial. A curva CLC correlaciona as maiores deformações no início da ruptura do material (localizadas no eixo das ordenadas), em função das menores deformações (localizada no eixo das abscissas), deformações essas oriundas de tensões trativas ou compressivas. Salienta-se que quaisquer combinações de deformações abaixo dessa curva representam condições seguras de estampagem, enquanto as deformações situadas acima viabilizam a estrição ou ruptura do material. Na figura 1, são representados os modos de deformação plástica constituintes da curva CLC (representados pela deformação dos círculos): estiramento, deformação plana, tração uniaxial, embutimento profundo e compressão uniaxial [8, 9].

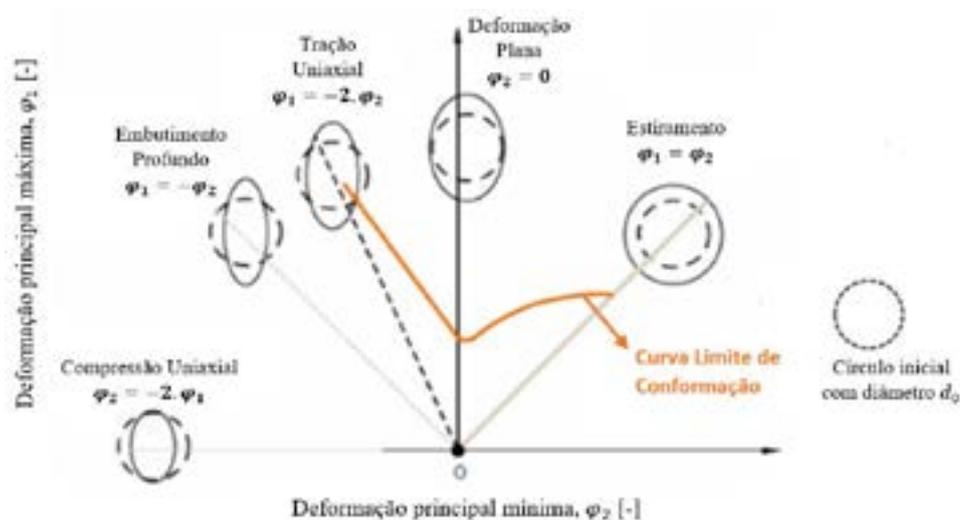


Figura 1 - Curva Limite de Conformação e os seus respectivos modos de deformação [10].

O ensaio proposto por Nakazima [5] é o mais adotado para investigar e determinar o limite de deformação de chapas metálicas, o qual compreende a análise das deformações de estiramento quanto de embutimento e, por conseguinte, descreve as deformações críticas para os dois lados da curva CLC. O ensaio consiste em estirar amostras com larguras distintas até a sua ruptura, através da atuação de um punção hemisférico de 100 mm de diâmetro, as quais, ainda, se mantêm presas entre a matriz e o prensa-chapa devido à aplicação de uma carga elevada e de um quebra-rugas (figura 2). Para construção da CLC, são medidos, em cada amostra, os pares de deformação máximas e mínimas próximos da região da estrição, com base na deformação de pequenos círculos ou quadrados que são impressos na superfície do material antes da realização do ensaio [11, 12].

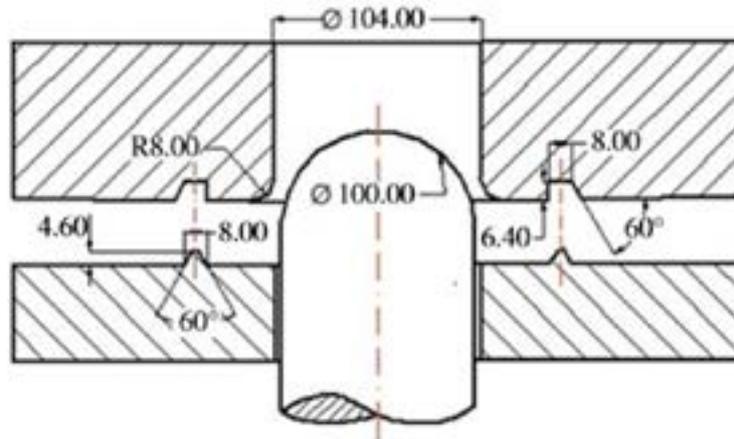
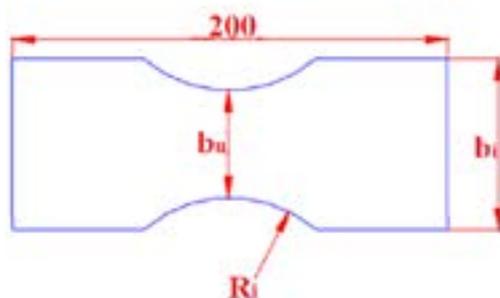


Figura 2 – Representação do Ensaio Nakazima [11].

Embora o ensaio proposto, inicialmente, por Nakazima [5] utilizasse tiras metálicas retangulares, aprimorações do ensaio consideraram a possibilidade de entalhar essas amostras (figura 3), o que, além de forçar a estrição na região central do corpo-de-prova, também aumenta a deformação no sentido da largura. O modo de deformação do corpo-de-prova é alterado com a variação da sua largura útil (b_u), em que, para amostras de b_u menor, desenvolve-se deformações de embutimento profundo, enquanto b_u maior corresponde a deformações de estiramento biaxial. À medida em que a largura útil vai aumentando, a deformação passa por embutimento profundo, tração uniaxial, deformação plana, estiramento e até estiramento biaxial [13].



CP	R_i [mm]	b_u [mm]	b_t [mm]
1	100	10	40
2	90	20	50
3	80	30	60
4	70	40	70
5	60	50	80
6	50	60	100
7	40	80	120
8	25	100	150

Figura 3 - Formato e dimensões das amostras para o ensaio Nakazima modificado [7].

2.1 Modos de Deformação na Estampagem

A CLC identifica os possíveis modos de deformação plástica durante os processos de conformação de chapas: estiramento biaxial; deformação plana; tração uniaxial; embutimento ou cisalhamento puro; e compressão uniaxial [14, 15, 16].

O modo de deformação por estiramento biaxial é caracterizado pelo fato de que as tensões principais máximas (σ_1) e mínimas (σ_2) são iguais, ambas desenvolvendo-se sob caráter trativo, fazendo com que os círculos impressos na superfície da chapa se deformem por expansão. Essa configuração normalmente ocorre na parcela do chapa que se deforma na região lindeira à cabeça do punção (figura 4), estando atrelada ao afinamento da chapa metálica. A magnitude da deformação é sensível à força

resistiva ao deslizamento da chapa para o interior da matriz (devido à atuação do prensa-chapa), bem como pelo raio da cabeça do punção e pelo raio de entrada da matriz [14, 15, 16].

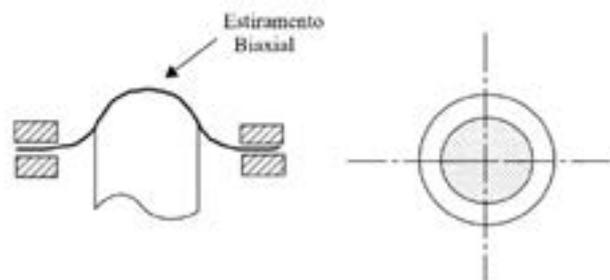


Figura 4: Modo de deformação biaxial [15].

O estágio de deformação plana ocorre geralmente nas paredes da peça durante a estampagem (figura 5), caracterizando-se pelo desenvolvimento de tensões trativas na direção radial e nulas na direção circunferencial. Os círculos impressos na superfície do material se tornam elipses após o processo de conformação, mantendo-se inalterada a sua largura (direção circunferencial). Essas tensões trativas são oriundas da restrição oferecida ao deslizamento do material para o interior do molde, em razão da atuação do atrito e/ou da força do prensa-chapa. Na Curva CLC, é possível observar que, dentre todos, o modo de deformação plana confere ao material o menor limite de estampabilidade [15, 16, 17].

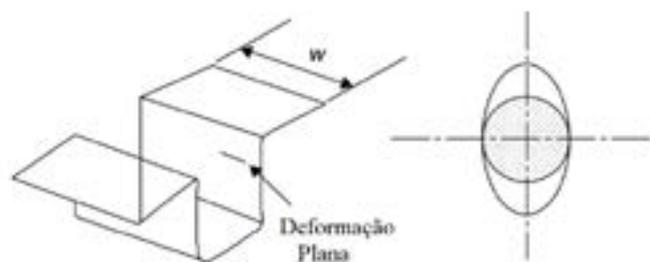


Figura 5: Modo de deformações plana [15].

O modo de deformação por Tração Uniaxial corresponde à zona de transição entre o modo de deformação plana e de embutimento. Encontrado normalmente em corpos-de-prova submetidos a ensaios de tração, esse modo de deformação caracteriza-se pela atuação de tensões trativas na direção longitudinal, enquanto que, nas demais direções, não é perceptível o desenvolvimento de outras tensões ($\sigma_2 = \sigma_3 = 0$). Ocorre, portanto, a alongação do comprimento do material, acompanhada da redução da sua área transversal. Ademais, pode ocorrer durante a expansão de furos em chapas metálicas, sempre que uma borda livre é esticada (figura 6) [14, 15, 16, 17].

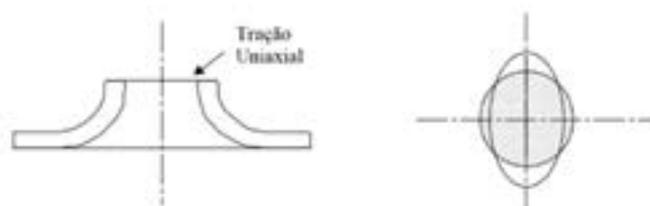


Figura 6 – Modo de deformação por tração uniaxial [15].

O Embutimento ou Cisalhamento Puro é considerado o modo de deformação plástica ideal, caracterizado por tensões trativas que agem na direção radial e por tensões compressivas na direção circunferencial (figura 7). Localiza-se, comumente, na região do flange (região do prensa-chapa), em que as tensões trativas são compensadas pela atuação das tensões compressivas, assegurando que a espessura do material se mantenha constante durante o seu deslizamento para o interior da matriz. Visto que não há deformações ao longo da espessura ($\varphi_3 = 0$) e que as tensões principais são baixas (representam cerca 58% da tensão de escoamento), não há quaisquer possibilidades de rompimento nessa zona [14, 15, 16, 17].

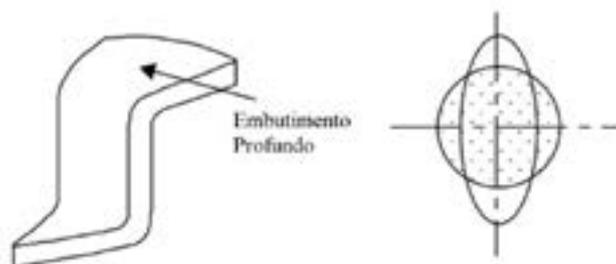


Figura 7 – Modo de deformação de embutimento profundo ou cisalhamento puro [15].

A configuração de deformação por Compressão Uniaxial ocorre na zona da borda externa do flange, com tensões compressivas na direção circunferencial (σ_2) que se sobrepõem às tensões trativas na direção radial (σ_1). Como resultado, a espessura do material tende a aumentar pontualmente na extremidade do flange (figura 8), reduzindo significativamente o contato do prensa-chapa com a área restante do flange. Podem surgir, inclusive, rugas nessa região do flange, decorrentes da intensidade dessas tensões compressivas circunferenciais. Assume-se que, para essa condição severa de deformação, as tensões principais máximas são inexistentes ($\sigma_1 = 0$), ao passo que as tensões principais mínimas assumem o valor da tensão de escoamento ($\sigma_2 = -\sigma_{\text{esq}} = -k_f$) [15, 16, 17].

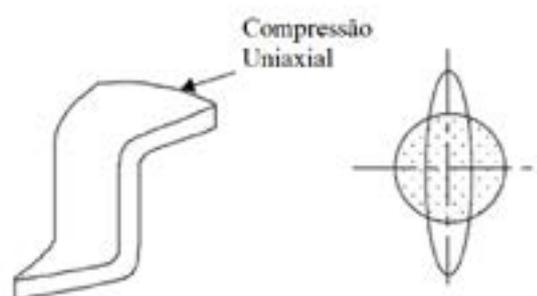


Figura 8 – Modo de deformação por compressão uniaxial [15].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Construção da Curva Limite Conformação (CLC)

Para a construção das Curvas Limite de Conformação (CLC's) do aço inoxidável AISI 304, foi adotado o ensaio de Nakazima modificado, fazendo-se uso de ferramentas e de amostras com geometrias normalizadas (figuras 2 e 3, respectivamente), conforme a norma ISO 12004:2008 [18]. Durante o ensaio, foram ensaiados oito tipos de corpos-de-prova com espessura de 1 mm, com variações da

sua largura útil (L_u), objetivando promover diferentes modos de deformação plástica no material e, por conseguinte, determinar os seus respectivos limites de deformação.

As superfícies das amostras foram gravadas com uma malha de círculos de 2,5 mm de diâmetro, através de corrosão eletroquímica (técnica denominada de visicoplasticidade). A gravação por corrosão eletroquímica é executada através de uma fonte geradora de energia de 12 V, um cabeçote gravador de carbono, um pedaço de feltro, um eletrólito específico para aços inoxidáveis e uma tela de Nylon vazada no formato da grade de círculos a ser impressa. O cabeçote gravador é conectado ao polo positivo da fonte e, também, coberto pelo feltro encharcado com o eletrólito. A tela de Nylon é colocada sobre a amostra que, por sua vez, está conectada ao polo negativo da fonte de energia, fechando, assim, o circuito. Assim que o cabeçote gravador entra em contato com a tela de Nylon e a chapa metálica, a corrente elétrica passa pela tela vazada e pela chapa, promovendo a corrosão eletroquímica da superfície das amostras no formato de círculos, devido à atuação em conjunto do eletrólito (figura 9).

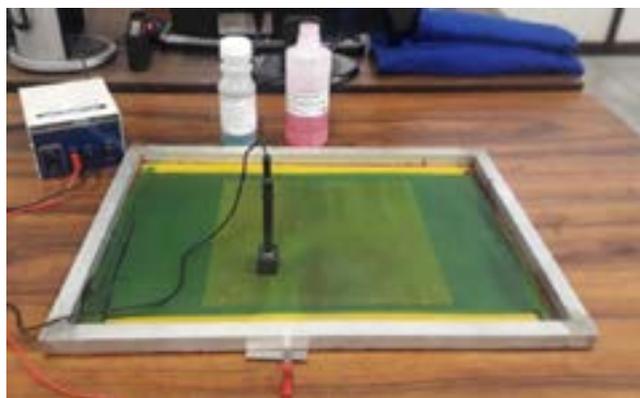


Figura 9 – Ilustração do processo de gravação por corrosão eletroquímica.

Após a gravação da malha de círculos, o ensaio Nakazima modificado é executado na máquina EMIC do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), com a fixação das amostras entre a matriz e o prensa-chapa através de uma força elevada o suficiente para impedir o deslizamento do material para a cavidade da matriz (figura 10). O punção se desloca em direção à amostra numa velocidade constante de 1,5 mm/s, provocando o seu estiramento, segundo a norma ISO 12004:2008 [19]. Para lubrificação do contato estabelecido entre as superfícies do material e das ferramentas, foram utilizados três tipos lubrificantes (Draw 58 GS, Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140). Em suma, foram realizados três ensaios para cada tipo de amostra e para cada lubrificante utilizado, totalizando, assim, 72 ensaios.



Figura 10 – Representação do ensaio Nakazima modificado executado na EMIC.

As deformações principais são aferidas a partir da deformação plástica dos círculos gravados às superfícies dos corpos-de-prova que, posteriormente ao ensaio Nakazima, se tornam elipses (figura 11). Através da variação do seu diâmetro inicial (d_0), é possível determinar as deformações principais máxima (φ_1) e mínima (φ_2) nos pontos limieiros à zona de estrição [15].

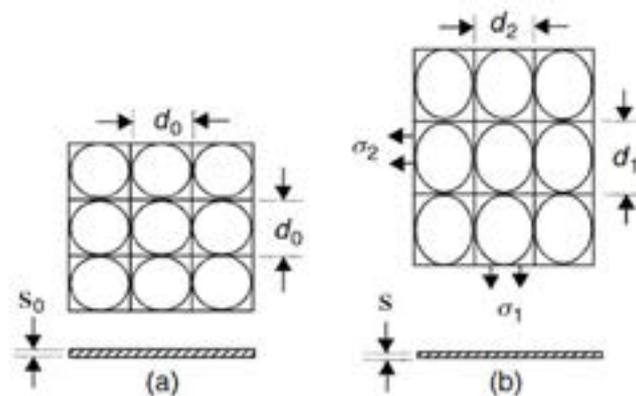


Figura 11 – Medição das deformações principais através da técnica de viscoplasticidade [15].

As deformações principais φ_1 e φ_2 são calculadas pelas equações 1 e 2 [13].

$$\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d_n}\right) \quad (1)$$

$$\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d_n}\right) \quad (2)$$

Os ensaios foram finalizados assim que observada uma estrição localizada nas amostras (figura 12). Devem ser medidas duas elipses para cada tipo de amostra, uma de cada lado da estrição. A elipse medida deve ser a mais próxima da estrição, desde que esteja completa, ou seja, que tenha mantido a integridade da sua linha de contorno [13].



Figura 12 – Representação das amostras após o ensaio Nakazima modificado.

Para medir a deformação das elipses, foi utilizada uma régua flexível e transparente, graduada com as deformações relativa (ϵ) e verdadeira (ϕ) para a grade de 2,5 mm de diâmetro (figura 13). A régua permite a leitura direta dessas deformações e, por ser flexível e transparente, acompanha o formato dos corpos-de-prova após o ensaio Nakazima e permite a medição das deformações dos círculos. A leitura das deformações principais é feita quando as linhas transversais da régua apresentam a mesma dimensão do comprimento e da largura da elipse, o que corresponde às deformações principais máxima (ϕ_{1e}) e mínima (ϕ_{2e}), respectivamente [13].

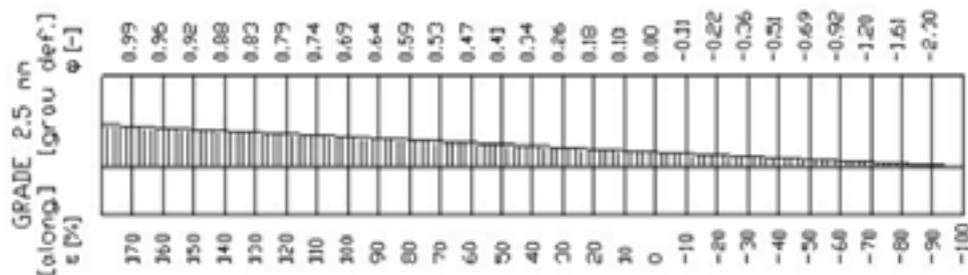


Figura 13 – Régua transparente e flexível utilizada para medir as deformações [7].

3.2 Estampagem da Coluna B

O componente em estudo assemelha-se a coluna “B” de um automóvel em menor escala, como pode ser visto na figura 14. A geratriz apresenta, inicialmente, uma espessura de 1 mm.

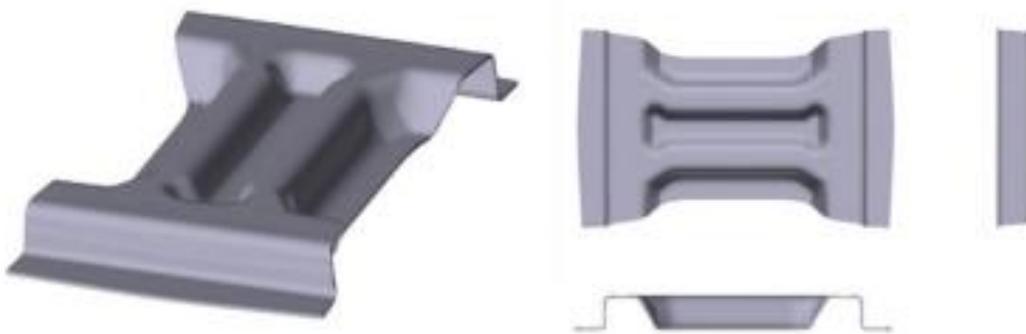


Figura 14 – Protótipo da coluna B, em escala reduzida.

Os ensaios de estampagem da coluna B foram conduzidos à temperatura ambiente, na prensa hidráulica de duplo-efeito, de marca Dan Presse, com velocidade de deslocamento de 19,5 mm/s e capacidade de 178 kN no cilindro principal e de 53 kN no cilindro inferior, disponível no LdTM da UFRGS. A figura 15 ilustra o processo experimental de embutimento do componente em aço inoxidável austenítico AISI 304, executado através de ferramentas confeccionadas em aço H13, submetido, posteriormente à usinagem e ao polimento, ao tratamento de têmpera para endurecimento superficial. As operações de embutimento foram realizadas em três condições diferentes, envolvendo, em síntese, três tipos de lubrificantes, com pressão do prensa-chapa de 50 bar (5 MPa) para todos os ensaios.

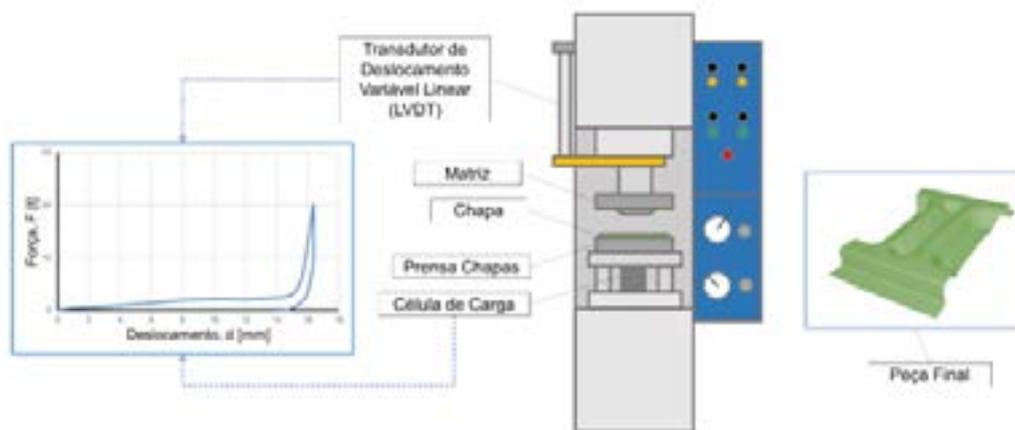


Figura 15 – Desenho esquemático do processo de estampagem analisado.

Nos processos de embutimento, a chapa metálica está sujeita a diferentes modos de deformação plástica. As deformações principais podem ser mensuradas através da deformação das elipses impressas na superfície externa da peça final, com o intuito de avaliar, graficamente, o comportamento das deformações principais φ_1 , φ_2 e φ_3 nos pontos identificados na figura 16.

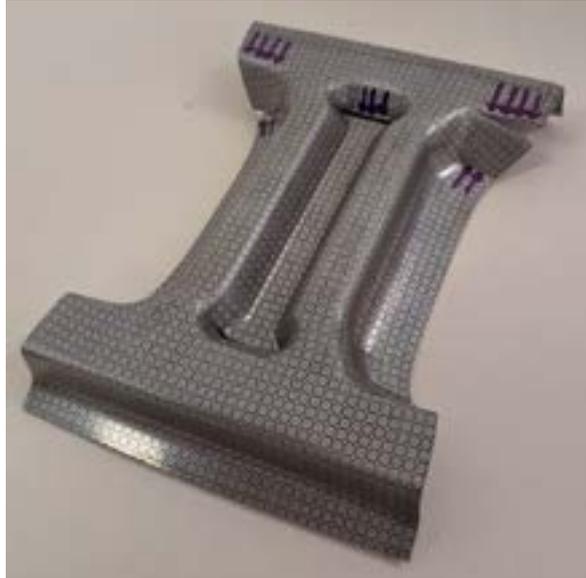


Figura 16 – Locais medidos as deformações principais φ_1 , φ_2 .

3.3 Simulação Numérica da Coluna B

O software empregado no presente estudo foi o QFORM, comercializado no Brasil pela empresa SIXPRO, representante comercial da empresa Micas Simulations Limited, com sede no Reino Unido. As simulações numéricas dos processos de estampagem foram conduzidas através do Método de Análise por Elementos Finitos (FEM) e, por conta da geometria da peça, foram realizadas em 3D (figura 17).

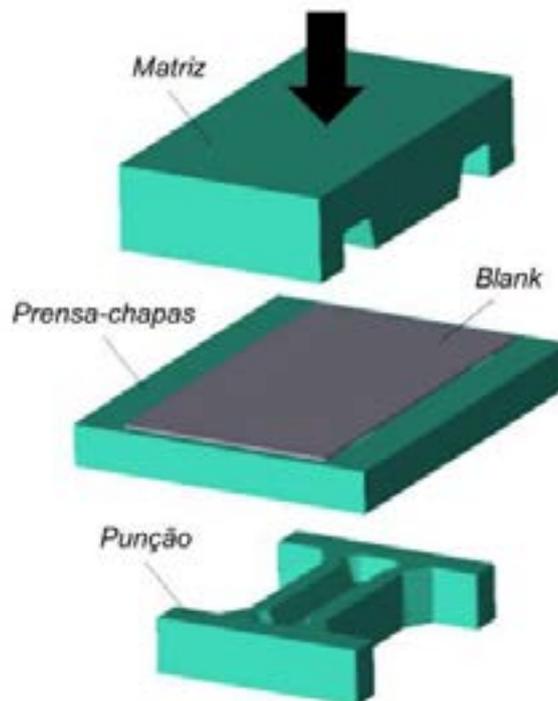


Figura 17 – Modelo numérico do processo de estampagem.

As propriedades mecânicas informadas ao software são descritas na tabela 1 [20].

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do aço inox AISI 304 fornecidas ao QFORM [20].

Propriedade mecânica	Direção de laminação 0°	Direção de laminação 45°	Direção de laminação 90°
Limite de escoamento, R_e	307,21 MPa	303,14 MPa	300 MPa
Limite de resistência, R_m	724,78 MPa	713,74 MPa	712,66 MPa
Módulo de Elasticidade, E	200 GPa	200 GPa	200 GPa
Coefficiente de resistência, C	1464,1 MPa	1382,2 MPa	1449,7 MPa
Índice de encruamento, n	0,41 [-]	0,39 [-]	0,41 [-]
Coefficiente de anisotropia, r	0,95 [-]	1,02 [-]	0,85 [-]
Densidade, ρ	8 g/cm ³	8 g/cm ³	8 g/cm ³
Coefficiente de Poisson, ν	0,3 [-]	0,3 [-]	0,3 [-]

Para inserir os dados relativos às curvas limite de conformação plotadas para os três lubrificantes empregados nas operações de embutimento (Draw 58 GS, Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140), foi necessário inserir cada ponto obtido de cada curva no software QFORM.

O tipo de elemento de malha hexaédrico sem remalhamento foi definido para a geratriz, com tamanho de aresta de 1 mm e espessura de 0,27 mm (figura 18). A malha gerada para a geratriz resultou em 21875 elementos. Ademais, adotou-se o modelo de atrito de Coulomb, com coeficiente no valor 0,1.

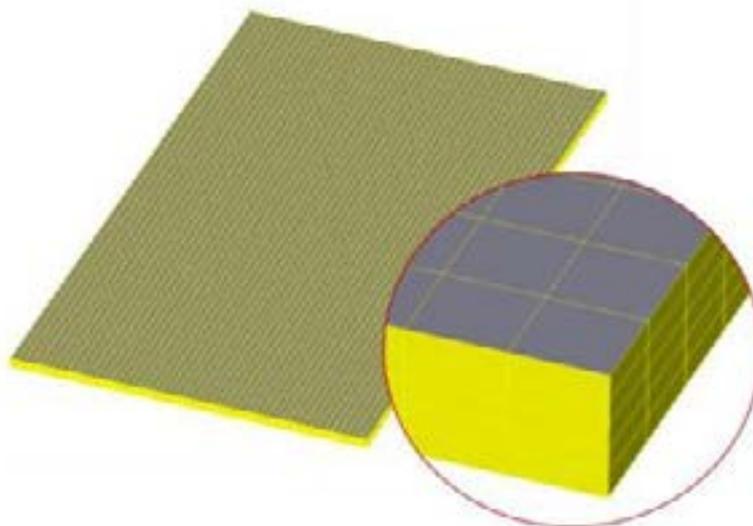


Figura 18 – Malha gerada para o blank.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Construção da Curva Limite Conformação (CLC)

A figura 19 apresentam as curvas CLC's do aço inoxidável AISI 304 para cada lubrificante utilizado durante o ensaio de Nakazima modificado, as quais correspondem às linhas de tendência dos pares de deformações principais máximas (φ_1) e mínimas (φ_2) aferidos e, posteriormente, plotados no software MS Excel.

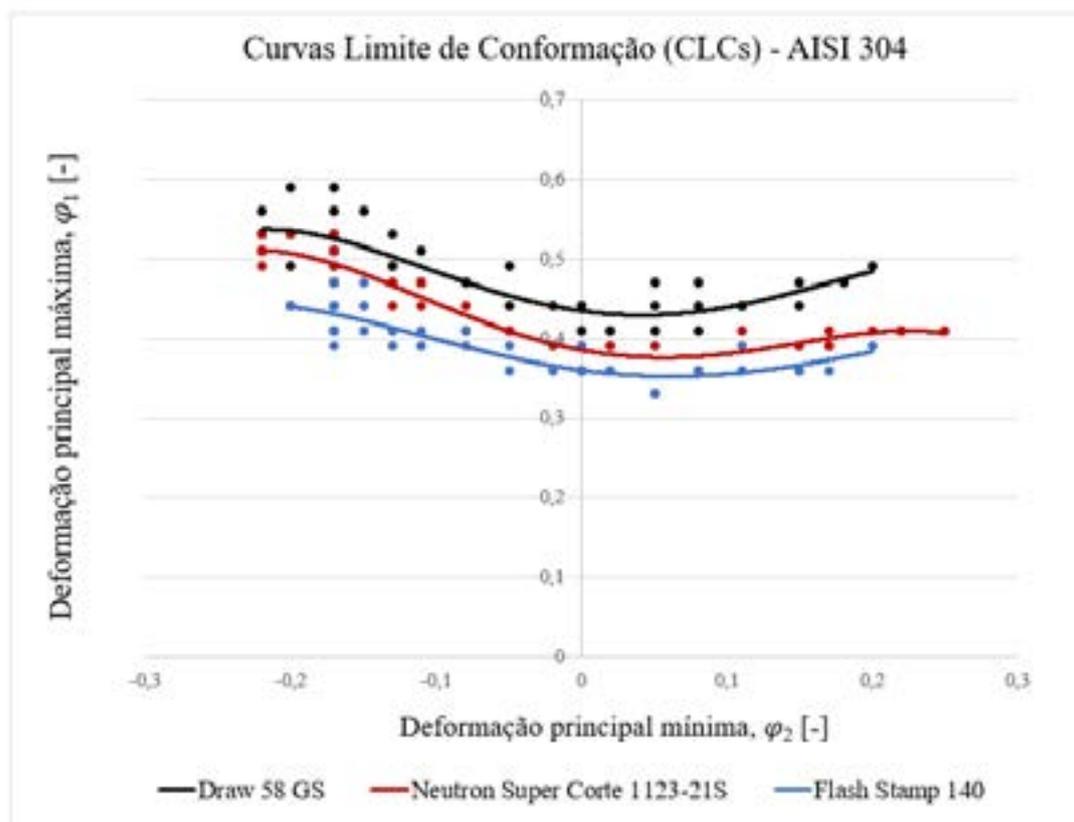


Figura 19 – Curvas CLC's do aço inoxidável AISI 304 para cada tipo de lubrificante.

Constata-se que o uso do lubrificante Draw 58 GS ofereceu o menor coeficiente de atrito em relação aos demais lubrificantes utilizados, garantindo um aumento do grau de estampabilidade em, aproximadamente, 20 e 30% em relação aos lubrificantes Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140, respectivamente. Nota-se que as CLC's encontradas experimentalmente para o aço inox AISI 304 se aproximam dos resultados constantes dos trabalhos de Schino [21], de Cardoso *et al.* [22] e de Cavaler [23].

4.2 Ensaios Experimentais do Embutimento

Os pares de deformações principais máximas (φ_1) e mínimas (φ_2), medidos em diferentes pontos da peça, foram inseridos nas curvas limite de conformação de cada lubrificante, sendo esses gráficos gerados no software MS Excel (figuras 20, 21 e 22).

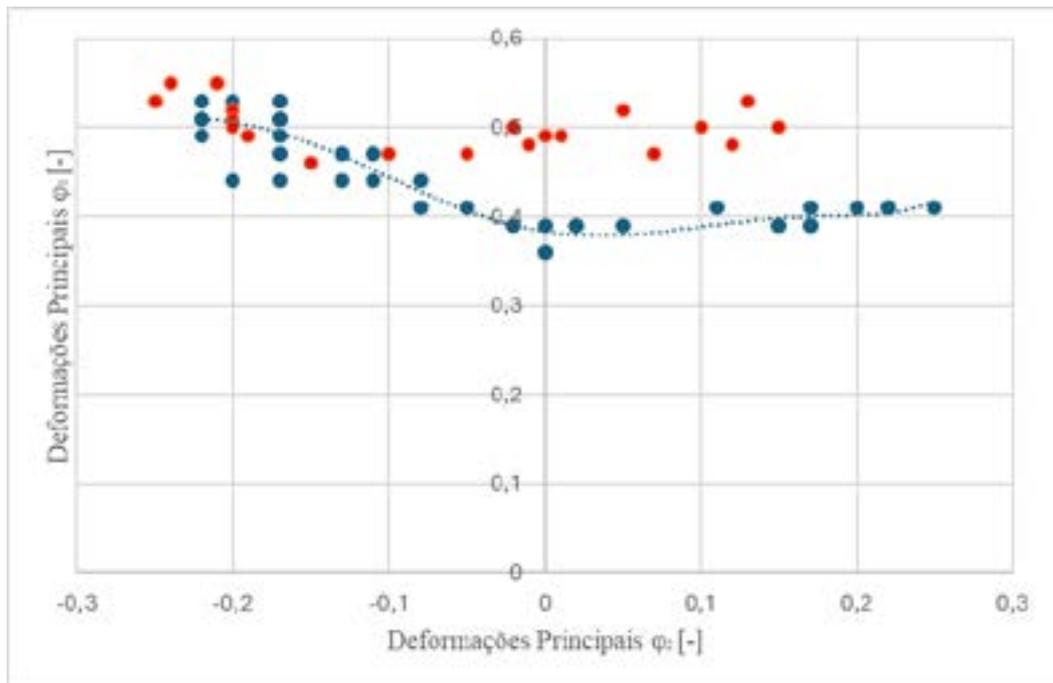


Figura 20 – Resultado da CLC com as deformações φ_1 e φ_2 medidas após os ensaios experimentais de estampagem com o lubrificante Draw 58 GS.

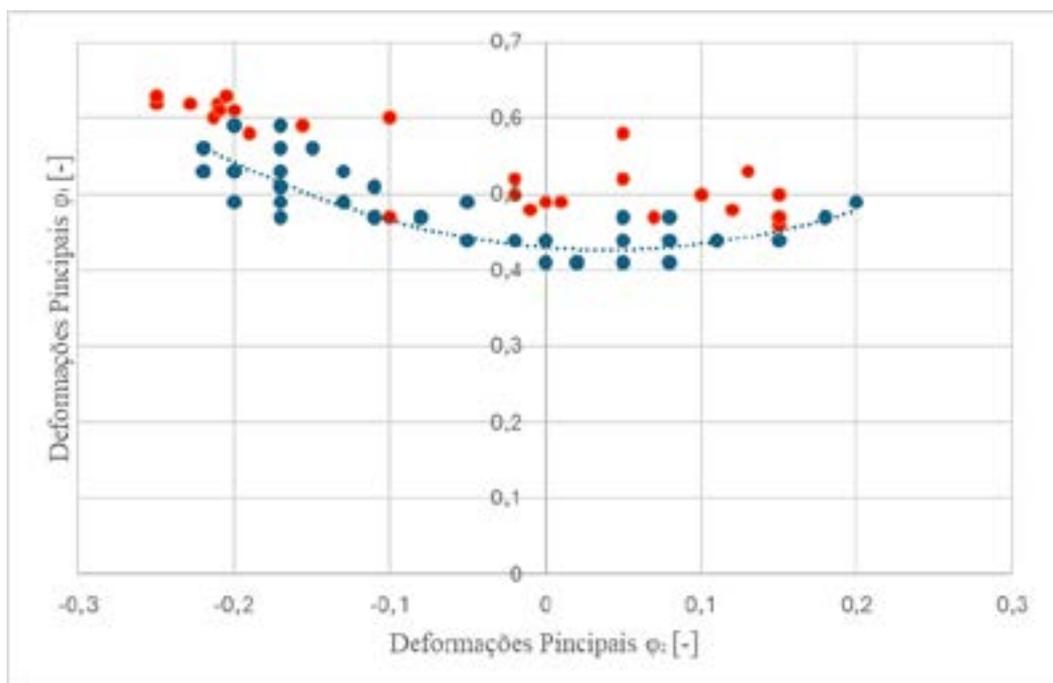


Figura 21 – Resultado da CLC com as deformações φ_1 e φ_2 medidas após os ensaios experimentais de estampagem com o lubrificante Neutron Super Corte 1123-21S.

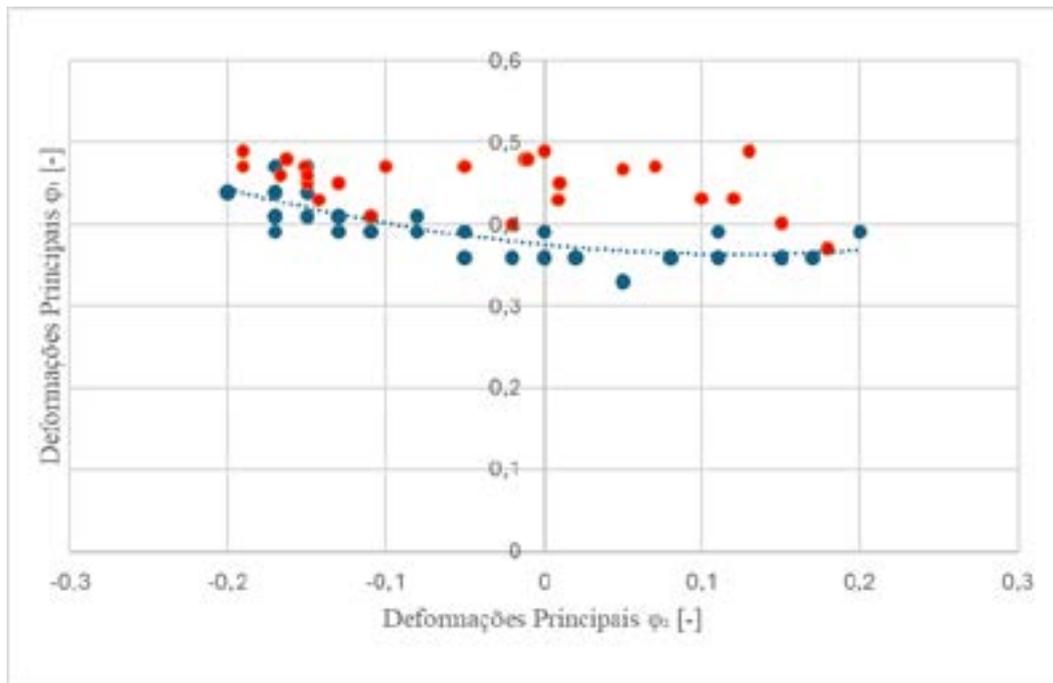


Figura 22 – Resultado da CLC com as deformações ϕ_1 e ϕ_2 medidas após os ensaios experimentais de estampagem com o lubrificante Flash Stamp 140.

Conforme pode ser observado nas curvas CLC's e, também, no componente final estampado (figura 23), o grau de deformação plástica desenvolvido em determinadas regiões da coluna B superou ao limite seguro, ou seja, os pares de deformações principais se situavam bem acima de cada curva CLC, mesmo com a alteração do tipo de lubrificante.

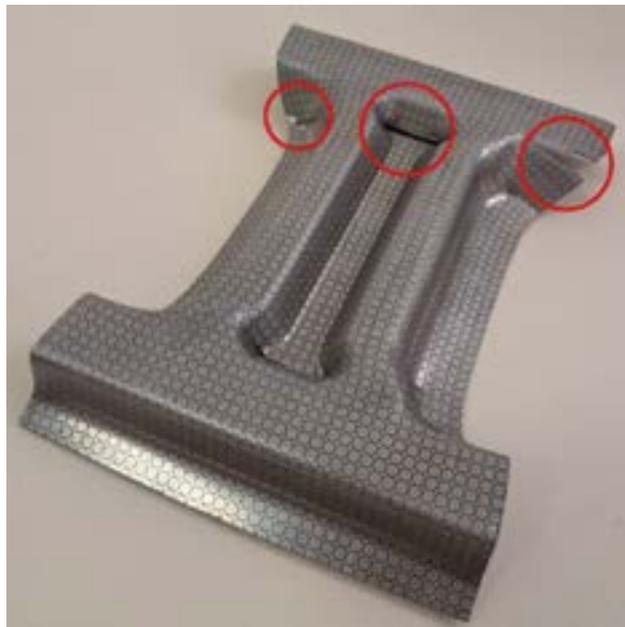


Figura 23 – Componente final estampado.

4.3 Simulações Computacionais do Modelo de Estampagem

O software QFORM não dispõe da funcionalidade de plotar as CLC's com os pares de deformações principais máxima e mínima desenvolvidas em determinados pontos da superfície externa da coluna B. Porém, a simulação computacional também conseguiu prever o rompimento do material nas mesmas regiões que foram identificadas nos ensaios experimentais, o que, portanto, permite concluir que as propriedades mecânicas e as curvas CLC's inseridas no software descrevem, com precisão, o comportamento plástico do aço inoxidável AISI 304.



Figura 24 – Locais de ruptura da peça final durante a simulação computacional.

Assim como já demonstrado pelos ensaios experimentais de estampagem e, também, pela figura 24 gerada pelo QFORM, as deformações principais desenvolvidas na superfície externa se encontravam superiores às deformações limites que levam o aço inoxidável AISI 304 à ruptura.

5. CONCLUSÕES

As curvas limite de conformação preveem o limite de deformações que os materiais podem suportar até atingir o seu rompimento. Normalmente, esses dados servem como parâmetro para o projeto de produtos estampados, considerando que, para qualquer região, os pares de deformação principais devem se situar abaixo da CLC, assegurando a integridade estrutural das peças frente à sua aplicação final. Cabe destacar que inúmeros softwares comerciais já conseguem prever a configuração das CLC's de chapas metálicas, necessitando, apenas, de informações relativas à espessura, ao índice de encruamento, aos limites de escoamento e de resistência do material. Não obstante, a influência dos lubrificantes e, conseqüentemente, do atrito na configuração final das CLC's torna-se difícil desses softwares descreverem com precisão, uma vez que a maioria considera o atrito como uma variável constante durante os processos de conformação, desprezando a influência exercida pela viscosidade dos lubrificantes, velocidade de deslizamento das ferramentas e pressão em cada região da peça durante a sua deformação permanente.

Observa-se que, através da figura 19, as CLC's são muito suscetíveis à mudança do tipo de lubrificante utilizado e, por conseguinte, do atrito, assim como já era corroborado por meio dos estudos de Silveira Netto [7] e de Folle *et al.* [13]. À medida em que o lubrificante oferecia uma redução do coeficiente entre as

ferramentas e as amostras durante os ensaios de Nakazima modificado, verificou-se um aumento do grau de estampabilidade das chapas de aço inoxidável AISI 304, deslocando, portanto, a curva limite para cima. Em suma, o uso do lubrificante Draw 58 GS ofereceu o menor coeficiente de atrito em relação aos demais lubrificantes utilizados, garantindo um aumento do grau de estampabilidade em, aproximadamente, 20 e 30% em relação aos lubrificantes Neutron Super Corte 1123-21S e Flash Stamp 140, respectivamente. Comparando-se as deformações ocasionadas na superfície externa do aço inox AISI 304 durante a sua conformação com a curva limite de conformação plotada para cada lubrificante, averigua-se que as deformações principais φ_1 e φ_2 alcançaram níveis expressivos, resultando na ruptura do material em diferentes regiões, visto que se situavam bem acima da CLC de cada lubrificante, o que, inclusive, pôde ser corroborado pelo resultado da simulação computacional.

Destaca-se a contribuição deste estudo com a validação da empregabilidade da simulação numérica para previsão do comportamento mecânico e plástico das chapas metálicas durante o processo de embutimento, desde que essa simulação computacional seja acompanhada de ensaios experimentais de caracterização precisos. Portanto, a simulação computacional serve como um modelo a ser seguido pelas indústrias para o aperfeiçoamento prévio dos principais parâmetros do processo de estampagem, descartando gradativamente a técnica “tentativa e erro” e, conseqüentemente, evitando o desperdício de matéria-prima com a ocorrência de defeitos, como enrugamento, orelhamento e ruptura localizada.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela infraestrutura para realização dos ensaios experimentais, bem como ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela concessão de bolsas que fomentam o desenvolvimento de pesquisas científicas nacionais, através dos Processos 309188/2021-0, 446930/2023-7 e 408298/2023-5.

REFERÊNCIAS

- [1] BANABIC, D. et al. Development of a new procedure for the experimental determination of the Forming Limit Curves. **Cirp Annals: Manufacturing Technology**. Cluj-Napoca, p. 255-258, 2013.
- [2] GOODWIN, G. M. Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop. **SAE Transactions**. p. 380-387, 1968.
- [3] KEELER, S. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. **SAE Transactions**. p. 1-9, 1966.
- [4] ALLWOOD, J. M.; SHOULER, D. R. Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states. **International Journal of Plasticity**, v. 25, p. 1207-1230, 2009.
- [5] NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. Study on the Formability of Steel Sheets. **Yamata Technical Report**, v. 264, p. 8517-8530, 1968.

- [6] HASEK, V. Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflussgrößen auf das Grenzformaendungschaubild. **Blech** 25 (v. 5, v. 6, v. 10, v.12), p. 213-220, p. 285-292, p. 493-499, p. 619-627, 1978.
- [7] SILVEIRA NETTO, S. E. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 90 p. Dissertação (Mestrado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2018.
- [8] UTHAISANGSUK, V. et al. Experimental and numerical failure criterion for formability prediction in sheet metal forming. **Computational Materials Science**, v. 43, p. 43-50, 2008.
- [9] BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. Springer Singapore, Singapore, 748 p., 2018.
- [10] NAJMEDDIN, A.; JAVADIMANESH, A. Theoretical and Experimental Analysis of deep drawing cylindrical cup. **Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering**, v. 1, p. 336-342, 2013.
- [11] LI, F.F. *et al.* Experimental and theoretical study on the hot forming limit of 22MnB5 steel. **Int J Adv Manuf Technol**, v. 71, p. 297–306, 2014.
- [12] MA, B. *et al.* Prediction of forming limit in DP590 steel sheet forming: An extended fracture criterion. **Materials and Design**, v. 96, p. 401-408, 2016.
- [13] FOLLE, L. F. *et al.* Escolha do lubrificante correto torna mais precisa a curva-limite de conformação. **Corte e Conformação de Metais**, p. 64 – 76, abril, 2008.
- [14] KARIMA, M.; CHANDRASEKARAN, N.; TSE, W. Process Signatures in Metal Stamping: Basic Concepts. **J. Mater. Shaping Technol**, v. 7, p. 169-183, 1989.
- [15] HU, S. J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L. **Mechanics of Sheet Metal Forming**. Elsevier Science, Woburn, 2002.
- [16] ROCHA, M. R. **Estudos da conformabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 304N e 304H e suas correlações com as microestruturas obtidas**. 154 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2006.
- [17] GILAPA, L. C. M. **Efeito do teor de cobre e dos caminhos de deformação na conformabilidade e na martensita induzida por deformação no aço inoxidável austenítico AISI 304**. 130 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2011.
- [18] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 12004-1: Measurement and application of forming limit diagrams in the press shop**. Geneva, 16 p., 2008.

- [18] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 12004-2: Determination of forming-limit curves in the laboratory.** Geneva, 34 p., 2008.
- [20] ROCHA, R. P. **Análise Experimental e Validação Numérica do Processo de Estampagem de Peças Não-Axissimétricas em Aço Inoxidável AISI 304.** Dissertação. PPGE3M – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais. p. 182. 2022.
- [21] SCHINO, A. di. Advances in materials science and engineering: prediction of AISI 304 stainless steel pipe deformation by FEM simulation. **Metallurgist**, Moscow, v. 63, p. 511-520, 2019.
- [22] CARDOSO, M. C. *et al.* Avaliação da curva limite de conformação de um aço inoxidável austenítico. **7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação.** Itatiaia, p. 1-10, 2013.
- [23] CAVALER, L. C. C. **Parâmetros de Conformação para a Estampagem Incremental de Chapas de Aço Inoxidável AISI 304L.** 152 p. Tese (Doutorado Acadêmico) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

PPAP Virtual – Desafios e Barreiras a serem quebradas

Nos tempos atuais existe uma corrida entre as montadoras de veículos que visam garantir a qualidade e apelo visual de seus produtos, trabalhando com um tempo de entrega reduzido e sempre visando a redução de custos, ambicionando sempre ter um processo sustentável e neutralizando o máximo possível de CO₂.

Para alcançar esses desafios, as OEMs utilizam de recursos e ferramentas para torná-los mais assertivos, conseguirem controlar ou auxiliar seus fornecedores a entregarem os produtos estampados e conjuntos soldados dentro de suas tolerâncias.

Uma dessas ferramentas utilizada se chama Processo de Aprovação de Peças de Produção, conhecida dentro do mundo industrial como PPAP.

PPAP – *“Tratasse de uma série de requisitos, nos quais as OEMs utilizam para auditar seus fornecedores antes, durante e após a liberação para início da fabricação em série do produto, como as suas características técnicas e layout. Com essas informações, os fornecedores podem realizar todo o planejamento do processo de fabricação e testes”.*

<https://ppap.com.br/home>

Esses requisitos são 18 elementos que devem ser concluídos ao longo do desenvolvimento do processo de produção de um produto.

1. Histórico do Desenho (Matemática)	10. Registro de Material/Teste de Performance
2. Documento de mudança de Engenharia Autorizado	11. Estudo do Processo Inicial
3. Aprovação de Engenharia	12. Documentação dos Laboratórios Selecionados
4. DFMEA (Design Failure Mode and Effects Analysis – Análise de Modo e Efeito de Falha do Produto)	13. Relatório de aprovação de aparência
5. Diagrama de Fluxo de Processo	14. Amostra das partes de Produção
6. PFMEA (Process Failure Mode and Effects Analysis - Análise de Modo e Efeito de Falha do Processo)	15. Amostra Mestre
7. Plano de Controle	16. Verificações Adicionais (dispositivos automáticos de entrada)
8. Estudo da Análise do Sistema de Medidas (MAS)	17. Exigência Específica do Cliente
9. Resultados dimensionais	18. Certificado de Submissão de Peça (PSW)

Tabela 1 - Elementos do PPAP

O departamento ou fornecedor só receberá o Certificado de Submissão de Peça (PSW) quando todos os requisitos estabelecidos forem aprovados pelo cliente e esses serão auditados periodicamente ao longo da vida série do produto, podendo o certificado ser revogado, caso algum dos requisitos seja reprovado.

Visando a diminuição de rejeitos o AF tem como auxiliar na antecipação da aprovação virtual da qualidade do produto, evitando assim possíveis retrabalhos no processo físico.

Muitos desses elementos necessitam de uma amostra física, porém essas amostras físicas acabam sendo um dos fatores e desafios a serem superados, pois acabam produzindo uma taxa de scrap alta e emitindo poluentes em sua fabricação.

Visando a diminuição da tentativa e erro na fase de concepção dos protótipos as OEMs estão em busca da virtualização de seus processos e para tal precisam superar o status quo.

A AutoForm pensando em melhorar a efetividade de seus clientes, está em busca de atender alguns dos requisitos do PPAP e isso já é reconhecido por seus clientes.

Os quatro primeiros elementos do PPAP podem ser cobertos parcialmente por uma solução do AutoForm destinada a estudo de factibilidade do produto. Para o primeiro elemento (1. Histórico do Desenho) pode-se utilizar o AutoForm como ferramenta para verificar quais são as áreas críticas do produto e é possível ter em um único arquivo todos os estudos realizados. Como pode-se ver na figura 1.

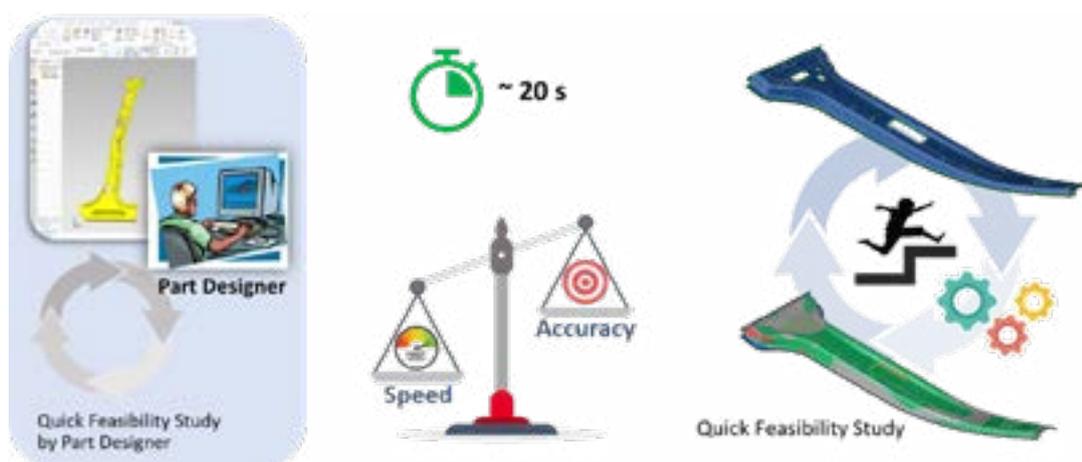


Figura 1- Factibilidade de Design do Produto

Após ser identificada alguma área crítica no produto pode-se realizar uma alteração da geometria dentro do software e com isso ter um histórico de quais alterações foram feitas para alcançar a factibilidade do produto. Desta forma o arquivo AF pode ser utilizado para auxiliar a emissão do Documento de Mudança de Engenharia (elemento 2). Ainda é possível emitir um relatório com essas alterações para ser aprovado pela Engenharia (elemento 3), conforme apresentado na figura 2.

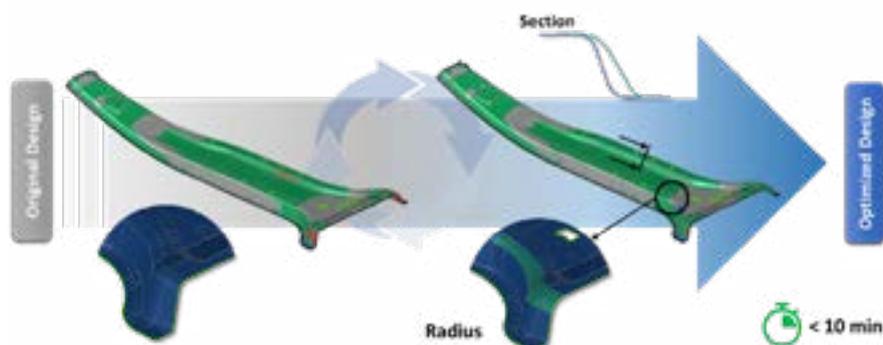


Figura 2- Histórico de alterações da Geometria do Produto

Ainda trabalhando na factibilidade do Produto é possível iniciar estimativas de custo, como por exemplo, estimar qual seria o Blank mínimo para repuxar um determinado produto, figura 3.

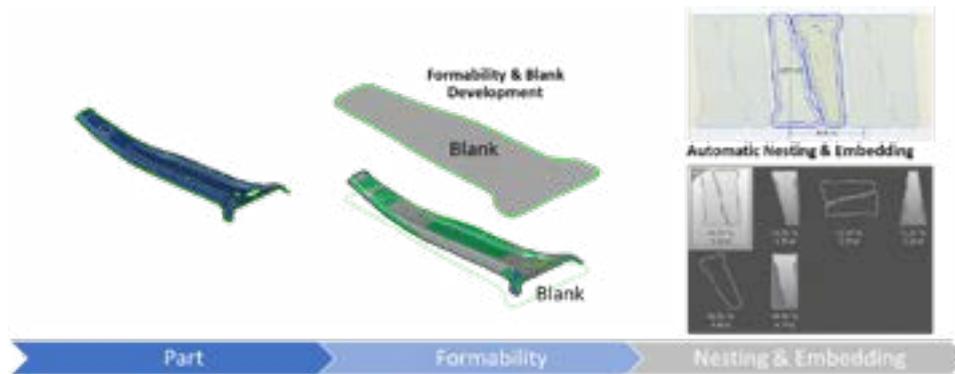


Figura 3 - Estimativa de Blank

O Nest e Embed é uma forma de dimensionar a partir do blank qual o melhor encaixe ou aproveitamento da matéria prima (bobina ou chapa), com isso é possível ter uma ideia de como deve ser o corte para separação do blank em uma desbobinadeira. Esse item especificamente não é abrangido pelo PPAP, mas pode auxiliar ao usuário no planejamento de custos do processo.

Seguindo para o elemento 4, pode-se realizar um estudo mais aprofundado sobre como o processo pode impactar no produto conseguindo também abranger os elementos que tratam sobre o processo, conhecidos por 5. Diagrama de Fluxo de Processo, 6. PFMEA, 7. Plano de Controle e 8. Estudo de Análise do Sistema de Medidas (MAS).



Figura 4 – Aplicação 2: Factibilidade do Processo de Estampagem

Através da factibilidade do processo é possível verificar possíveis falhas encontradas no produto (DFMEA), por exemplo, se o produto apresentar um risco de ruptura na operação de repuxo, esse problema pode inviabilizar o fluxo do processo (Elemento 5), tendo como exemplo o produto da figura 5, o usuário pode decidir criar uma variação na geometria do quebra-rugas e posição do furo (PFMEA) para garantir o estiramento correto sem exceder a Curva Limite de Conformação (CLC) do material.

Com isso podemos montar um plano de melhoria de processo para tentar resolver essas possíveis falhas, esta é uma terceira solução que possibilita o usuário calcular através de uma simulação estocástica (estudo de probabilidade), isto é, múltiplas realizações dentro de uma única simulação.

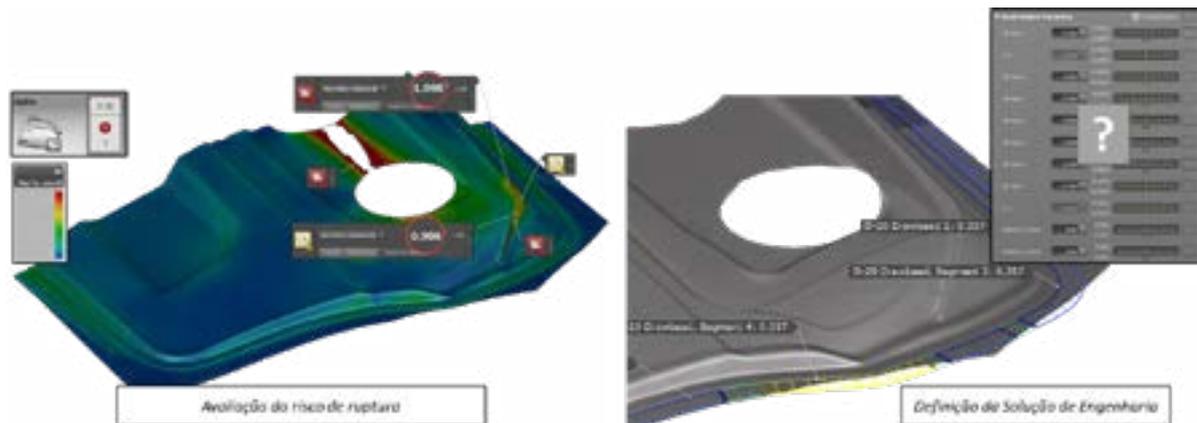


Figura 5 – Plano de Controle e Otimização

Entre as diferentes simulações é possível avaliar diversos resultados a partir da variação de parâmetros estabelecidas pelo usuário. Tendo como solução uma nova restrição dos quebra-rugas, que pode ser obtida, por exemplo, alterando a sua altura, é possível visualizar o impacto na janela de processo e selecionar o melhor valor possível, que atenda a qualidade e a estabilidade do processo. Além dos resultados apresentados é possível verificar a capacidade do processo (C_p e C_{pk}), entender se o processo desejado vai conseguir absorver possíveis oscilações que podem ocorrer durante o Try-Out e Produção.

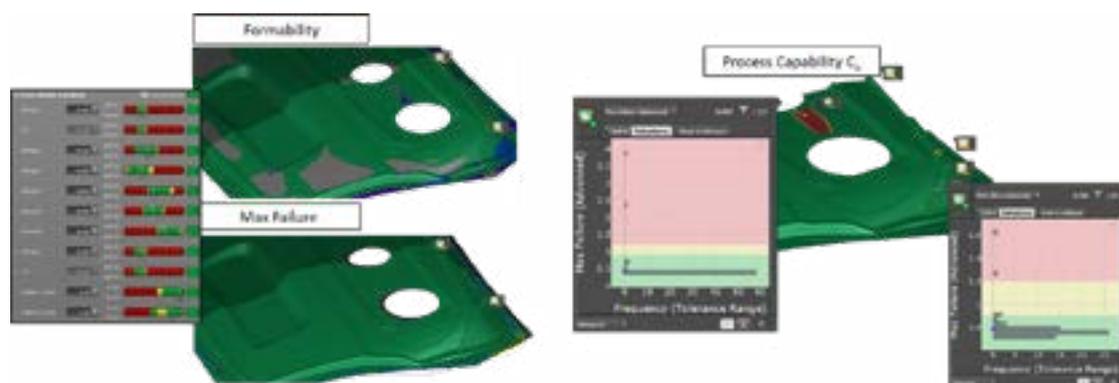


Figura 6 - Resultados Plano de Controle Virtual

Quando se fala sobre Plano de Controle para a Produção (elemento 7), é necessário criar um mapa de produção usando a simulação estocástica a fim de ter em mãos um plano de ação para reduzir as paradas não planejadas. Consiste em preparar uma simulação com variáveis como por exemplo pressão (Força), curso da ferramenta, lubrificação ou posição do blank, para caso aconteça um problema em uma região da peça durante a produção, seja possível identificar qual dessas variáveis mais influenciam para que o defeito seja corrigido.



Figura 7 - Mapa de Produção Orientado pelo Gêmeo Digital

Para o elemento 8 é possível realizar dentro do AutoForm um estudo das características críticas do produto, uma das formas é ter uma ideia dos Resultados Dimensionais (elemento 9) de forma virtual, isto é, entender como a peça está se comportando e o quanto de springback ela está tendo em relação a referência, conforme figura 8.



Figura 8 - Resultado Dimensional Virtual

Com o intuito de continuar a entregar um processo otimizado, pode-se realizar uma melhoria sistemática do processo (SPI) e otimização do tamanho do blank, pois a matéria prima é um custo primordial para produção de alto volume. Deve-se garantir que a economia de material não desestabilize o processo de produção e nisso o AutoForm pode ajudar.

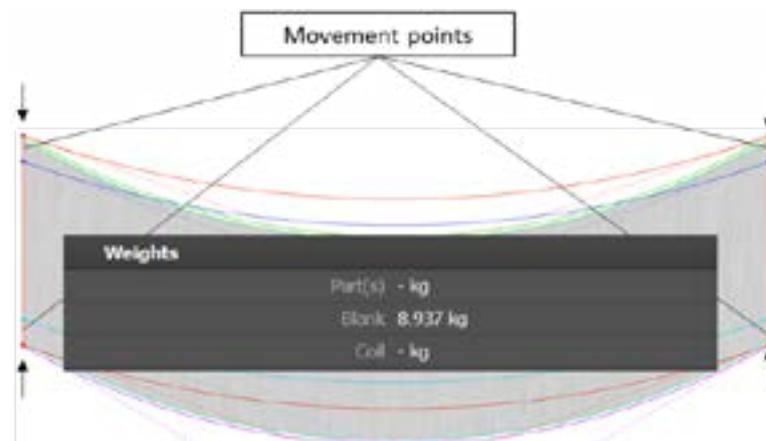


Figura 9 - Otimização do Blank

Para realizar esse estudo, mais uma vez é utilizado a solução de cálculo estocástico, que permite ao usuário variar as dimensões do Blank. Com essa redução é possível ter uma solução mais sustentável e economizar no custo do material e na emissão de CO₂. No case realizado por uma OEM obtiveram uma de economia de R\$ 6,84 M no custo do Material e R\$ 2,28 M na emissão de CO₂.

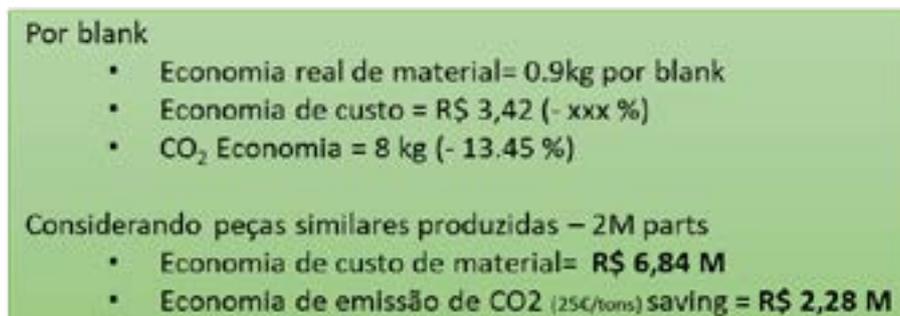


Figura 10 - Economia Gerada

O processo se torna ainda mais complexo a partir do elemento 10 (Registros de Material / Teste de Performance), pois até aqui o AutoForm pode entregar alguns dados de saída que podem alimentar diretamente a documentação do PPAP, mas não todos os testes exigidos. É importante se certificar que os parâmetros usados durante a simulação são os mesmos do certificado da matéria prima, como vimos alguns valores na tensão de escoamento, ruptura e coeficiente de anisotropia na figura abaixo. Com o processo estabelecido, relatório de material a ser utilizado (ensaio de corpo de prova para criação do material no AutoForm) e áreas de medição/matching definidos (GD&T).

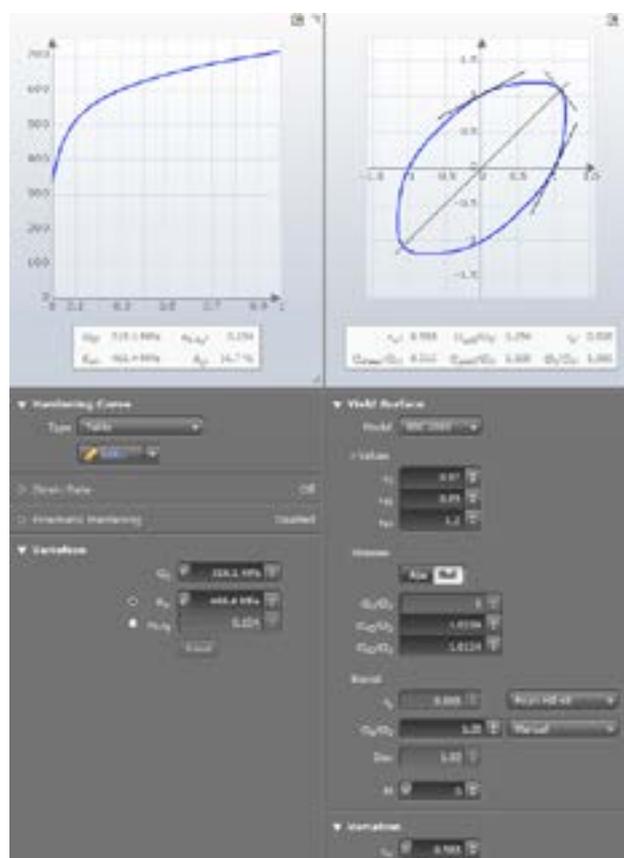


Figura 11- Card de Material Virtual

A partir do elemento 11 (Estudo do Processo Inicial) até momento é exigido estudo dentro de peças físicas. Porém pode-se alcançar uma melhor qualidade já nas primeiras peças estampadas. Com é preciso apresentar uma redução do Springback do produto e ter o controle do processo para garantir uma compensação robusta dentro da maior janela de processo possível.

Importante ressaltar que para cada peça existe um GD&T, ou seja, possuem tolerância específicas e que precisam ser controladas, normalmente as empresas buscam que pelo menos 90% da área da peça esteja dentro do range da tolerância dimensional, além de ter um $C_p > 1,0$. A capacidade (C_p) descreve a relação entre espaço disponível para variação de acordo com as especificações e o espaço pela variação do processo. O exemplo abaixo não possui uma boa repetibilidade, temos um valor de C_p abaixo do desejado. É possível perceber isso devido ao valor de desvio padrão apresentado no histograma, isto é, o valor de variação dos resultados é maior que a tolerância permitida.



Figura 12 - Processo não repetitivo

Pode-se adotar o mesmo método de cálculo estocástico e variação das geometrias dos quebra-rugas mencionados anteriormente para conseguir diminuir a variação dos resultados, conseguindo alcançar um $C_p > 1$ garantindo a repetibilidade do Processo.

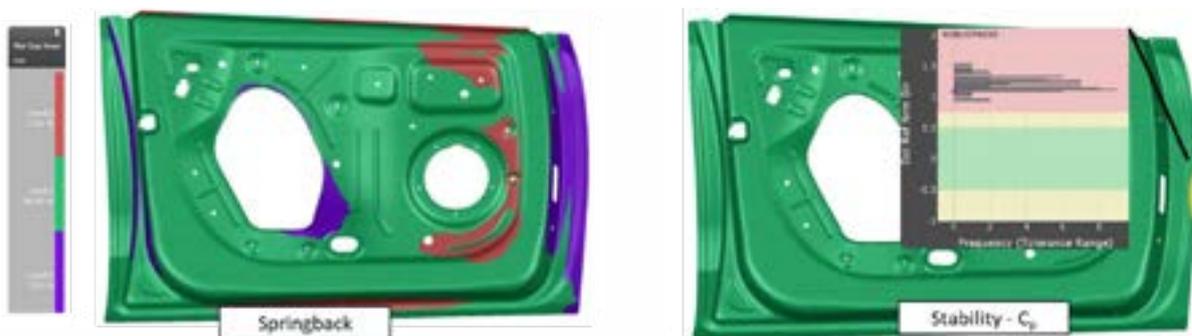


Figura 13 - Processo Repetitivo $C_p > 1$

Com a repetibilidade garantida o próximo passo é colocar o produto dentro das tolerâncias de dimensional e garantir a capacidade do processo, apresentando um $C_{pk} > 1,33$. O C_{pk} é um índice estatístico que mede a capacidade de um processo de produção em atender às especificações do cliente. O cálculo do C_{pk} leva em consideração a variabilidade dos dados coletados, a média dos dados e os limites de especificação. A seguir pode-se ver a tabela 2 que apresenta os índices de capacidade.

Índice de Capacidade				
Capaz?	C _{pk}	σ - value	PPM	Fração (%)
Não Capaz	0,33	3	317311	31,7
	0,67	3	45500	4,55
Controlável - Atenção	1	3	2700	0,27
	1,3	3,9	96	0,0096
Capaz	1,33	4	63	0,0063
	1,67	5	0,57	$5,7 \cdot 10^{-2}$
	2	6	0,002	$2 \cdot 10^{-3}$

Tabela 2 - Índice de Capacidade (C_{pk})

Para o elemento 12, o AutoForm gera um relatório da robustez do processo, podendo anexar esse relatório as outras cópias de documentação e certificação exigida (exemplo A2LA, de TS, etc). É possível analisar a robustez do processo usando o valor de C_{pk} como referência e verificando se o processo consegue absorver em grandes partes as oscilações das variáveis de ruído, isto é, material, espessura, lubrificação e posicionamento.

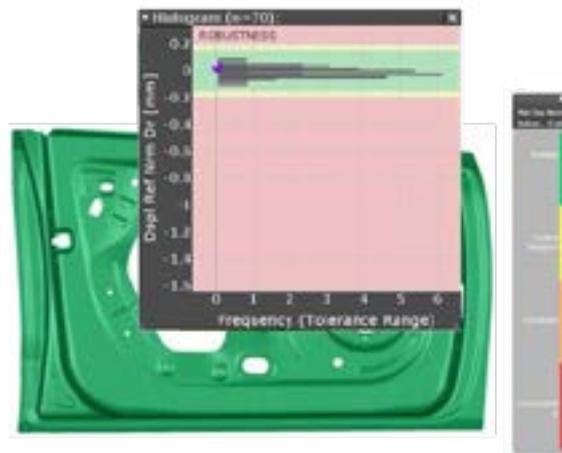


Figura 14- Processo Robusto

Com o foco de ter uma melhor qualidade na peça física deve-se encontrar uma estratégia de compensação das ferramentas, aplicando a compensação direta e o assentamento da peça na operação seguinte para evitar remarcação de peças.



Figura 15 - Garantia de Peça dentro das tolerâncias

Após a realização da compensação é possível dentro do software realizar uma avaliação de aparência para seguir como referência para a emissão do Relatório de Aprovação de Aparência (elemento 13), olhando a figura 16 pode-se observar possíveis defeitos de superfície que podem ser corrigidos no software ou avaliado pela qualidade para saber se pode aprovar ou não esse defeito na peça física.

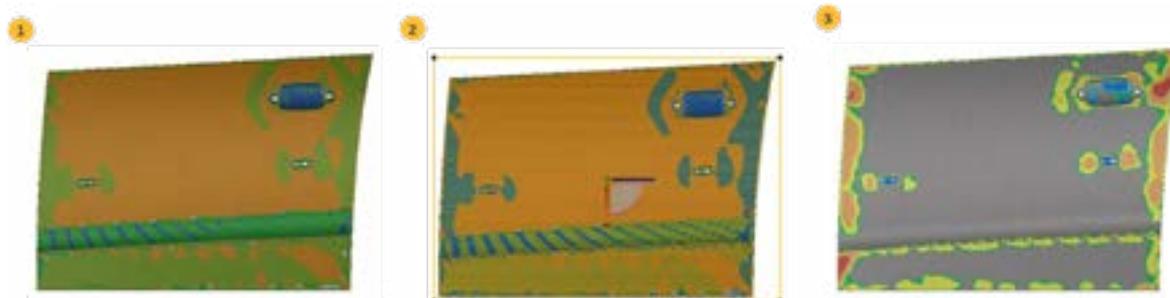


Figura 16 - Avaliação de Defeito de Aparência Virtual

Para o elemento 14 ser aprovado ainda é necessário garantir os ajustes dos afinamentos e quadros de pressão de todas as operações para isso, pode-se compensar o afinamento da ferramenta utilizando o AutoForm Digital Die Spotting, que consiste em uma compensação do ajuste do quadro de pressão (áreas de contato sem alívio) ao longo da superfície da ferramenta baseada nos resultados de afinamento do produto. Com isso o usuário pode ter um ganho de até uma semana em relação ao trabalho manual, conforme figura 17.

Outra forma de análise virtual é a utilização da solução AutoForm Assembly para verificar se o resultado compensado tem alguma influência no dimensional do conjunto.

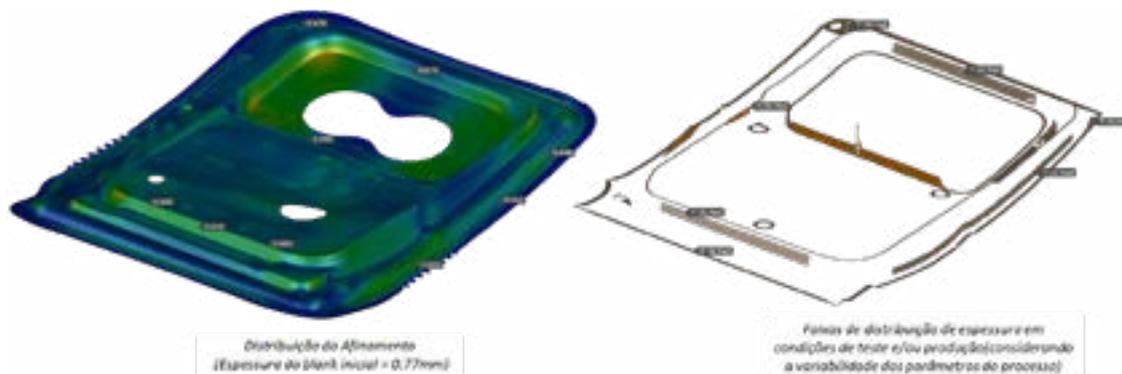


Figura 17 - Digital Die Spotting

Para se conseguir uma referência de Amostra Mestre virtual, pode-se utilizar simulação estocástica para controlar as variáveis de ruído, a fim de tentar encontrar qual a melhor combinação que nos entregue a peça de melhor qualidade (referência). Com isso conseguimos ter na prática um resultado embasado no virtual.

O elemento 16 é antecipado hoje em dia por meio de uma medição virtual, o resultado da malha calculada pelo AutoForm é exportado e importado em um software de metrologia digital para realizar a medição e assim aprovar a peça. Ainda é necessário avaliar com o cliente se existe alguma Exigência Específica (elemento 17), a serem incluídas no pacote de PPAP.

Se todos os passos descritos acima forem seguidos junto de uma geometria de qualidade consegue-se reduzir os loops de Try-Out para o mínimo possível.

Para atingir a aprovação do item 18, gastasse muito tempo e recursos, pois normalmente as primeiras amostras não possuem alto índice de capacidade o que implica várias iterações nos ferramentais físicos aumentando o tempo de submissão das amostras para análise de certificação. Virtualizando o processo podemos antecipar as possíveis falhas, atuando digitalmente no processo e aplicando modificações necessárias para garantir a repetibilidade do processo e qualidade da peça, tornando a obtenção do certificado PSW mais rápido gerando entre a cadeia de fornecedores e clientes.

A aplicação do PPAP virtual pode trazer diversos benefícios e com isso ajudar a indústria automotiva alcançar seus principais desafios. Em resumo, o PPAP virtual tem o potencial de melhorar a eficiência, reduzir custos e aumentar a qualidade do processo de desenvolvimento e aprovação de peças na indústria automotiva e em outras indústrias que dependem de padrões rigorosos de qualidade e segurança.

Adilson Calmona Dutra – Engenheiro Mecânico formado no Instituto Mauá de Tecnologia (IMT) – MBA Big Data e Business Analytics. Engenheiro de Aplicação da AutoForm do Brasil, atuando com implementação de projetos e treinamento.
adilson.calmona@autoform.com.br



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
 27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de
 Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDR
 26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
 Conference / 10th BrDDR Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
 13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
 Hotel Plaza São Rafael

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

Modelo de computação de borda industrial para processos de manufatura por forjamento e estampagem

Industrial Edge Computing Model for Forging and Stamping Manufacturing Processes^{Roderval}

Marcelino⁽¹⁾
 Lírio Schaefer⁽²⁾

RESUMO

A indústria de manufatura de peças mecânicas carece de aplicações de novas tecnologias. Para se manter produtivo e eficiente a aplicação destas novas tecnologias é praticamente uma obrigação. Muitos obstáculos ainda precisam ser ultrapassados para que as indústrias possam entrar de fato nesta nova fase. Desde que as indústrias mais modernas no mundo iniciaram com a implementação da Indústria 4.0 esses avanços somente estão se tornando viáveis com o emprego de novas técnicas, onde se começou a implementar a Simulação Computacional de Processos, a Inteligência Artificial, a Internet das Coisas, a memorização de dados em Nuvens e Gêmeos Digitais. Diante disso, este trabalho teve como objetivo a otimização dos processos de manufatura por Forjamento e/ou Estampagem através da proposta de um modelo de arquitetura para a indústria 4.0. Este modelo é baseado no conceito de computação industrial de borda que utiliza recursos computacionais de baixo custo e modernas ferramentas de inteligência artificial como TinyML. Com o foco no processamento na máquina, borda, esta proposta permite ações automáticas como detecção de anomalias, previsão de falhas e controle de qualidade em produção com o emprego de técnicas de inteligência artificial como aprendizado de máquina. Este trabalho também se propôs a trazer uma revisão da literatura das principais soluções de indústria 4.0. Para concluir, a metodologia é apresentada apresentando novas possibilidades de implantação da indústria 4.0 com baixo custo.

Palavras-chave:

Conformação mecânica, IoT, inteligência Artificial, indústria 4.0

Abstract

⁽¹⁾ Prof. Dr. Roderval Marcelino, Federal University of Santa Catarina, Santa Catarina, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Ing. Lírio Schaeffer; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil.

The mechanical parts manufacturing industry lacks applications of new technologies. To remain productive and efficient, the application of these new technologies is practically mandatory. Many obstacles still need to be overcome for industries to truly enter this new phase. Since the most modern industries in the world began implementing Industry 4.0, these advances are only becoming viable with the employment of new techniques, where Computational Process Simulation, Artificial Intelligence, the Internet of Things, data storage in Clouds, and Digital Twins have begun to be implemented. In light of this, this work aimed to optimize manufacturing processes through Forging and/or Stamping by proposing an architectural model for Industry 4.0. This model is based on the concept of edge industrial computing, utilizing low-cost computational resources and modern artificial intelligence tools such as TinyML. With a focus on on-machine processing, edge computing, this proposal enables automatic actions such as anomaly detection, fault prediction, and quality control in production using artificial intelligence techniques like machine learning. This work also aims to provide a literature review of the main Industry 4.0 solutions. To conclude, the methodology is presented, showcasing new possibilities for low-cost Industry 4.0 implementation.

Keywords

Sheet Metal Forming, IoT, Artificial Intelligence, Industry 4.0

1. INTRODUÇÃO

Fala-se muito em indústria 4.0 ou até mesmo indústria 5.0. Desde a revolução industrial, este setor, vem passando por avanços e melhorias tecnológicas no chão de fábrica e na gestão. A cada nova mudança significativa dá-se um número associado a uma nova versão. Cada fase histórica, da Indústria 1.0 a 4.0, trouxe mudanças significativas nos métodos de produção e no impacto socioeconômico. A Indústria 1.0 viu a transição da produção manual para a mecanizada, com máquinas a vapor revolucionando a fabricação, enquanto a Indústria 2.0 incorporou eletricidade e a linha de montagem, impulsionando a produção em massa e o surgimento de novos meios de transporte. A Indústria 3.0, com automação e digitalização, trouxe maior eficiência e gestão precisa das operações industriais. [1]

Atualmente, na Indústria 4.0, a introdução de tecnologias como a Internet das Coisas (IoT), inteligência artificial e impressão 3D está criando sistemas de produção autônomos e inteligentes. Essas inovações não apenas aumentam a eficiência, mas também permitem uma personalização e flexibilidade sem precedentes na produção industrial. No entanto, a adoção da Indústria 4.0 enfrenta desafios, como altos investimentos, falta de qualificação profissional, preocupações com segurança cibernética e a necessidade de padronização e interoperabilidade.

Apesar dos desafios, a Indústria 4.0 oferece oportunidades para inovação, crescimento e sustentabilidade, prometendo transformar fundamentalmente a maneira como produzimos e vivemos. A busca por soluções tecnológicas avançadas e sustentáveis pode levar a um futuro industrial mais eficiente, conectado e responsável, onde a tecnologia e a humanidade se unem para criar um mundo melhor. [2][3]

A área da engenharia denominada em termos gerais “conformação mecânica” tem por objetivo a análise dos processos de fabricação de peças por meio de deformação plástica. Esses processos envolvem métodos de manufatura onde a forma dos metais é permanentemente modificada, utilizando tensões externas que excedem a tensão de escoamento do material, mas são inferiores à sua tensão de fratura. Nesse processo, não apenas a forma do material é alterada, mas também suas características mecânicas. [4]

Nos processos a frio, ocorre o fenômeno do encruamento, que é o endurecimento do material junto com a deformação plástica dele, e isto aumenta sua resistência mecânica. A vantagem dos processos a frio é a produção de peças com melhor acabamento superficial.

Durante o trabalho a quente, acompanhado pelos processos de recuperação e recristalização, a alta temperatura auxilia na difusão de átomos e na eliminação de discordâncias, fazendo com que o endurecimento por deformação não ocorra pela formação de novos grãos, livres de deformação, este

processo permite então alcançar níveis mais altos de deformação. A vantagem dos processos a quente é que a energia necessária para a deformação é muito menor que no trabalho a frio. [5]

A Inteligência Artificial (IA) melhora significativamente a capacidade do setor industrial, já que ela trabalha em diversos níveis de negócio, desde planejamento de pessoal até o design de produtos, maximização de performance, controle de qualidade de produtos e bem-estar de colaboradores [6]. Os algoritmos de IA ajudam os negócios a preverem mudanças no mercado e a maximizar a cadeia de produção.

A IA é um dos componentes centrais da Indústria 4.0, ou quarta revolução industrial. Chamamos de Indústria 4.0 a revolução que traz as chamadas fábricas inteligentes, maquinário inteligente e uso de dados e big data na tomada de decisão [7]. Aplicada na Indústria 4.0, a IA integra um gama de tecnologias que permitem que o software e a máquina possam sentir, agir e aprender operações humanas. As fábricas inteligentes compostas por processos de produção hiperconectados compreendem múltiplas máquinas que estão interconectadas e gerando muitos dados. Os fabricantes estão passando por uma transformação digital que gerencia e utiliza esses dados aproveitando a Inteligência Artificial para melhor controle de qualidade, padronização e manutenção. [6]

Com uma indústria compatível com a IA, a manufatura vai trabalhar de uma forma sem precedentes. As fábricas conseguirão evitar paradas prevendo atrasos, realizar o controle de inventário utilizando rastreamento do estoque, antecipando o tempo de entrega e provendo produtos com a mais alta qualidade. Com o uso de visão computacional poderá ser monitorado o processo de produção e achar defeitos como rachaduras microscópicas. A IA conseguirá avisar as companhias sobre problemas na linha de produção que possam levar a problemas de qualidade e os mais sérios podem ser evitados de forma preemptiva [7].

Apesar das maravilhosas possibilidades que a indústria 4.0 pode trazer o mercado, as mudanças ainda são conservadoras. Além disso, a falta de pessoal especializado, falta de recursos financeiros, equipamento disponível e outros fatores impedem que essa revolução seja efetivamente realizada em muitas empresas de produção mecânica, por exemplo.

2. ESTADO DA ARTE

Este texto é uma síntese básica das diversas pesquisas realizadas com o objetivo de se obter o estado da arte das aplicações de tecnologias, principalmente IA, e estudar os modelos de indústria 4.0 para fundamentar a proposição de um novo. A seguir será relatado um resumo dos principais textos encontrados.

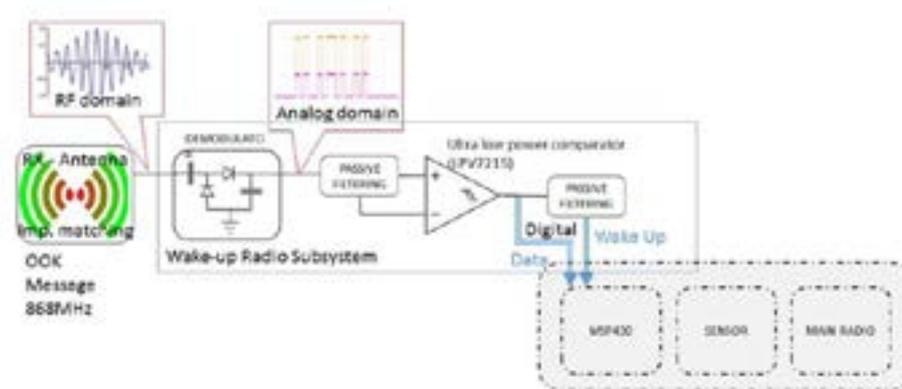
O texto fornecido por [8] é uma análise sobre a arquitetura da Indústria 4.0 em um contexto de fábrica, e enfoca dois principais objetivos de pesquisa. Primeiramente, investiga-se a literatura existente sobre arquiteturas da Indústria 4.0, avaliando a conscientização e a compatibilidade com duas arquiteturas de referência amplamente reconhecidas: o Modelo de Arquitetura de Referência da Indústria 4.0 e a Arquitetura de Referência Industrial da Internet. Em segundo lugar, busca-se adaptar um conceito previamente proposto de manufatura avançada para o Modelo de Arquitetura de Referência da Indústria 4.0. O autor constata que, em relação ao primeiro objetivo, apenas uma minoria de pesquisadores está ciente das referidas arquiteturas de referência, e muitos autores não discutem a compatibilidade de suas propostas com essas arquiteturas padronizadas. Já em relação ao segundo objetivo, verifica-se que o Modelo de Arquitetura de Referência da Indústria 4.0 está maduro em termos de comunicação e compartilhamento de informações no contexto do mundo conectado, mas que ainda há necessidade de padronização adicional para permitir a interoperabilidade entre tecnologias de diferentes fornecedores, assim como a implementação de processos de negócios executáveis entre empresas em rede.

Quando se trata da arquitetura de baixo nível não se encontra literatura disponível, entretanto novas abordagens vêm surgindo. [9] por exemplo, apresenta um estudo sobre a criação de um nó de sensor sem fio auto-sustentável para monitoramento de dosagem de radiação com alta precisão e baixo consumo de energia. O objetivo é superar os desafios do monitoramento contínuo de radiação em áreas contaminadas e de difícil acesso, que exigem coleta e transmissão frequentes de dados. A justificativa para o estudo é a crescente importância da medição das taxas de dosagem de radiação em vários cenários de aplicação, especialmente após incidentes como o ocorrido na usina nuclear de Fukushima

Daiichi em março de 2011. A metodologia empregada envolve a proposta de um algoritmo de aquisição de dados eficiente em termos de energia que pode reduzir a energia por medição, garantindo uma perda mínima de precisão. O nó de sensor proposto é projetado para trabalhar em colaboração com um veículo aéreo não tripulado usado para duas etapas essenciais da missão: implantação aérea dos nós de sensores sem fio em locais adequados e aquisição de registros de dados via comunicação de rádio de curto alcance e baixo consumo em modo de passagem após um comando de despertar.

Os resultados experimentais demonstram a precisão e o baixo consumo de energia do sensor de radiação, a eficiência energética de toda a solução e os algoritmos de aquisição. O nó consome apenas 31 μW no modo de suspensão e 1,7 mW no modo ativo, e tem a capacidade de alcançar monitoramento perpétuo uma vez implantado. A implementação do nó de sensor levou em consideração a auto-sustentabilidade, pois será implantado em áreas perigosas e inacessíveis. Para isso, o nó proposto usa uma combinação de técnicas complementares: um microcontrolador de baixo consumo com memória não volátil, colheita de energia, gerenciamento de energia adaptativo e um rádio de despertar de nano-watt. A Figura 1 mostra a arquitetura de borda empregada neste projeto.

Figura 1: Arquitetura de hardware proposta



Fonte:[8]

O trabalho de [10] investiga o uso de redes neurais artificiais e *big data* para prever a curva tensão-deformação de ligas de alumínio com composição química e tratamentos prévios conhecidos. O objetivo principal é explorar as possibilidades das técnicas de inteligência artificial com base em grandes conjuntos de dados. A metodologia empregada envolve o treinamento de redes neurais para prever a aproximação bilinear da curva tensão-deformação de uma liga de alumínio, com ênfase nas propriedades mecânicas como módulo de elasticidade, limite de escoamento, resistência à tração e alongação na ruptura. Os dados foram obtidos através do site, <https://matmatch.com/>. Depois foram tratados para processamento.

As justificativas para o estudo incluem a dificuldade e o custo associados à obtenção experimental das curvas tensão-deformação, bem como a crescente disponibilidade de grandes conjuntos de dados de materiais. A aplicação de técnicas de inteligência artificial pode proporcionar uma abordagem mais eficiente e econômica para prever as propriedades mecânicas das ligas de alumínio.

A metodologia utilizada envolve o treinamento de redes neurais com um grande conjunto de dados de materiais, incluindo informações sobre composição química e tratamentos térmicos. Uma vez treinadas, as redes neurais são capazes de fazer previsões das propriedades mecânicas das ligas com base em suas características.

Os resultados do estudo indicam que as previsões das propriedades mecânicas, como módulo de elasticidade, limite de escoamento, resistência à tração e alongação na ruptura, têm erros médios relativamente baixos, variando de 3,07% a 5,90%. No entanto, as previsões para a alongação na ruptura

apresentam uma precisão menor em comparação com as outras propriedades, devido à natureza complexa dessa propriedade e à disponibilidade limitada de dados precisos.

As conclusões destacam o potencial das redes neurais artificiais para prever as propriedades mecânicas das ligas de alumínio com base em grandes conjuntos de dados de materiais. Além disso, o estudo ressalta a importância de continuar investigando e aprimorando técnicas de inteligência artificial aplicadas à ciência e tecnologia dos materiais.

O artigo de [11] tem como objetivo principal investigar e melhorar a previsão do comportamento tensão-deformação para o material Al6061-T6 usando métodos de aprendizado de máquina. Ele visa comparar a eficácia de diferentes modelos, como bagged trees (BST), redes neurais (NN) e regressão de processo gaussiano (GPR), na previsão das propriedades mecânicas do material em diferentes temperaturas.

Compreender o comportamento mecânico dos materiais é crucial para diversas aplicações industriais. A aplicação de métodos de aprendizado de máquina pode oferecer uma abordagem eficiente e precisa para prever esse comportamento em diferentes condições de temperatura.

O estudo emprega uma abordagem geral para prever a curva tensão-deformação do material. Os dados são divididos em conjuntos de treinamento e teste, e modelos de previsão são construídos usando o conjunto de treinamento. Uma estratégia de validação cruzada de cinco dobras é adotada durante o processo de treinamento para evitar o overfitting. O desempenho dos modelos é avaliado utilizando métricas estatísticas, como coeficiente de determinação (R^2), erro percentual absoluto médio (MAPE), erro absoluto médio (MAE) e raiz do erro quadrático médio (RMSE).

Os resultados mostram que os modelos de redes neurais (NN) e regressão de processo gaussiano (GPR) superam o modelo de bagged trees (BST) em termos de precisão de previsão. Os modelos NN e GPR demonstram sua capacidade de capturar as tendências futuras nos dados de tensão-deformação em várias temperaturas, enquanto o modelo BST apresenta limitações em representar com precisão a variação nos dados de tensão-deformação.

Conclui-se que os métodos de aprendizado de máquina, especialmente os modelos de redes neurais (NN) e regressão de processo gaussiano (GPR), destacam-se na previsão precisa do comportamento mecânico do material Al6061-T6 em diferentes condições de temperatura. Esses modelos oferecem uma abordagem promissora para aprimorar a compreensão e previsão do comportamento dos materiais, essencial para diversas aplicações industriais.

A análise de falha do material revelou sua natureza dúctil, com mecanismos de falha variando com a temperatura. Recomenda-se explorar outros métodos de previsão baseados em aprendizado de máquina, como redes neurais profundas (DNN), e investigar a aplicabilidade desses modelos para prever o comportamento de diferentes ligas metálicas em diversas condições. Além disso, a incorporação de modelos de aprendizado profundo, conhecidos por sua eficácia na modelagem de dados de séries temporais, deve ser considerada em futuras pesquisas.

O artigo de [12] propõe uma abordagem para prevenção de falhas na estampagem progressiva usando sensores de força global e local com limites superiores para valores máximos, indicando condições insalubres. Além disso, são realizadas investigações metalográficas para visualizar a microestrutura dos testes de tração. Apesar das dificuldades na avaliação das dimensões dos grãos, a elongação dos grãos induzida pela laminação é evidente, sugerindo uma clara anisotropia.

A fim de aprimorar o controle de qualidade, um algoritmo de aprendizado de máquina (ML) foi integrado a um laminador para gerar programações de laminação com base no diagrama de abertura dos rolos. Este algoritmo é estendido para considerar propriedades mecânicas desejadas, gerando programações de laminação completas. Se os valores experimentais não estiverem dentro de uma faixa definida, uma nova programação é gerada.

Uma solução de controle de qualidade in-situ é desenvolvida para medir propriedades mecânicas via resistência elétrica, permitindo a geração de programações de laminação específicas. Essa técnica envolve uma fonte de corrente contínua controlada por voltagem e regulada por corrente, que gera um caminho de corrente paralelo através do espécime de teste de tração. Essas medições são registradas em software especializado e integradas a um sistema de aquisição de dados (DAQ)

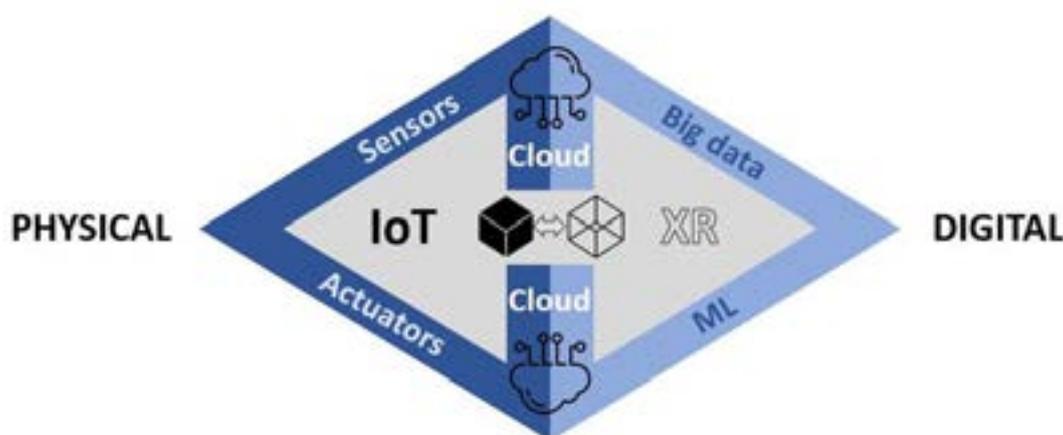
A técnica de quatro pontos permite medições precisas da resistência elétrica da amostra, independentemente da resistência de contato entre as sondas e a amostra. A correlação entre a resistência elétrica e as propriedades mecânicas é estabelecida, possibilitando a geração de programações de laminação personalizadas. Essa abordagem reduz significativamente o esforço necessário para testes de materiais e minimiza o desperdício, contribuindo para a sustentabilidade do processo de laminação.

As bibliografias estudadas foram pontuais em aplicação de IA na conformação mecânica, estudo de modelos de indústria 4.0 e arquitetura de aquisição de sinais na borda.

3. MODELO DE INDÚSTRIA 4.0 PARA INDÚSTRIA DE FORJAMENTO ESTAMPAGEM

Muitos artigos apresentam modelos de arquitetura para a indústria 4.0 [13] [14] [15] [16] [17] [1][18]. Dentre as diversas abordagens podemos dividi-las em cinco paradigmas: Internet das Coisas (IoT), Sistemas Cyber Físicos (CPS), Tecnologias da Informação e Comunicação (TIC), Arquitetura Empresarial (EA) e Integração Empresarial (EI) [21]. Mais que as dividir o importante é estabelecer um padrão. Como citado por [8] duas arquiteturas de referência são amplamente reconhecidas: o Modelo de Arquitetura de Referência da Indústria 4.0 e a Arquitetura de Referência Industrial da Internet. O modelo de arquitetura de referência ou *Architecture Model Industry 4.0* (RAMI 4.0) foi desenvolvido pela BITCOM (*the German Association for IT, Telecommunications and New Media*), VDMA (*Mechanical Engineering Industry Association*) and ZVEI (*German Electrical and Electronic manufacturers' Association*). Como a Alemanha é uma líder na produção industrial e referência para muitos países é esperado que este modelo seja utilizado. O segundo modelo, *Industrial Internet Reference Architecture* (IIRA) foi desenvolvido pela indústria norte americana. Ambos os modelos refletem as indústrias nacionais e servem de referência para outras iniciativas mundo afora.

Figura 2: Modelo de Arquitetura IIoT



Fonte: Aheleroff, Shohin, et al. "Digital twin as a service (DTaaS) in industry 4.0: an architecture reference model." *Advanced Engineering Informatics* 47 (2021): 101225.[19]

Uma abordagem inovadora que está sendo bastante estudada globalmente são os gêmeos digitais, em inglês, *Digital Twins*. A proposta é tornar um processo industrial totalmente replicado digitalmente, permitindo fazer previsões, predições, simulações com o objetivo de melhorar o processo produtivo das indústrias. Um novo termo foi cunhado, *digital twin as a service* (DTaaS), que justamente trata deste gêmeo digital como um serviço para otimizar os processos industriais. A Figura 2 mostra

uma arquitetura proposta onde sensores e atuadores trabalham numa arquitetura de IloT, *Industrial Internet of Things*, em português, internet industrial das coisas, coletando dados no nível de chão de fábrica. Esses dados são enviados para nuvem criando-se as massas de dados, *big data*, que por sua vez podem ser submetidas a técnicas de IA, em especial, *machine learning*, aprendizado de máquina com fins diversos. Dentre as possibilidades cita-se a previsão de falhas através de algoritmos de regressão linear, a detecção de anomalias em produção, visão computacional e classificação.

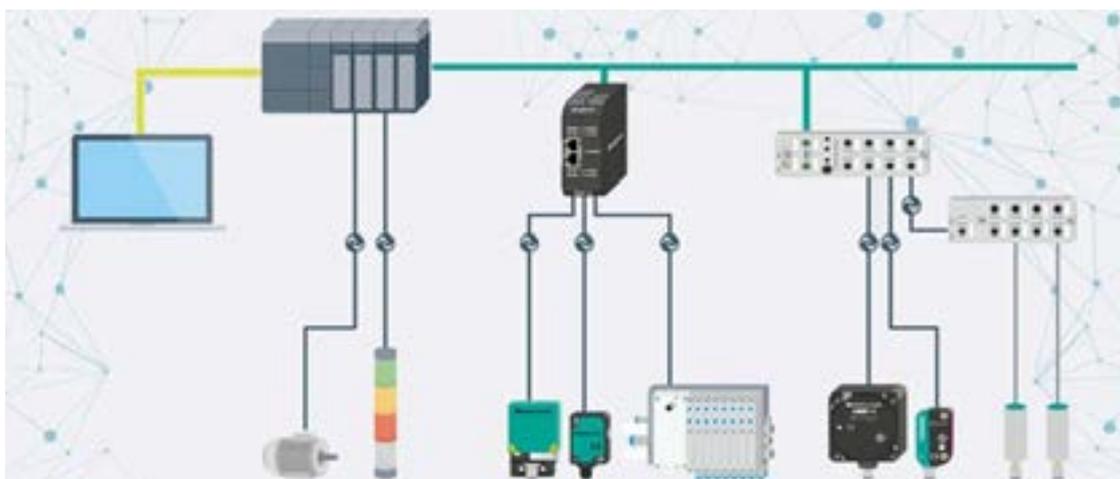
Figura 3: Camadas da arquitetura de indústria 4.0



Fonte: Aheleroff, Shohin, et al. "Digital twin as a service (DTaaS) in industry 4.0: an architecture reference model." *Advanced Engineering Informatics* 47 (2021): 101225.[19]

A Figura 3 mostra as camadas comuns de uma arquitetura de indústria 4.0. A proposta desenvolvida neste artigo tem como foco a camada física da indústria 4.0. Esta camada é a primeira, como pode ser vista na Figura 3. Nesta camada são ligados os sensores e atuadores do chão de fábrica. É neste momento que a aquisição de dados, condicionamento de sinais e processamento de borda acontecem.

Figura 4: Arquitetura típica da indústria 3.0



Fonte: (LMLOGIX, 2024) [20]

Na indústria 3.0 a estrutura utilizada pode ser vista na Figura 4. Como elemento principal tem-se o CLP-Controlador Lógico Programável. Este equipamento possui software específico industrial desenvolvido em linguagem Ladder que realiza a leitura de sensores, acionamento de atuadores e envio e recebimento de dados para a interoperabilidade com sistema gerencial. Muito comum, a existência de uma tela (IHM-Interface Humano Máquina) para monitoramento do processo. Esta IHM recebe os dados do CLP e permite entrada de dados do operador da máquina de chão de fábrica. Apesar desta

arquitetura ser considerada como indústria 3.0 muitas empresas ainda carecem deste nível de automação.

4. MODELO DE ARQUITETURA PROPOSTA

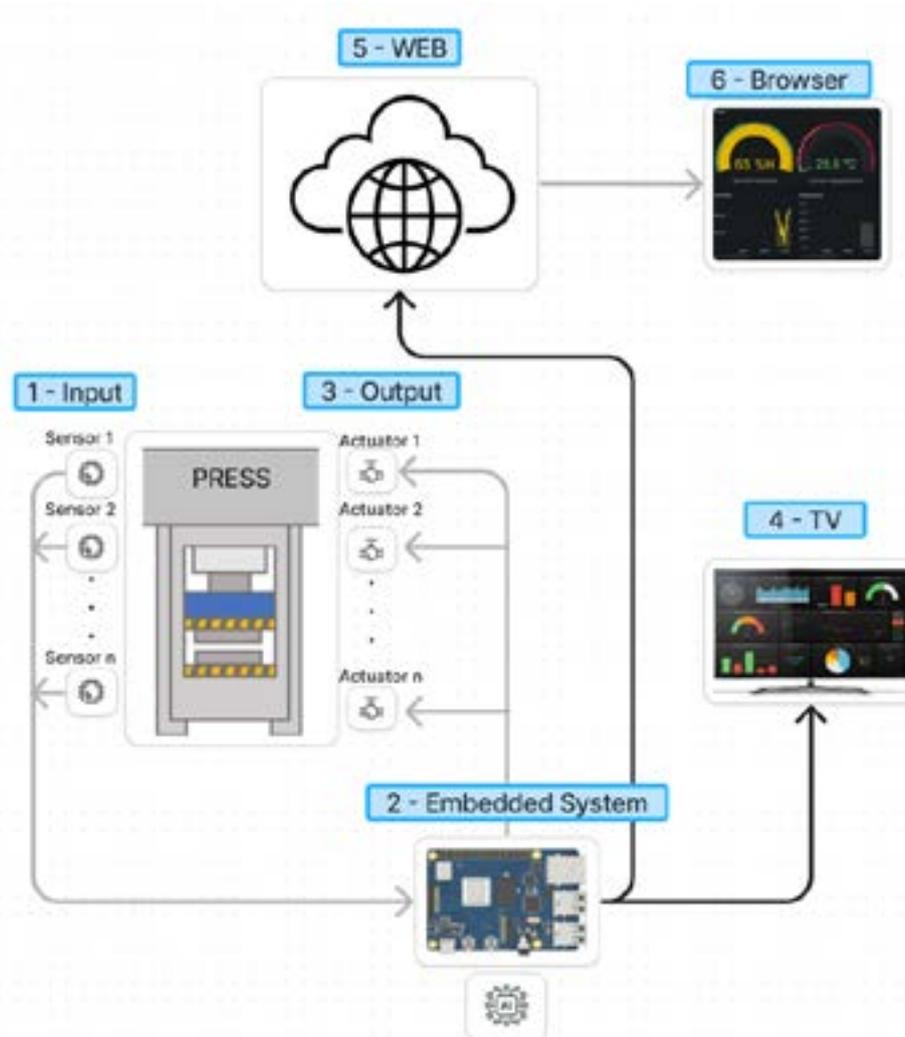
Tornar uma fábrica inteligente e completamente 4.0 é uma tarefa difícil, exige pessoal altamente qualificado e muito investimento. Esta proposta tem foco na chamada “computação de borda”, ou em inglês, *Edge Computing*. A computação de borda é uma proposta que vem crescendo muito nos últimos anos principalmente por dois motivos. O aumento da capacidade de processamentos dos microprocessadores de borda e pelos custos de sensores e componentes eletrônicos que vem caindo dia a dia. Além disso, processar dados diretamente na borda, ou seja, na máquina, pode trazer muitos benefícios. O principal é latência dos dados. No mesmo local o sinal é adquirido, tratado e processado. Desta forma, é possível ler o sensor, tratar o dado, rodar algoritmo de IA e levar uma resposta a um atuador ou simplesmente comunicar o operador. Especialmente para sistemas de tempo real, onde a resposta precisa ser rápida, este tipo de solução é completamente viável.

Esta proposta é um contraponto ao processamento em nuvem ou em inglês, *Cloud Computing*. A computação em nuvem apresenta vantagens e desvantagens, sendo a principal vantagem ter uma nuvem de computadores a sua disposição, permitindo escalar sua aplicação conforme necessário, ou seja, é um sistema bastante flexível. Conforme a demanda computacional contrata-se mais recurso computacional. Este ponto é importante, pois muitas vezes algoritmos de IA necessitam de grande capacidade de processamento, especialmente quando se trabalha com processamento de imagens. Como fica evidente, uma das desvantagens é o custo envolvido na contratação destas nuvens, além da latência do envio e recebimento dos dados, algo proibitivo para alguns casos em que a resposta precisa ser em tempo real. De forma sucinta estas são as principais vantagens e desvantagens da computação em nuvem para a indústria 4.0.

Quando se trata de IA na borda modernas abordagens estão surgindo viabilizando algo que não existia a menos de 5 anos. Os algoritmos de IA ainda exigem grandes capacidade de processamento de dados e consequentemente microprocessadores potentes. Entretanto, com a evolução dos microprocessadores de baixo custo, como os modelos utilizados em smartphones, têm se tornado uma alternativa viável para aplicações na borda. Além disso e principalmente devido ao surgimento de algoritmos de IA chamados de TinyML (<https://www.tinyml.org/>), ou aprendizado de máquina pequeno, está sendo possível rodar IA em processadores menos potentes. Esses algoritmos não executam todas as tarefas que normalmente seria executado em computadores potentes, entretanto muitas aplicações já são possíveis na borda.

Dentre algumas soluções podemos citar: identificação de ruídos, sons diversos e tomadas de decisões com IA. Detecção de anomalias em produção através da leitura de sensores com temperatura, pressão, velocidades, vazão, dentre outros e análise de padrões de funcionamento. Processamento de imagens leves, como por exemplo para detecção de trincas em tempo real, vazamentos, infiltrações, falhas em peças etc. Classificação de dados também é possível onde, por exemplo, aconteceria uma classificação entre peças dentro ou fora de um padrão.

Para a computação de borda, o treinamento da rede neural pode acontecer numa máquina computacional potente, gerando-se o modelo computacional de predição e depois a inferência acontece num hardware menor e menos potente. Este modelo chama-se computação de borda industrial, ou em inglês, *Industrial Edge Computing*.



A Figura 5 mostra a arquitetura proposta chamada de computação de borda industrial. Para elucidar a proposta a imagem de uma prensa é apresentada representando uma máquina industrial. O item 1, input, apresenta o sensoriamento da máquina com a instalação de sensores de temperatura, pressão, força, velocidade, dentro muitos outros conforme a necessidade de monitorar determinada variável do processo.

Os sinais dos sensores são enviados para uma plataforma computacional chamada de sistema computacional embarcado, item 2, *Embedded System*. Muitos fabricantes de dispositivos elétricos industriais possuem este tipo de equipamento, podendo ser desde um CLP até mesmo uma plataforma de prototipagem computacional como Arduino, ESP32 ou Raspberry Pi. Importante destacar que as plataformas computacionais de prototipagem tem sido uma ferramenta importante para validações e testes de soluções de computação de borda. Possuem baixo custo e alta performance em alguns modelos como Rapsberry Pi. Apesar de seguras e eficientes não são fabricadas para ambientes agressivos como chão de fábrica, porém após validar a solução é possível transformar estas plataformas em um circuito eletrônico robusto e confiável com relativo baixo custo. Muitos destes sistemas embarcados são dotados de poderosos recursos de processamento, memória e transmissão de dados, permitindo para muitas aplicações e implementação de algoritmos de IA usando TinyML. Os sistemas são treinados em computadores mais sofisticados, para os casos exigentes, e depois as inferências de *machine learning* acontecem diretamente no sistema embarcado.

Após os resultados dos algoritmos de IA atuadores, item 3, *actuators*, podem ser acionados para, por exemplo, ligar o aquecimento, abrir uma válvula para reduzir pressão etc. Como tudo está acontecendo na borda as decisões são muito rápidas, permitindo reações imediatas a eventuais distúrbios na produção. Apenas com os itens 1, 2 e 3 já seria possível a criação de uma solução de

borda, entretanto o monitoramento e muitas vezes o armazenamento de dados também é importante para a gestão do processo.

Uma alternativa eficiente para a gestão do processo no nível da borda, que geralmente acontece pelo operador, é a instalação de TV ao lado da máquina, item 4 da Figura 5, TV. Esta TV pode receber os dados dos sensores instalados na máquina e o próprio operador pode acompanhar a produção e uma eventual anormalidade em acontecimento. Neste mesmo sistema embarcado é possível termos uma tela gráfica que pode se visualizada em uma TV via cabo HDMI - *High Definition Multimedia Interface*. Importante destacar que no sistema embarcado também é possível armazenar dados em memórias não voláteis como SDCARD – *Secure Digital Card*, pendrive ou SSD - *Solid State Device*. Estes dados são armazenados em banco de dados convencionais da computação como MySQL – *My Structured Query Language*, por exemplo, ou mesmo em banco de dados não estruturado ou vetoriais.

Para uma completa solução de borda a comunicação com a internet pode ser importante, item 5 – WEB, afinal pode ser necessário enviar dados para um sistema ERP - *Enterprise Resource Planning*, sistema de gestão ou simplesmente para que se possa monitorar os dados on-line em qualquer lugar do mundo via navegador de internet, item 6 - Browser. Para isso o sistema embarcado somente precisa ser dotado de conector padrão Ethernet ou possuir sistema de comunicação WiFi. Além disso, seu sistema interno precisa estar dotado de software servidor web e algumas outras ferramentas computacionais, principalmente se a segurança dos dados for um fator importante.

Por fim, esta proposta tem por objetivo mostrar que é possível, mesmo para pequenas empresas, o início na verdadeira indústria 4.0 aplicando inteligência a produção com conseqüente redução de custos e/ou aumento de produção.

5. CONCLUSÃO

A grande maioria das indústrias, principalmente em países emergentes, a adoção da indústria 4.0 assusta os empreendedores. A falta de mão de obra qualificada, fornecedores confiáveis, conhecimento das soluções possíveis e custos, são barreiras para adoção destas novas tecnologias. Simplesmente colocar um sensor e um CLP não significa que se está adotando a indústria 4.0. Pode funcionar para o marketing, mas conceitualmente não se tem uma indústria 4.0. Na indústria 4.0 faz-se necessário que as máquinas possuam um nível de inteligência, não apenas uma decisão binária do tipo, se sensor acionou então liga pistão. Na indústria 4.0 é necessário que se utilize sistemas computacionais com capacidade de processar algoritmos de *machine learning* e tomar decisões ponderadas, ou seja, resposta não binária. O artigo mostrou exemplos de aplicações como a predição de falhas na produção de peças seriadas. Os algoritmos analisam os padrões de sensores e predizem que peças saíram defeituosas baseado num aprendizado já realizado. O texto apresentou uma revisão da literatura principalmente com o objetivo de mostrar aplicações reais no mundo. Buscou também apresentar os modelos de indústria 4.0 desenvolvido para a Alemanha e Estados Unidos da América que são referências para todo o mundo. Por fim, este artigo propôs uma metodologia chamada de computação de borda industrial onde é possível aplicar a indústria 4.0 diretamente na máquina foco, com baixo custo. Esta proposta abre possibilidades para uma primeira imersão na indústria 4.0, levando inteligência para o chão de fábrica. Evidentemente esta solução não é uma integração total de indústria 4.0, mas pode ser um dos primeiros passos para resolver problemas pontuais de produção como qualidade e aumento da produção.

6. REFERENCES

[1] TECHTOUR (Brasil). A Jornada da Indústria: Da Revolução Industrial à Indústria 4.0. 2024. Disponível em: <https://www.techtour.com.br/post/a-jornada-da-industria-da-revolucao-industrial-a-industria-4-0>. Acesso em: 10 fev. 2024.

[2] Menelau, Sueli et al. "Mapping of the Scientific Production of Industry 4.0 in the BRICS: Reflections and Interfaces/Mapeamento Da Produção Científica Da Indústria 4.0 No Contexto Dos BRICS: Reflexões e Interfaces/Mapeo de La Produccion Científica de La Industria 4.0 En El Contexto de Los BRICS: Reflexiones e Interfaces." *Cadernos EBAPE.BR* 17.4 (2019): 1094. Print

- [3] Santos Germano, Aline Xavier dos, José André Villas Boas Mello, and Wladimir Henriques Motta. "Contribuição Das Tecnologias Da Indústria 4.0 Para a Sustentabilidade: Uma Revisão Sistemática." *Palavra chave (La Plata)* 11.1 (2021): e142-142. Print.
- [4] Helman, H., & Cetlin, P. R. (2005). Tensões e deformações 3 FUNDAMENTOS DA CONFORMAÇÃO MECÂNICA DOS METAIS. www.artliber.com.br
- [5] HUANG, Ke et al. The double-edge effect of second-phase particles on the recrystallization behaviour and associated mechanical properties of metallic materials. **Progress in Materials Science**, v. 92, p. 284-359, 2018.
- [6] YAO, X., ZHOU, J.; ZHANG, J.; & BOER, C. R. (2017). From Intelligent Manufacturing to Smart Manufacturing for Industry 4.0 Driven by Next Generation Artificial Intelligence and Further On. 2017 5th International Conference on Enterprise Systems (ES), 311–318. <https://doi.org/10.1109/ES.2017.58>.
- [7] JAVAID, Mohd et al. Understanding the adoption of Industry 4.0 technologies in improving environmental sustainability. **Sustainable Operations and Computers**, v. 3, p. 203-217, 2022.
- [8] Yli-Ojanperä, Matti, et al. "Adapting an agile manufacturing concept to the reference architecture model industry 4.0: A survey and case study." *Journal of industrial information integration* 15 (2019): 147-160.
- [9] Gomez, Andres et al. "Precise, Energy-Efficient Data Acquisition Architecture for Monitoring Radioactivity Using Self-Sustainable Wireless Sensor Nodes." *IEEE sensors journal* 18.1 (2018): 459–469. Print.
- [10] Merayo Fernández, David, Alvaro Rodríguez-Prieto, and Ana María Camacho. "Prediction of the Bilinear Stress-Strain Curve of Aluminum Alloys Using Artificial Intelligence and Big Data." *Metals (Basel)* 10.7 (2020): 904. Print.
- [11] Dorbane, Abdelhakim et al. "Machine Learning Prediction of Aluminum Alloy Stress–Strain Curves at Variable Temperatures with Failure Analysis." *Journal of failure analysis and prevention* 24.1 (2024): 229–244. Print.
- [12] Hartl, Karin, et al. "Machine learning driven prediction of mechanical properties of rolled aluminum and development of an in-situ quality control method based on electrical resistivity measurement." *Journal of Manufacturing Processes* 106 (2023): 158-177. *Journal of Manufacturing Processes* 106 (2023): 158-177.
- [13] R. Harrison, D. Vera, B. Ahmad, Engineering methods and tools for cyber–physical automation systems, *Proc. IEEE* 104 (5) (2016) 973–985.
- [14] C. Faller, M. Hoftmann, Service-oriented communication model for cyber-physical-production-systems, *Procedia CIRP* 67 (2018) 156–161.
- [15] J. Kruger, L. Wang, A. Verl, T. Bauernhansl, E. Carpanzano, S. Makris, J. Fleischer, G. Reinhart, J. Franke, S. Pellegrinelli, Innovative control of assembly systems and lines, *CIRP Ann.* 66 (2) (2017) 707–730.
- [16] C. Block, D. Lins, B. Kuhlenkotter, Approach for a simulation-based and event driven production planning and control in decentralized manufacturing execution systems, *Procedia CIRP* 72 (2018) 1351–1356.
- [17] B. Gotz, D. Schel, D. Bauer, C. Henkel, P. Einberger, T. Bauernhansl, Challenges of production microservices, *Procedia CIRP* 67 (2018) 167–172.
- [18] A.J. Isaksson, I. Harjunkoski, G. Sand, The impact of digitalization on the future of control and operations, *Comput. Chem. Eng.* 114 (2018) 122–129
- [19] Aheleroff, Shohin, et al. "Digital twin as a service (DTaaS) in industry 4.0: an architecture reference model." *Advanced Engineering Informatics* 47 (2021): 101225.
- [20] LMLOGIX (Brasil). Dispositivos para aquisição de dados na indústria. 2024. Disponível em: <https://www.lmlogix.com.br/dispositivos-para-aquisicao-de-dados-na-industria/>. Acesso em: 06 maio 2024.
- [21] Y. Lu, Industry 4.0: A survey on technologies, applications and open research issues, *J. Ind. Inf. Integr.* 6 (2017) 1–10.

ANALYSIS OF BAUSCHINGER EFFECT ON THE FORMABILITY OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS THROUGH MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSCOPY

Rafael Guetter Bohatch
Alex Raimundo de Oliveira
^a**Ravilson Antonio Chemin Filho**
^a**Paulo Victor Prestes Marcondes**

^aMechanical Engineering Department, Federal University of Paraná, PR, Brazil

ABSTRACT

Concerning stamping for the automotive industry, normally it is used a single piece of machinery to manufacture different models of parts. The time required for the tryout of stamping tools aiming to start a new production cycle is often necessary. The range from the choice to a new material with better formability, adjustments in the design of the dies or the components that is part of the tooling, in order to achieve the level of satisfaction expected for the product. Corrections are necessary, taking time and money. This shows the need for a better evaluation of metal sheets used in the process, production parameters and tooling, to be a way to avoid losses caused by insufficient knowledge of the real deformation conditions which materials can be subjected. In this way, it is mandatory to develop laboratory tests that allow stamping industries to better understand the formability of materials used, serving as database for the development of increasingly accurate computer models for the simulation of stamping processes. The efficient use of the material used to manufacture stamped products must be based on the maximum degree of deformation before its rupture. Surveying the forming limit curve (FLC) of a steel alloy is a very effective method for this evaluation, being widely used by several authors in recent research and by industry. Therefore, the objective of the present study was to develop a method for analyzing the deformation gradient of advanced high strength steels (AHSS) metal sheets, in the flange region and, in this way, to study its effects on the stamping of the material through forming limit curve. An alternative method was then developed using scanning electron microscopy (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD) techniques to evaluate the degree of hardening on metal sheets in different blank regions, flange and die radius mainly. As partial results, the first images of DP600 steel in its original state (as-received) are presented. The current results indicate satisfactory conditions for future research.

Keywords: AHSS steel, Bauschinger effect, EBSD, Forming Limit Curve.

INTRODUCTION

The advancement of alloy steels, especially in advanced high strength steels (AHSS), results in changes on production parameters. Therefore, it is extremely important to carry out studies to understand deformation mechanism and develop methods to evaluate these phenomena. Furthermore, it is crucial to evaluate the influence of stamping tool components on the formability of steel alloys, mainly in the automotive industry. Many studies indicate that Bauschinger effect is harmful and detrimental to steel formability. On the other hand, this work seeks to demystify this topic, since AHSS present different mechanical behavior compared with other types of steel.

In a vehicle body, several components have a complex geometry. Due to this complexity, a robust design is essential to create stamping tools and dies. The project must consider several process parameters that can influence materials formability, quality and impacts on production. Some studies investigated the use of alternative materials and processes currently used and their viability, according with Abeyrathna et al. [1], Haase et al. [2], Ke et al. [3] Schmid et al. [4], Barlo et al. [5], Paul [6] and Oliveira et al. [7]. Based on Marra et al. [8], Dual Phase (DP) steel represents around 25% of a vehicle body. The ferritic-martensitic steel consists of soft ferrite and a dispersed hard martensitic second phase in the form of islands. Usually they are low-carbon low-alloy materials with 10-40 vol.% hard martensite or martensite-austenite particles embedded in a ductile ferrite matrix. As they combine high strength and good formability at low production costs, they are widely used for automotive applications. Sometimes the martensite regions tend to percolate or appear in the form of elongated bands which is not desirable (RAABE, [9]).

Considering another investigation line, focused on the effect of stamping tool variables on sheet metal formability, several studies have analyzed process parameters, such as stamping speed, blank holder force (BHF), temperature and lubrication. By optimizing these variables, it is possible to increase the efficiency and precision of the stamping process, resulting in mechanical components within tolerance and quality specifications. Among the relevant scientific articles in this area, it can be considered the research from Sun et al. [10], Paul [6] and Wang et al. [11], which offer suitable solutions for optimizing mechanical forming parameters.

The Forming Limit Curve (FLC) is a classic and accurate instrument for predicting the maximum formability limit of sheet metal. Developed by Keeler [12], Goodwin [13] and Woodthorpe et al. [14], FLC has been widely used by several authors, from the most classic to the contemporary, for various purposes, such as detecting cracks, wrinkling, materials comparison, process parameters analysis and tool geometry. Recent examples of works using Nakazima and FLC, were performed by Paul [6] and Oliveira et al. [7]. These studies demonstrate the relevance and continued application of FLC on research and development of metal forming process. In addition to the BHF, the drawbead has also a fundamental importance in the determination of the sheet metal limit of formability, as it acts directly on the restriction to the flow of the sheet during forming, defining, together with the BHF, the deformation mode suffered by the material (Haase et al. [2] and Leocata et al. [15]). In this way, it is concluded that the characteristics of the tooling have a strong effect on the stamping process, promoting a microstructural transformation (Tigrinho et al., [16]), Figure 1, that directly affects the degree of formability of the sheet. An example is the Bauschinger effect studied by Weinmann et al. [17], presented by Figure 2.

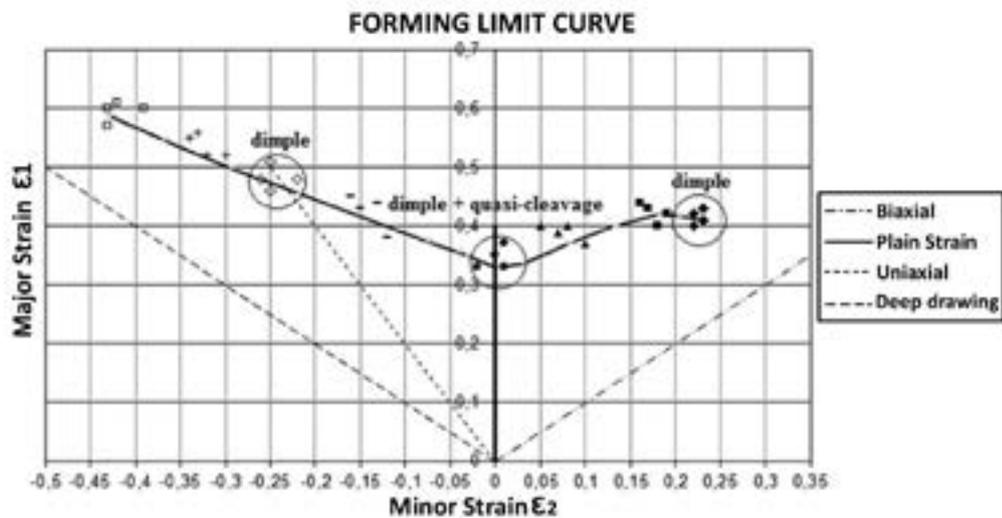


Figure 1 - Proposed DP600 FLC related to the micromechanisms of fracture generated by uniaxial and biaxial tensile stress and plane strain states (Tigrinho et al. [16]).

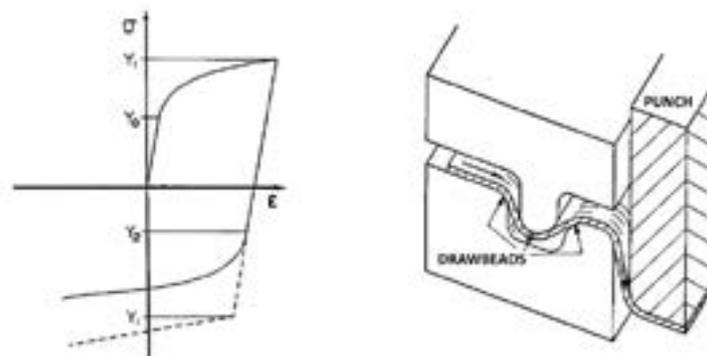


Figure 2 – Bauschinger curve (a); Sheet metal flow by drawbead (b) (Weinmann et al. [17]).

According with Dieter [18], the Bauschinger effect, is a mechanical behavior observed in some metals and alloys. It refers to the tendency of a material to exhibit a different yield strength and a change in the direction of plastic deformation, depending on the loading direction. When a material is initially loaded in tension, it undergoes plastic deformation and work hardens, which means that its yield strength increases. If the load is then reversed and applied in compression, the material will exhibit a lower yield strength than what was observed during the initial tension loading, like a curve of hysteresis. Based on Demir and Raabe [19], the Bauschinger effect is characterized by a reduction in yield strength upon load reversal or load path change. When materials are loaded in an axial direction (tension) in the plastic regime, unloaded, and then reloaded in the reverse direction (compression), they can produce during reloading a lower stress level than that the loading carried out in the original direction. Based on Orowan [20], this effect is caused by the formation of dislocations in the crystal lattice of the material. When the material is loaded in tension, dislocations move and pile up in the direction of the applied stress, leading to an increase in yield strength.

However, when the load is reversed and applied in compression, the dislocations have to move in the opposite direction, which requires additional energy and causes them to rearrange in a way that results in a lower yield strength. The barriers, like grain boundaries, are strong enough to block the movement of dislocations. As a result, back stresses produced by piled up dislocations will aid movement in the reverse direction.

Electron Back-Scatter Diffraction (EBSD), which is sometimes also referred to as Backscatter Kikuchi Diffraction (BKD), is a typically SEM-based backscatter or transmission electron diffraction technique for retrieving crystallographic orientation and phase information from crystalline materials, with a spatial resolution of a few microns down to a few nanometer when using field emission instruments. According with Raabe [9], the method is based on obtaining maps of electron backscatter patterns of individual crystalline regions. The patterns consist of symmetrically arranged bands which are referred to as Kikuchi bands of slightly higher intensity with respect to non-uniform background. The contrast is due to the diffraction of the backscattered by the crystal. Those electrons, generated by an incident electron beam in the SEM, spread beneath the specimen surface in all directions, producing a divergent source of electrons within an interaction volume in the sample, which will diffract with the crystal planes according to the Bragg condition. The electrons travel from the source in all directions, for each set of planes for which the Bragg condition is satisfied, the diffracted beams lie on the surface of a cone whose axis is normal to the diffracted plane. Those cones intersect with a phosphor screen placed in front of the specimen and give rise to the patterns. With advances in instruments, the technique is becoming more common and relevant studies in this area can be referred as Zaefferer et al. [21], Haertel et al. [22], Atreya et al. [23] and Ma et al. [24].

The main objective of this study is to characterize the material as-received. The next step will be used to analyze the influence of Bauschinger effect in different drawbead geometries on the formability of DP600 steel, when subjected to the modified Nakazima test, as well as their microstructural characterization in different blank regions.

MATERIALS AND METHODS

For this study, the material used was DP600 steel with a thickness of 1 mm, produced by *Usiminas*. The steel main characteristics are specified by DIN EN 10338 [25]. The material was supplied in sheets with 1200 x 500mm, identified as 2AS-DP590. To characterize material, different mechanical and microscopy techniques were used. Mechanical tests were performed at a partner laboratory, *Spectroscan Tecnologia de Materiais*, using samples according with ASTM E8/E8M [26] to determine properties as: uniform elongation (UE), ultimate tensile strength (UTS), total elongation (TE), coefficient of plastic anisotropy (r) and strain hardening exponent (n).

To obtain the FLC, according to ISO 12004-2 [27], the modified Nakazima test was performed at Federal University of Paraná using sets containing four specimens varying width and length as presented on Figure 3. Once the metal was cut in shape and clean, a circle grid of 5mm was printed using the silk screen method. To print the blanks, a mixture of 90% epoxy paint and 10% nitric acid was used. According with Chemin Filho [28], the printed circle grid was used to determine strains occurred during stamping process. In each condition, tests were performed three times. The profile and dimension of three drawbead geometries P (plane), C (circular) and Q (square) are shown in Figure 4. The tool is presented on Figure 5 and is composed by die, punch and blank holder. The tool is installed in a hydraulic press, controlled by software, setting BHF in 785 and 1157 kN, using 90 mm/min as speed for the punch.

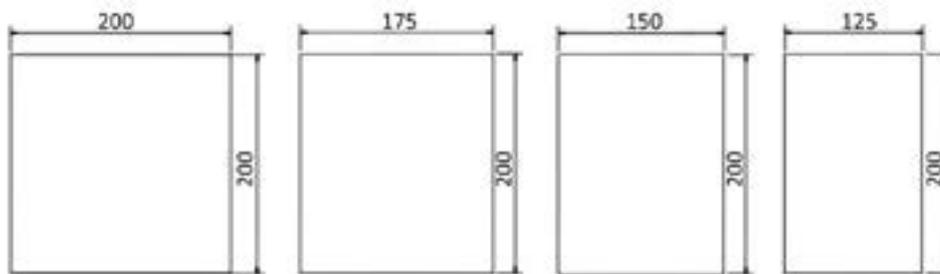


Figure 3 – Specimens carried out on Nakazima test.

Concerning microscopy analysis, the techniques used were, scanning electron microscopy (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD). The sample was extracted from the as-received conditions along the rolling direction and mechanically grinded using SiC abrasive papers, followed by electro-polishing using a solution of 80% ethanol, 12% distilled water and 8% perchloric acid (vol% at a polishing voltage of 35V for 6s. For SEM analysis, after electro-polishing, the sample was etched using Nital 4% for 10s. Analysis were performed at the partner lab. and at *Centro de Microscopia Eletrônica* (CME) from Federal University of Paraná.

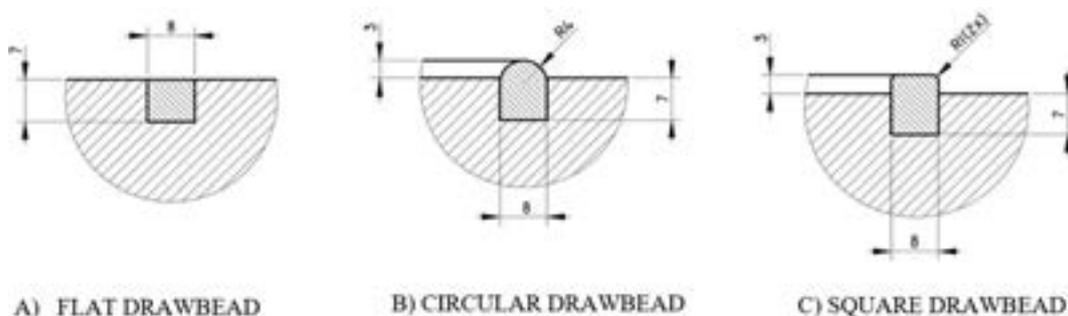


Figure 4 – Different drawbead geometries

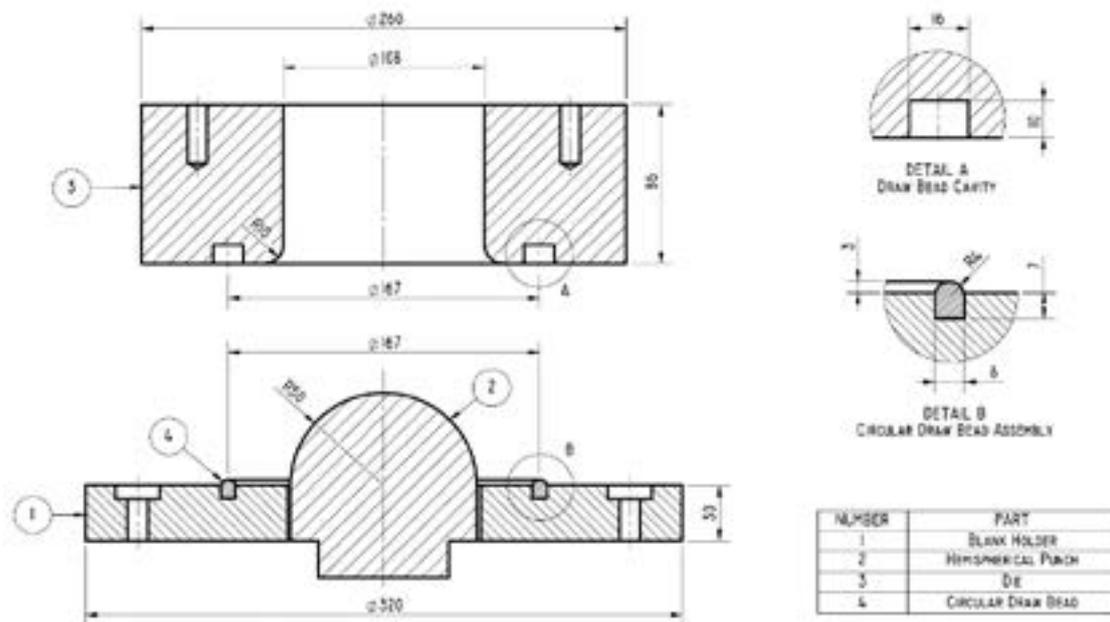


Figure 5 – Modified Nakazima test tool details

RESULTS AND DISCUSSIONS

DP600 properties are according with other references and are shown on Table 1. The FLC obtained through modified Nakazima test, followed ISO 12004-2 [27]. To obtain the curves it was considered BHF of 785 kN and 1157 kN for three drawbead geometries, presented by Figure 6.

Table 1 – Material mechanical properties

Properties	DP600 mechanical properties										
	UE (MPa)	UTS (MPa)	TE (%)	$r_{average}$	r_{0°	r_{45°	r_{90°	$n_{average}$	n_{0°	n_{45°	n_{90°
Tensile test	370	660	26,0	1,02	0,99	0,87	1,22	0,22	0,22	0,21	0,22
Standard DIN EM 10338	340 - 420	≥600	≥20								
Steel supplier	385	621	23,9	0,84	0,70	1,06	0,70	0,18	0,17	0,19	0,17
DP600 (Wang <i>et al.</i> 2011)	412	676	27,0	0,88	1,16	0,67	1,02	0,21			
DP600 (Wu <i>et al.</i> 2012)	365	612	25,1	0,90	1,04	0,84	0,87	0,20	0,20	0,20	0,20
DP600 (Tigrinho <i>et al.</i> 2013)	385	602	23	0,94	0,68	1,04	1,00	0,19	0,19	0,19	0,18

According to Figure 6, the best performance was achieved with circular drawbead with BHF of 1157 kN, while the worst performance occurred with plane drawbead with BHF of 785 kN. This variation in FLC's for each condition attests to the effect of these variables (BHF and drawbead geometry) on DP600 steel formability. It is believed that the hardening caused in the flange region, due to restrictive efforts imposed to sheet metal flow by the BHF and drawbead, has an impact on the results indicated by the forming limit curves. Therefore, as an analysis strategy, a preparatory study was preliminarily developed to analyze samples using SEM and EBSD.

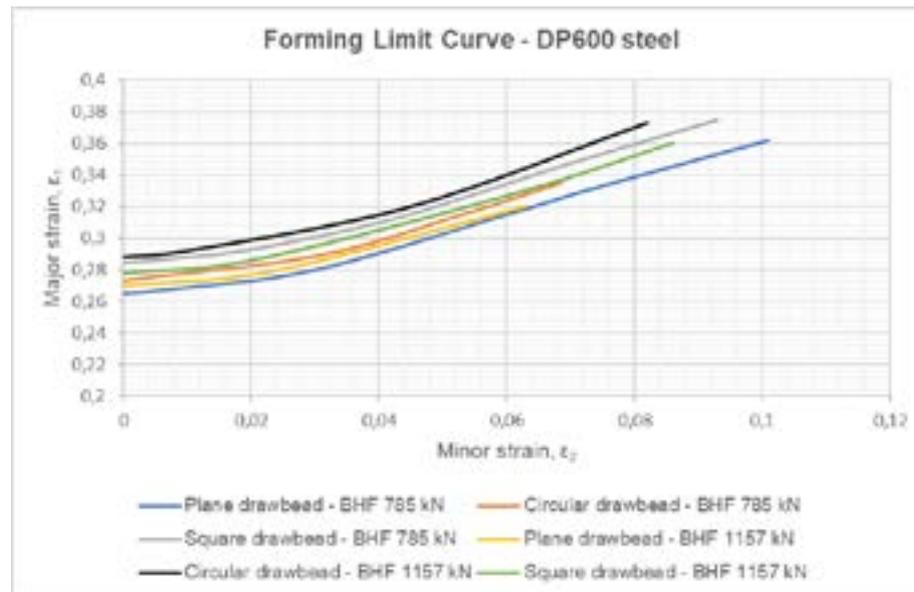


Figure 6 – Forming Limit Curve for all variables on modified Nakazima test.

A sample of DP600 as-received was prepared for microscopy analysis. Though image analysis of SEM secondary electron fractographs, it is possible to identify regions of hard phase (martensite) dispersed in a soft matrix (ferrite), represented on Figure 7, as described by Raabe [9] and Tigrinho et al. [16]. The amount of each phase present in material was determined in volume fraction, 82% of ferrite and 18% of martensite.

The same sample was analyzed through EBSD technique, using 2500x as magnification, an average fit of 0,98, with an average confidence index of 0,83. The images of inverse pole figure (IPF), Kernel average misorientation (KAM) and pole figures (PF), Figure 8, were obtained manipulating the software OIM version 8.

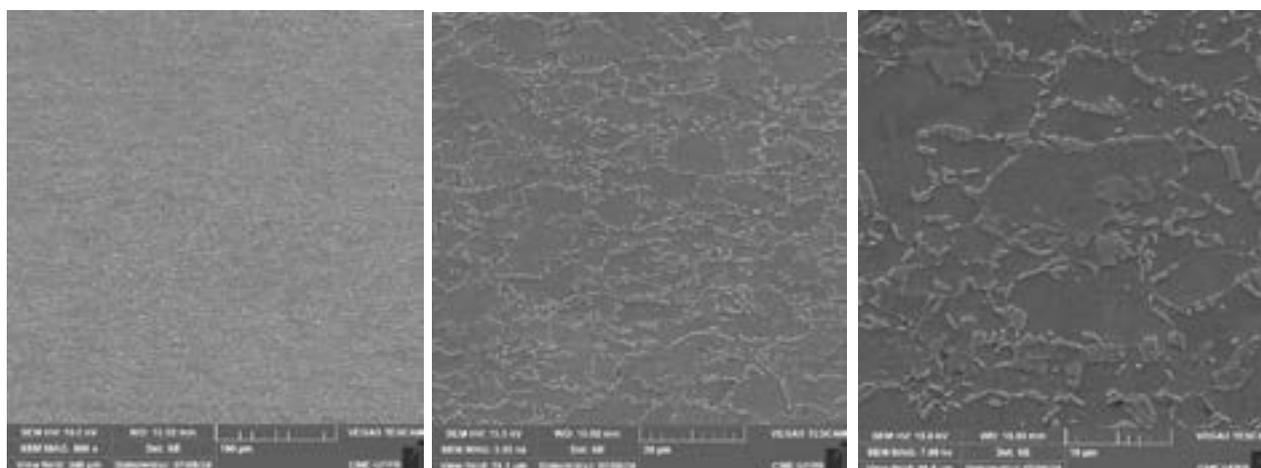


Figure 7 – DP600 SEM images (a) 800x, (b) 3500x and (c) 7000x

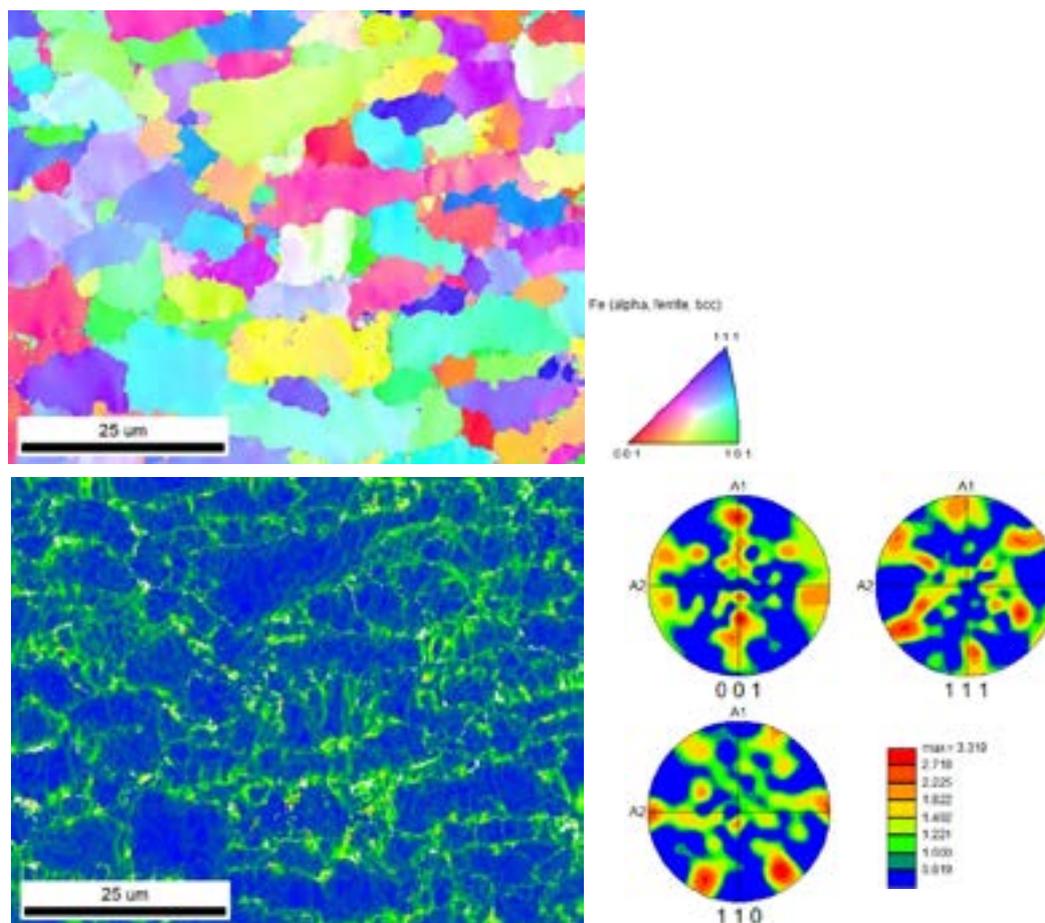


Figure 8 – DP600 EBSD images (a) IPF, (b) KAM and (c) PF (texture).

Through these images it is possible to observe the microstructure morphology of materials. With EDSB it is possible to identify crystallographic orientations of grains, to identify phases, to determine material deformation and to execute texture analysis, usually performed using x-ray diffraction. Two disadvantages from EBSD technique are: (a) the samples preparation must be carefully conducted and (b) the crystal structure of martensite (body centered tetragonal) is very similar to that of ferrite (body centered cubic) and this very slight difference therefore often gives rise to a high level of misindexing between the two phases or makes discrimination impossible.

CONCLUSIONS

The images are satisfactory for the intended analysis, since, through them, the morphological analysis of the steel microstructure is possible. With this method, it is expected to understand the degree of hardening caused in the flange region and in the die radius, depending on the different blank holder forces and drawbead geometries used on samples obtained from stamped blanks through the modified Nakazima test. It is expected that these microstructural differences provide

resources for a more precise analysis of the effect of tooling variables on the performance indicated by the forming limit curves in each test condition.

ACKNOWLEDGMENT

The authors appreciate the support from *Usiminas* that supplied the material for research and the support from *Spectroscan Tecnologia de Materiais, Centro de Microscopia Eletrônica* (CME) from Federal University of Paraná and to *Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico* (CNPq).

REFERENCES

- [1] ABEYRATHNA, B.; HODGSON, P.D.; ROLFE, B.; WEISS, M. A first step towards a simple in-line shape compensation routine for the roll forming of high strength steel. *International Journal of Material Forming*, v. 9, n. 3, p.423-434, 2015.
- [2] HAASE, O. 37th SENAFOR. Influence of drawbead geometry on stamping feasibility based on Finite Elements Method. 2017.
- [3] KE, J.; LIU, Y.; ZHU, H.; ZHANG, Z. Formability of sheet metal flowing through drawbead – an experimental investigation. *Journal Of Materials Processing Technology*, v. 254, p.283-293, 2018.
- [4] SCHMID, H.; HETZ, P.; MERKLEIN, M. Failure behavior of different sheet metals after passing a drawbead. *Procedia Manufacturing*, v. 34, p.125-132, 2019.
- [5] BARLO, A.; SIGVANT, M; ENDELT, B. On the Failure Prediction of Dual-Phase Steel and Aluminium Alloys Exposed to Combined Tension and Bending. *Materials Science and Engineering*, v. 651, p.012030-12040, 2019.
- [6] PAUL, S. K. Controlling factors of forming limit curve: A review. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, 2021.
- [7] OLIVEIRA, A.R.; LAJARIN, S.F.; REBEYCA, C.J.; CHEMIN FILHO, R.A.; NIKHARE, C.P.; MARCONDES, P.V.P. Influence of drawbead geometry and blank holder force on the dual phase steel formability. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 121, pp. 5823-5833, 2022.
- [8] MARRA, K.M.; TAISS, E.J.M.; TURANI, L.O. AÇOS DUAL PHASE PROCESSADOS A FRIO: CARACTERÍSTICAS E POTENCIAL DE APLICAÇÃO - PRODUTOS USIMINAS, p. 466-476. In: *45º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos*, Porto de Galinhas - PE, 2008.
- [9] RAABE, D. Max-Planck Institut für Eisenforschung. Düsseldorf, 2024. Available on: <https://www.dierk-raabe.com/dual-phase-steels/>. Access in July 2024.
- [10] SUN, X.; LIU, J.; LU, B.; ZHANG, P.; ZHAO, M. Life cycle assessment-based selection of a sustainable lightweight automotive engine hood design. *The International Journal of Life Cycle Assessment*, v. 22, n. 9, p. 1373-1383, 2017.
- [11] WANG, Z.; ZHANG, Q.; LIU, Y.; ZHANG, Z. A robust and accurate geometric model for automated design of drawbeads in sheet metal forming. *Computer-Aided Design*, v. 92, p. 42-57, 2017.
- [12] KEELER, S. P. Determination of forming limits in automotive stampings. *Sheet Met Ind*, 42., p. 683-691, 1965.

- [13] GOODWIN, G. M. Application os strain analyses to sheet metal forming problems in the press shop. *Metall Italiana*, 60, 764-774, 1968.
- [14] WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. The Effect of r and n Upon the Forming Limit Diagrams of Sheet Metal. *Sheet Metal Industries*. p. 1061-1067, 1969.
- [15] LEOCATA, S.; SENNER, T.; SAUBIEZ, J.M.; BROSIUS, A. Influence of binder pressure zones on the robustness of restraining forces in sheet metal forming. *Procedia Manufacturing*, v. 29, p.209-216, 2019.
- [16] TIGRINHO, L. M. V., CHEMIN FILHO, R. A., MARCONDES, P. V. P. Fracture analysis approach of DP600 steel when subjected to different stress/strain states during deformation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 69, p. 1017-1024, 2013.
- [17] WEINMANN, K. J.; ROSENBERGER, A. H.; SANCHEZ, L. R. "The Bauschinger Effect of Sheet Metal Under Cyclic Reverse Pure Bending", Michigan Technological University, 1988.
- [18] DIETER, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2ª ed., Rio de Janeiro: Guanabara, 1981.
- [19] DEMIR, E.; RAABE, D. Mechanical and microstructural single-crystal Bauschinger effects: Observation of reversible plasticity in copper during bending. *Acta Materialia*, v. 58, p. 6055-6063, 2010.
- [20] OROWAN, E. *Cause and effect of internal stresses – internal stresses and fatigue in metals*. Detroit, 1958.
- [21] ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. *Journal of Microscopy*, v. 230, p. 499-508, 2008.
- [22] HAERTEL, M.; ILLGEN, C.; BRUDER, E.; FRINT, P.; WAGNER, M.F.X. Microstructural evolution during uniaxial tension-compression in-plane deformation of an IF steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 744, p. 652-660, 2019.
- [23] ATREYA, V.; BOS, C.; SANTOFIMIA, M.J. Understanding ferrite deformation caused by austenite to martensite transformation in dual phase steels. *Scripta Materialia*, v. 202, p. 114032, 2021.
- [24] MA, H.; LI, Y.; ZHANG, H.; LI, Q.; CHEN, F.; CUI, Z. A virtual laboratory based on full-field crystal plasticity simulation to characterize the multiscale mechanical properties of AHSS. *Scientific Reports*, v. 12, p. 5054, 2022.
- [25] DIN EN 10338 (2015). Hot rolled and cold rolled non-coated products of multiphase steels for cold forming – Technical delivery conditions.
- [26] ASTM E8/E8M-16a (2016). Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken.
- [27] ISO 12004-2 (2008) Metallic materials - Sheet and Strip - Determination of forming-limit curve. European Committe for standardization.
- [28] CHEMIN FILHO, R. A.; MARCONDES, P. V. P. True Strain Distribution Profile on Sheet Metal Using Different Punch Geometries. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 30, p. 1-6, 2008.

Análise do Retorno Elástico em Processos de Dobragem de Tubo por Encurvamento Rotativo: Modelação Numérica com Validação Experimental

Pedro R. Santos^{1,2}, Daniel J. Cruz^{1,2}, Rui L. Amaral¹, Manuel Barros³, Abel D. Santos^{1,2}, Ana Reis^{1,2}

¹ Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial, Campus da FEUP, R. Dr. Roberto Frias 400, 4200-465 Porto, Portugal;

² Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto s/n, R. Dr. Roberto Frias, 4200-465 Porto, Portugal;

³ AMOB Group, R. Padre Domingos J. Pereira, 1249, 4760-563 Louro – V. N. Famalicão, Portugal;

Resumo

Os componentes tubulares têm ganhado uma ampla adoção em diversas áreas, como as indústrias aeroespacial, aeronáutica e automóvel, devido à sua elevada resistência, rigidez, capacidade de absorção de energia e leveza. Entre as várias técnicas utilizadas para a dobragem de tubos, o encurvamento rotativo com estiramento ("*Rotary Draw Bending*") destaca-se como a mais amplamente utilizada industrialmente devido à sua superior precisão e versatilidade. Um fator crucial que requer controlo e previsão cuidadosa é o efeito de retorno elástico do tubo após a conformação, uma vez que este afeta significativamente a precisão dimensional e a qualidade geral da peça final. Este fenómeno refere-se à recuperação elástica do material após a conformação, e pode-se manifestar sob a forma de alterações no ângulo e no raio do tubo dobrado. Neste estudo, o processo de encurvamento rotativo com estiramento foi modelado num modelo simplificado de elementos finitos (FEM) para analisar de forma abrangente as variáveis influentes do processo, tais como o ângulo de dobragem, o raio da linha central e a espessura do material, bem como o seu impacto no fenómeno de retorno elástico. O modelo desenvolvido foi validado através de ensaios experimentais, considerando diferentes parâmetros de ensaio. Adicionalmente, foi realizado um estudo paramétrico para explorar a influência de diferentes parâmetros de processo no ângulo e raio de retorno elástico, nomeadamente o ângulo de dobragem, o raio da matriz de dobragem e as dimensões do tubo. Os resultados demonstraram que um aumento no ângulo de dobragem não impacta significativamente o raio de retorno elástico, mas leva a um aumento no ângulo de retorno elástico. Além disso, um aumento no raio da matriz de dobragem resulta num aumento no raio de retorno elástico e numa diminuição no ângulo de retorno elástico. A espessura do tubo não afeta consideravelmente o raio de retorno elástico ou o ângulo de retorno elástico, para o material estudado. Com base no estudo paramétrico, foi desenvolvido um modelo preditivo para relacionar as variáveis do processo com a geometria do tubo após o retorno elástico, que servirá como uma ferramenta essencial no apoio ao projeto de máquinas industriais de dobragem.

Abstract

Tubular components have gained widespread adoption in various fields such as aerospace, aeronautics, and automotive industries due to their high strength, rigidity, energy absorption capacity, and light weight. Among the various techniques used for tube bending, Rotary Draw Bending stands out as the most widely used industrially due to its superior precision and versatility. A crucial factor that requires careful control and prediction is the elastic recovery effect of the tube after forming, as it significantly affects the dimensional accuracy and overall quality of the final part. This phenomenon refers to the elastic recovery of the material after forming and can manifest as changes in the angle and radius of the bent tube. In this study, the Rotary Draw Bending process was modelled using a simplified Finite Element Model (FEM) to comprehensively analyse the influential variables of the process, such as the bending angle, the centerline radius, and the material thickness, as well as their impact on the elastic recovery phenomenon. The developed model was validated through experimental tests, considering different testing parameters. Additionally, a parametric study was conducted to explore the influence of different process parameters on the elastic recovery angle and radius, namely the bending angle, the bending die radius, and the tube dimensions. The results demonstrated that an increase in the bending angle does not significantly impact the elastic recovery radius but leads to an increase in the elastic recovery angle. Furthermore, an increase in the bending die radius results in an increase in the elastic recovery radius and a decrease in the elastic recovery angle. The tube thickness does not significantly affect the elastic recovery radius or the elastic recovery angle for the material studied. Based on the parametric study, a predictive model was developed to relate process variables to the tube geometry after elastic recovery, which will serve as an essential tool for supporting the design of industrial bending machines.

1. Introdução

O encurvamento de tubos metálicos é um termo utilizado para designar a família de processos de conformação plástica que permite a obtenção de geometrias tubulares complexas a partir de perfis tubulares retilíneos, mantendo a sua secção original. Os perfis tubulares conformados são utilizados em vários produtos e aplicações do nosso quotidiano, como tubagens para condução de fluidos, elementos estruturais e aplicações decorativas [1]. São aplicados em diversas indústrias devido à sua elevada resistência, rigidez e leveza, incluindo a agrícola, mobiliário, a indústria transformadora, os setores da mobilidade (bicicleta, automóvel, aeronáutica, naval e ferroviária) e a construção civil. Diferentes processos tecnológicos de dobragem de tubos e perfis podem ser considerados, tais como a utilização do princípio de dobragem em três pontos através de uma prensa, seja manual ou motorizada, a conformação por calandragem de perfis, a conformação por encurvamento rotativo com compressão e a conformação por encurvamento rotativo com estiramento [2]. A escolha da melhor abordagem depende de vários fatores, como a espessura, o diâmetro e a aplicação do tubo a conformar. Entre estes processos, a conformação por encurvamento rotativo com estiramento (RDB - *Rotary Draw Bending*) apresenta um bom compromisso entre precisão e repetibilidade do resultado final, devido sobretudo, a recentes desenvolvimentos nas máquinas de dobrar tubo. Estas inovações promovem a transição dos tradicionais atuadores hidráulicos para motores elétricos mais

rápidos e precisos, aumentando a competitividade em termos de produtividade e eficiência [3]. Como representado na Figura 1, neste processo o tubo é estirado à volta de uma ferramenta rotativa que transporta uma garra-mordança que aperta o tubo entre esta e a ferramenta de encurvamento. Adicionalmente, a paralela ou encosto acompanha o movimento longitudinal do tubo compensando os momentos de flexão durante a operação de dobragem. Esta técnica é especialmente utilizada na dobragem de tubos de paredes finas, ou seja, tubos com uma baixa relação diâmetro/espessura [4].

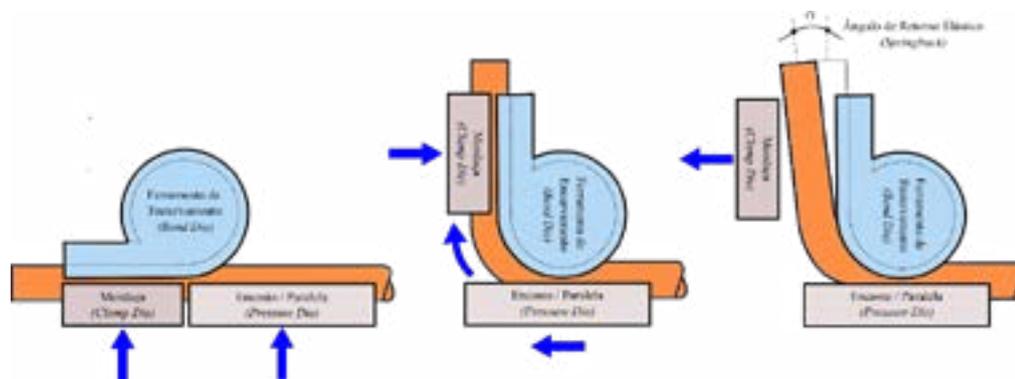


Figura 1: Representação esquemática do processo de encurvamento rotativo por estiramento.

Em processos de encurvamento de tubos, especialmente nos de menor espessura, é comum observar defeitos de forma na secção, tais como ovalização, enrugamento ou engelhamento na superfície interior, principalmente no lado da compressão. Outro defeito característico deste método de conformação plástica é a diminuição da espessura do tubo na região externa da curva, o que, em casos extremos, pode resultar na rotura do material [5]. Um fenómeno importante a ser considerado neste processo de conformação plástica é o retorno elástico do material (*springback*) e tem uma elevada influência na precisão dimensional dos produtos obtidos. Após a conformação plástica do tubo e a subsequente remoção da mordança, o tubo sofre uma recuperação elástica inevitável, manifestando-se por alterações tanto no ângulo final de curvatura quanto no raio de curvatura (Figura 1). A correta previsão desse fenómeno é um desafio, pois é influenciado por diversos fatores, como o comportamento elasto-plástico do material, as dimensões geométricas do tubo, os parâmetros do processo e a dinâmica da máquina onde as peças são produzidas [6].

Tal como representado na Figura 1, neste artigo a geometria do tubo será definida pelo diâmetro exterior (D), diâmetro interior (d) e espessura da parede (t). Adicionalmente, a geometria da dobragem será caracterizada pelos raios interior (R_{in}) e exterior (R_{out}) de dobragem, ou simplesmente pelo raio médio de dobragem (CLR - *Center Line Radius*). Para facilitar a avaliação e quantificação do retorno elástico, o ângulo de retorno elástico será referido como $\Delta\alpha$ e o raio de retorno elástico como ΔCLR , que podem ser calculados através das seguintes equações:

$$\Delta\alpha = |\alpha - \alpha_i| \quad (1)$$

$$\Delta CLR = |CLR - CLR_i| \quad (2)$$

onde CLR_i e CLR designam o raio do eixo central do tubo antes e depois da remoção da mordaza, ou seja, antes e depois do retorno elástico, respetivamente. Já α_i e α designam os ângulos de dobragem do tubo antes e depois da remoção da mordaza, respetivamente. Por fim raio da ferramenta rotativa de dobragem será definido pelo seu raio médio, CLR_{BD} .

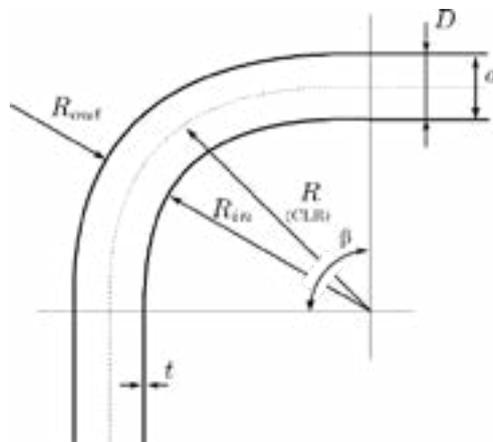


Figura 2: Nomenclatura utilizada para descrever as variáveis do processo de encurvamento rotativo por estiramento, adaptado de [7].

Para analisar o comportamento do retorno elástico no processo de dobragem de tubos, são normalmente utilizadas abordagens analíticas e abordagens numéricas através da análise por elementos finitos (FEA). Estes métodos permitem reduzir o tempo necessário na conceção de novos produtos, eliminando etapas dos processos iterativos experimentais. As abordagens analíticas, apesar de considerarem frequentemente simplificações, apresentam a vantagem de permitir o cálculo rápido do retorno elástico e a estimativa qualitativa e rápida dos efeitos dos parâmetros influentes no retorno elástico. Al-Qureshi e Russo [8, 9] derivaram uma expressão analítica para descrever o comportamento elástico-plástico do material durante a dobragem de tubos e concluíram que as localizações das fronteiras elástico-plásticas na secção transversal do tubo influenciam significativamente o momento de flexão, o retorno elástico e as tensões residuais após o descarregamento. No entanto, este método considera um modelo de material perfeitamente plástico, que não consegue capturar o encruamento do material durante a flexão. Tang [10] desenvolveu uma análise teórica abrangente sobre o comportamento da deformação na dobragem de tubos, incluindo fenómenos como a ovalização, a redução de espessura na parede exterior e a deslocação da camada neutra. Tal como no método mencionado anteriormente, a plasticidade perfeita foi assumida, o que limita a solução a uma estimativa bastante grosseira. Para melhorar a precisão das soluções analíticas, o encruamento do material foi introduzido em vários modelos analíticos para a análise da deslocação da camada neutra, distribuição de momentos e retorno elástico [11-13].

A utilização do método de elementos finitos surge também como um recurso viável para a prever e testar soluções para os defeitos associados ao processo. Gu et. al [14] efetuou uma análise do impacto de parâmetros específicos da geometria e do material no ângulo de retorno elástico utilizando um modelo de elementos finitos, considerando o comportamento elasto-plástico do material. Analisando os parâmetros geométricos, o impacto do CLR_{BD}/D no ângulo de retorno elástico mostrou que rácios mais elevados de CLR_{BD}/D aumentam o ângulo de retorno elástico global. Também foi observado que, para

ângulos de flexão pequenos, a diminuição dos valores de CLR_{BD} e D resulta em um aumento do $\Delta\alpha$. Fang et. al [15] estudou o impacto de alguns parâmetros geométricos no ângulo de retorno elástico, de uma liga de titânio através de simulação numérica. Os autores concluíram que o ângulo de flexão e o raio de flexão relativo apresentam uma evolução linear ao contrário do que acontece com a espessura do tubo e o diâmetro exterior. Da Xin et. al [16] realizaram estudos para tentar representar com precisão um processo de curvatura de tubos no que respeita ao retorno elástico, tendo em conta a variação das propriedades do material. Os autores concluíram que o $\Delta\alpha$ aumenta em conformidade com o módulo de plasticidade (K), o raio de curvatura relativo (CLR_{BD}/D) e o ângulo de curvatura (α) (embora se trate de uma relação não linear) e diminui com o aumento do módulo de elasticidade (E), do coeficiente de encruamento (n) e da relação entre a espessura da parede do tubo e o diâmetro do tubo (t/D). Li et. al [17] apresentou uma formulação que prevê o raio de retorno elástico final do tubo e a mudança no ângulo de dobra. Constatou-se que a abordagem numérica apresenta um erro de aproximadamente 5% em relação ao retorno angular experimental e uma instabilidade significativa até 100-120° de ângulo de dobra, estabilizando-se em seguida. Por fim, o raio de retorno elástico calculado analiticamente mostrou maior precisão do que o obtido por simulação numérica.

O presente artigo tem como objetivo estudar o processo de dobragem de tubos de paredes espessas ($t \geq 5$ mm) por encurvamento rotativo com estiramento, com ênfase na quantificação do retorno elástico após a conformação plástica. O trabalho será desenvolvido em três etapas consecutivas: (1) desenvolvimento de um modelo de elementos finitos parametrizado, capaz não só de simular a conformação plástica do tubo durante o processo de dobragem por encurvamento rotativo, como também prever a geometria final do tubo após o retorno elástico; (2) investigar o impacto dos principais parâmetros do processo no retorno elástico do tubo, nomeadamente o ângulo de dobragem (β), o raio da matriz de dobragem (CLR_{BD}), a espessura do tubo (t) e o diâmetro do tubo (D), através de um estudo paramétrico; e (3) desenvolvimento de um modelo preditivo capaz de estimar o raio da matriz de dobragem (CLR_{BD}) necessário para atingir a geometria final desejada do tubo após retorno elástico. Este modelo será essencial para os fabricantes de máquinas e ferramentas de dobragem, permitindo-lhes evitar processos iterativos dispendiosos e demorados, que são frequentemente necessários para garantir que a peça final atinja o CLR pretendido.

2. Materiais

Neste artigo, serão analisados tubos de diferentes espessuras fabricados em aço de construção S355J2. Este material é especificado pela norma europeia EN 10025-2 e é amplamente utilizado, especialmente na construção civil e em outras aplicações industriais que exigem alta resistência e tenacidade. Segundo o fornecedor, a tensão de cedência do aço S355J2 é aproximadamente 355 MPa, e a tensão de rotura varia entre 470 e 630 MPa. Para caracterizar o comportamento mecânico do material, foram realizados ensaios de tração em provetes retirados de tubos com diâmetro de 114.3 mm e espessura de 8 mm. Seguindo a norma ISO 16892 [18], os provetes foram maquinados com uma geometria *sub-size*, com uma largura de seção uniforme de 6 mm e um comprimento de 32 mm, retirados na direção longitudinal do tubo e retificados para uma espessura nominal de 2.5 mm. Para avaliar a repetibilidade dos resultados, foram

consideradas três amostras. Os ensaios experimentais foram realizados numa máquina de tração de 300 kN (Instron 5900R), equipada com uma célula de carga de 100 kN. A técnica de correlação de imagem digital (DIC - *Digital Image Correlation*) [19] foi utilizada para medir a deformação do material na área central do provete de tração. Foi utilizada uma configuração de DIC 2D, com uma lente padrão de distância focal de 50 mm (*Fujinon HF50HB-1B, f2.3/50 mm*) acoplada a uma câmara *Basler acA2440-75µm* de 5 MPixels com sensor CMOS. As imagens foram registradas durante o teste a uma taxa de 5 Hz. A parte central das amostras foi inicialmente pintada com uma fina camada de tinta branca para uniformizar a refletividade difusa da superfície. Em seguida, foi criado um padrão aleatório de speckle pulverizando tinta preta na superfície do provete com um aerógrafo (*Evolution Silverline Solo*) e um conjunto de bicos de 0.2 mm. O software comercial VIC-2D.v6 foi utilizado para calcular o campo de deformação (deformações logarítmicas de *Hencky*), considerando um *step size* de 7 px e um *subset size* de 25 px para a região de interesse definida [20].

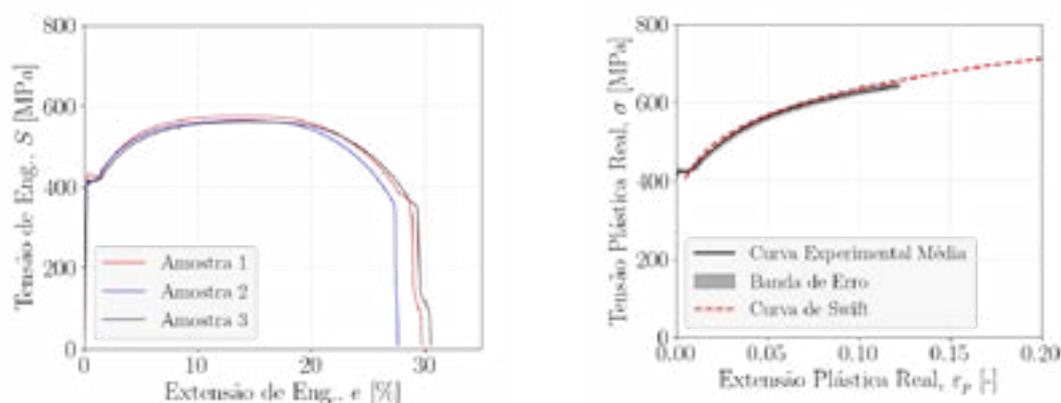


Figura 3 Representação das (a) curvas de tensão-extensão de engenharia e (b) curva de encruamento plástico para o aço S355J2 e respetiva aproximação pela lei de Swift.

As curvas tensão-extensão de engenharia representadas na Figura 3a, evidenciam uma boa repetibilidade dos resultados para os três provetes testados. A partir da análise da Tabela 1, verifica-se que a tensão de cedência do material está em torno de 420 MPa, ligeiramente superior ao valor nominal definido. Contudo, a tensão de rotura está dentro dos valores esperados. A Figura 3b apresenta a curva plástica real obtida após a remoção da componente elástica do ensaio. Nessa figura, é mostrada uma curva média experimental, que considera os três ensaios de tração, assim como os limites máximos e mínimos das curvas experimentais. Também está representada a curva de encruamento analítica aproximada, baseada na curva experimental e ajustada com a equação de Swift [21]:

$$\sigma_p = K(\epsilon_p + \epsilon_0)^n \quad (3)$$

onde σ_p e ϵ_p representam a tensão e a extensão plásticas, respectivamente, e K , ϵ_0 e n são os parâmetros do material. Esses parâmetros foram calibrados usando um algoritmo de pesquisa direta simplex de Nelder-Mead [22]. Os parâmetros otimizados estão listados na Tabela 1.

Tabela 1: Tabela resumo das propriedades do S355J2 obtidas através de ensaios experimentais.

Material	E [GPa]	Rp _{0.2} [MPa]	UTS [MPa]	Parâmetros de Encruamento		
				<i>n</i>	<i>K</i>	ε ₀
S355J2	198	420	567	0.1659	928.7	0.0016

3. Modelo de Elementos Finitos

O modelo de elementos finitos para o processo de encurvamento rotativo por estiramento foi desenvolvido utilizando o software comercial ABAQUS [23] e validado por meio de ensaios experimentais. O modelo numérico está dividido em duas fases distintas. Na primeira fase, é considerada a conformação plástica do tubo durante o processo de dobragem. A segunda fase analisa o retorno elástico do tubo após a remoção das ferramentas de dobragem. Estas duas fases são modeladas separadamente utilizando formulações numéricas distintas: uma abordagem explícita não linear para a conformação e uma abordagem implícita para o retorno elástico. Para otimizar o processo de simulação numérica, foram desenvolvidos *scripts* em linguagem *Python*. Estes *scripts* facilitam a automatização de tarefas repetitivas, como a criação de modelos, a definição de condições de fronteira e a submissão de simulações, reduzindo o tempo e minimizando erros. Adicionalmente, a utilização de *scripts* facilita a parametrização dos modelos, possibilitando a execução eficiente de múltiplas simulações com diferentes parâmetros, assim como a automatização da análise de resultados, processando e organizando dados relevantes, o que acelera e torna o pós-processamento mais eficaz.

3.1 Etapa de Conformação Plástica

Na primeira etapa do modelo numérico, consideraram-se vários elementos: a ferramenta rotativa de dobragem, caracterizada pelo seu raio, CLR_{BD} , a paralela, definida pelo seu comprimento, L , e o tubo, definido pelo respetivo diâmetro, D e espessura, t . Adicionalmente, foi incluída uma extremidade extra no tubo para facilitar sua fixação à ferramenta rotativa e simular o efeito da mordida durante o processo. Como o grau de deformação das ferramentas é inferior ao do tubo, a ferramenta de dobragem e a paralela foram modeladas como superfícies rígidas analíticas. Por outro lado, o tubo foi modelado como uma superfície deformável, utilizando elementos de casca S4R com integração reduzida e cinco pontos de integração. Após um estudo de convergência, foi definida uma malha para o tubo com 50 nós em perímetro e 140 nós ao longo do comprimento, totalizando 7002 elementos.

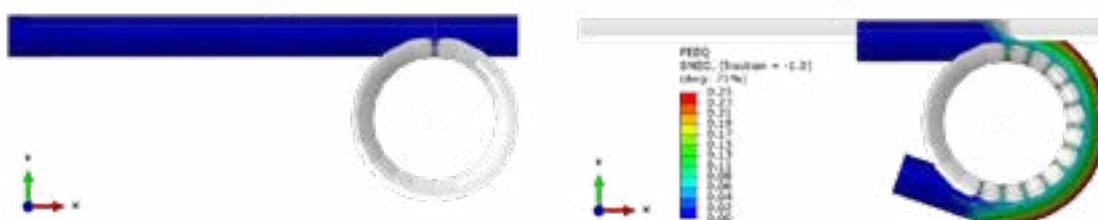


Figura 4: Representação do (a) modelo numérico da etapa de conformação plástica do processo de encurvamento rotativo por estiramento e (b) distribuição da deformação plástica equivalente para um ângulo de rotação de 200° para o aço S355J2 ($D = 60.3$ mm, $t = 5$ mm e $CLR_{BD} = 2D$).

O material do tubo foi caracterizado por um modelo elasto-plástico, com a parte elástica definida pelo módulo de Young (E) e pelo coeficiente de Poisson (ν), e a parte plástica descrita pela relação de Swift, conforme representado na Equação 3. O modelo de conformação plástica foi definido por meio de uma análise não linear explícita. Para minimizar os efeitos dinâmicos e sua influência nos resultados, foi considerada uma velocidade de rotação da ferramenta de dobragem de 10 rad/s, ao longo do eixo Oz, com um ângulo máximo de rotação, β de 200°. O contato entre o tubo e a ferramenta rotativa foi modelado com um coeficiente de atrito de $\mu = 0.1$, enquanto o contato entre o tubo e a paralela foi definido com atrito zero, já que a paralela acompanha o tubo durante o processo de dobragem, não havendo movimento relativo entre as superfícies. A Figura 3 mostra o resultado numérico para um ângulo de dobragem $\beta = 200^\circ$, considerando um tubo de aço S355J2 com diâmetro $D = 60.3$ mm, espessura $t = 5$ mm e um raio da ferramenta de $CLR_{BD} = 2D$. Observa-se que a deformação plástica equivalente máxima imposta ao tubo é de aproximadamente 25%.

3.2 Etapa de Retorno Elástico

Ao contrário da etapa de conformação plástica, na etapa de retorno elástico foi utilizada uma formulação implícita, apropriada para problemas quase-estáticos. Nesta segunda fase, foi considerada apenas a modelação do tubo, tendo como estado inicial as distribuições de tensões e deformações resultantes da etapa anterior (dobragem), sem incluir as ferramentas nem as suas interações. A única condição de fronteira aplicada foi o encastramento de uma das extremidades do tubo conformado. Como mencionado na Secção 1, o retorno elástico pode ser avaliado por meio do ângulo de retorno elástico, $\Delta\alpha$, e do raio de retorno elástico, ΔCLR , determinados pela Equação 1 e Equação 2, respetivamente. Assim, com base nos resultados obtidos na etapa de conformação plástica, o retorno elástico foi avaliado para vinte estágios intermediários entre ângulos de dobragem de 10° e 200°. Na Figura 5, são representados quatro desses estágios, que correspondem a ângulos de rotação de 10°, 90°, 140°, 180°, respetivamente. Para cada estágio, é mostrada a geometria do tubo antes e depois do retorno elástico, sendo a diferença entre as duas geometrias especialmente evidente no último caso. Adicionalmente, é apresentada a distribuição das tensões equivalentes, de acordo com o critério von Mises, na superfície dobrada. Após a conclusão do modelo de retorno elástico, o ângulo e o raio de retorno elástico são calculados para os vinte ângulos de rotação intermediários.

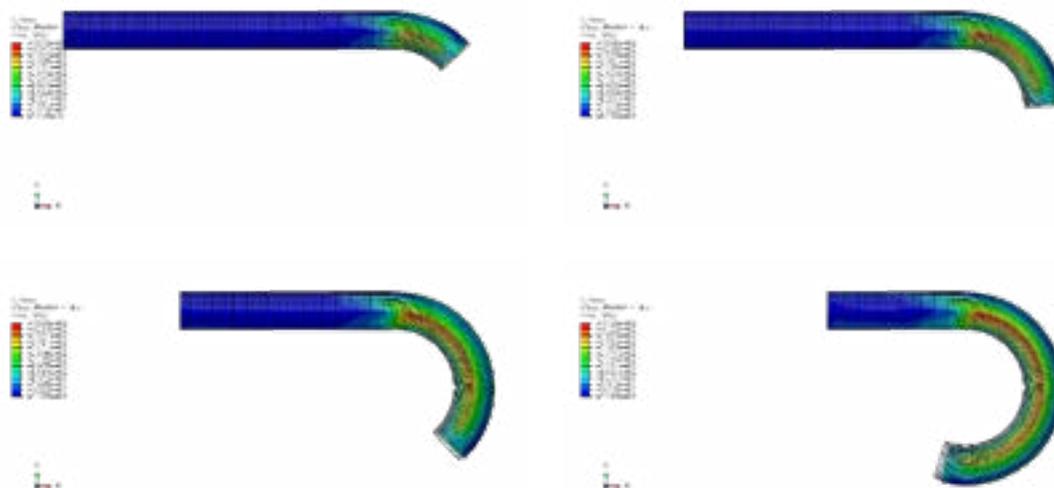


Figura 5 : Representação da geometria do tubo antes e depois do retorno elástico para quatro estágios de dobragem com ângulos de rotação β de (a) 10°, (b) 90°, (c) 140° e (d) 180°.

3.3 Validação Experimental do Modelo Numérico

De forma a validar experimentalmente o modelo de elementos finitos desenvolvido, quatro casos de estudo foram selecionados considerando tubos do material S355J2. As respectivas dimensões dos tubos, Diâmetro, D , e espessura, t , estão apresentadas na Tabela 2. Adicionalmente, está apresentado o raio da ferramenta da ferramenta, CLR_{BD} , para cada caso de estudo. Experimentalmente, após dobragem, os tubos foram medidos utilizando um scanner digital 3D, *Hexagon Absolute Arm 83*, de forma a quantificar o impacto do retorno elástico nas dobragens.

Tabela 2: Descrição dos quatro casos de estudo.

	D [mm]	t [mm]	CLR_{BD} [mm]
Caso 1	114.3	8.0	528.0
Caso 2	70.0	5.6	334.0
Caso 3	82.5	8.5	328.0
Caso 4	89.0	6.5	345.0

Na Tabela 3 encontra-se um resumo dos resultados de todos os estudos de caso. O CLR_{FEA} e o α_{FEA} foram obtidos utilizando o modelo numérico desenvolvido e representam o raio e ângulo de retorno elástico, respetivamente. O erro relativo para o raio foi calculado considerando o CLR_{Exp} medido experimentalmente. Por outro lado, o erro relativo para o ângulo de dobragem de tubo foi calculado assumindo que o tubo, experimentalmente, apresenta um ângulo de $\alpha = 180^\circ$. Os resultados obtidos sugerem que o modelo de elementos finitos criado é capaz de prever com rigor com o CLR do tubo após a etapa de retorno elástico. Em todos os casos de estudo de caso, o erro relativo na previsão do CLR é inferior a 3%. É também importante realçar que em todos os casos de estudo que o CLR experimental após retorno elástico é significativamente diferente do raio da ferramenta o que mostra a importância da metodologia proposta neste trabalho. Por outro lado, a

previsão do ângulo de dobragem do tubo após retorno elástico, α_{FEA} , possui um desempenho ligeiramente melhor, tendo um erro relativo inferior a 2%. Apesar de algumas discrepâncias entre os dados experimentais e as simulações, tendo em conta o supracitado, é possível afirmar que os quatro estudos de caso validam a simulação de elementos finitos desenvolvidas sendo, deste modo, uma ferramenta valiosa para realizar previsões.

Tabela 3: Resumo do comportamento dos casos de estudo quando aplicados no modelo numérico.

	CLR_{Exp} [mm]	CLR_{FEA} [mm]	Erro Relativo (CLR)	α_{FEA} [°]	Erro Relativo (α)
Caso 1	542	540	0.47%	179°	0.62%
Caso 2	349	342	2.19%	178°	1.11%
Caso 3	337	335	0.56%	177°	1.66%
Caso 4	343	339	1.23%	177°	1.61%

4. Modelo preditivo para a geometria das ferramentas de dobragem

Este capítulo apresenta o desenvolvimento de um modelo preditivo para estimar o raio da matriz de dobragem, CLR_{BD} , tendo em consideração o fenómeno de retorno elástico e os principais parâmetros que influenciam o comportamento do tubo. Este modelo permitirá a correta previsão os fenómenos de retorno elástico e contribuirá para acelerar o processo de conceção das ferramentas de dobragem, reduzindo assim o tempo desperdiçado em etapas iterativas sucessivas. Para tal, inicialmente foi realizada uma análise paramétrica, com o objetivo de avaliar a influência de diferentes variáveis no retorno elástico do tubo. Tais variáveis são o diâmetro, D , e a espessura do tubo, t , o raio da matriz de dobragem, CLR_{BD} , e o ângulo de dobragem, β . Para o efeito, foram realizadas diferentes simulações numéricas utilizando a abordagem por *scripts* apresentada na secção anterior. Na Figura 6 estão resumidas todas as combinações consideradas nesta análise de sensibilidades. Como representado, a árvore de ensaio considera quatro diâmetros de tubo distintos: 60.3 mm, 70 mm, 114.3 mm e 139.7 mm. Para cada diâmetro, são consideradas três espessuras: 5 mm, 8 mm e 10 mm. Por fim, para cada combinação de diâmetro e espessura, são analisadas cinco razões entre o raio da matriz de dobragem e o diâmetro do tubo (CLR_{BD}/D): 2, 2,5, 3, 4 e 5. Assim, esta árvore de ensaios contempla um total de 60 combinações diferentes. Além disso, cada simulação analisa uma dobragem total de 200° em incrementos de 10°, resultando em um total de 1260 simulações.

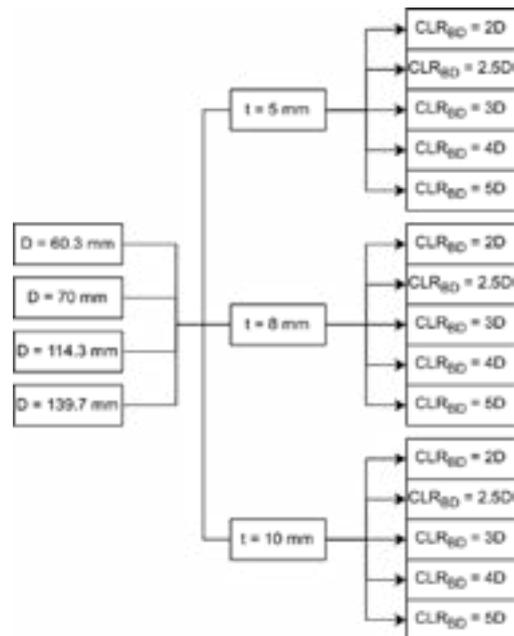


Figura 6 : Árvore de teste contendo as várias combinações de variáveis simuladas.

4.1 Influência do ângulo de dobragem (β) no retorno elástico

Nesta secção será avaliada a influência que o ângulo de dobragem tem no raio de retorno elástico (ΔCLR) e no respetivo ângulo de retorno elástico ($\Delta \alpha$). A Figura 7 ilustra essa influência, utilizando como exemplo um tubo de diâmetro $D=114.3$ mm e espessura $t=8$ mm, considerando diferentes razões entre o raio da matriz de dobragem e o diâmetro do tubo, (CLR_{BD}/D). Observa-se na Figura 7a que o ângulo de dobragem (β) não exerce uma influência significativa sobre o ângulo de retorno elástico, uma vez que, para ângulos de dobragem superiores a 90° , o raio de retorno elástico permanece praticamente constante. Adicionalmente é possível observar que raios de matriz de dobragem superiores resultam em raios de retorno elástico também superiores. Pelo contrário, o ângulo de retorno elástico ($\Delta \alpha$) é fortemente afetado pelo ângulo de dobragem (β), conforme ilustrado na Figura 7b. Observa-se que um aumento no ângulo de dobragem resulta em um aumento do ângulo de retorno ($\Delta \alpha$). Além disso, quanto mais apertada for a dobragem (ou seja, com um menor CLR_{BD}), maior será também o ângulo de retorno elástico.

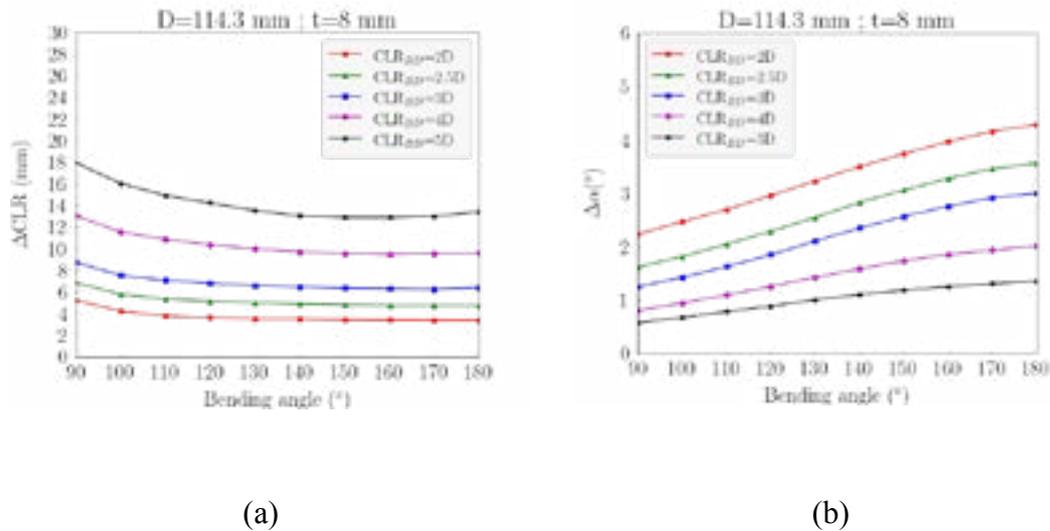


Figura 7: Impacto do ângulo de dobragem (β) e do raio da matriz de dobragem (CLR_{BD}) no (a) raio de retorno elástico, ΔCLR e (b) ângulo de retorno elástico, $\Delta \alpha$.

Para generalizar este estudo paramétrico, é importante compreender o impacto da espessura do tubo no retorno elástico, tanto em termos de raio quanto de ângulo. Para isso, foram testadas três espessuras diferentes para cada combinação de D e CLR_{BD} . As Figura 8a e 8b ilustram a evolução do raio de retorno elástico (ΔCLR) e do ângulo de retorno elástico ($\Delta \alpha$), respectivamente, com o ângulo de dobragem, considerando diferentes espessuras de tubo para um tubo com diâmetro $D = 70$ mm e uma razão $CLR_{BD}/D = 2$. Os resultados indicam que a espessura do tubo não influencia significativamente o raio de retorno elástico, embora tenha uma maior influência sobre o ângulo de retorno elástico. Contudo, uma vez que a espessura do tubo não tem impacto significativo na resposta global, este parâmetro não necessita de ser considerado na formulação do modelo preditivo.

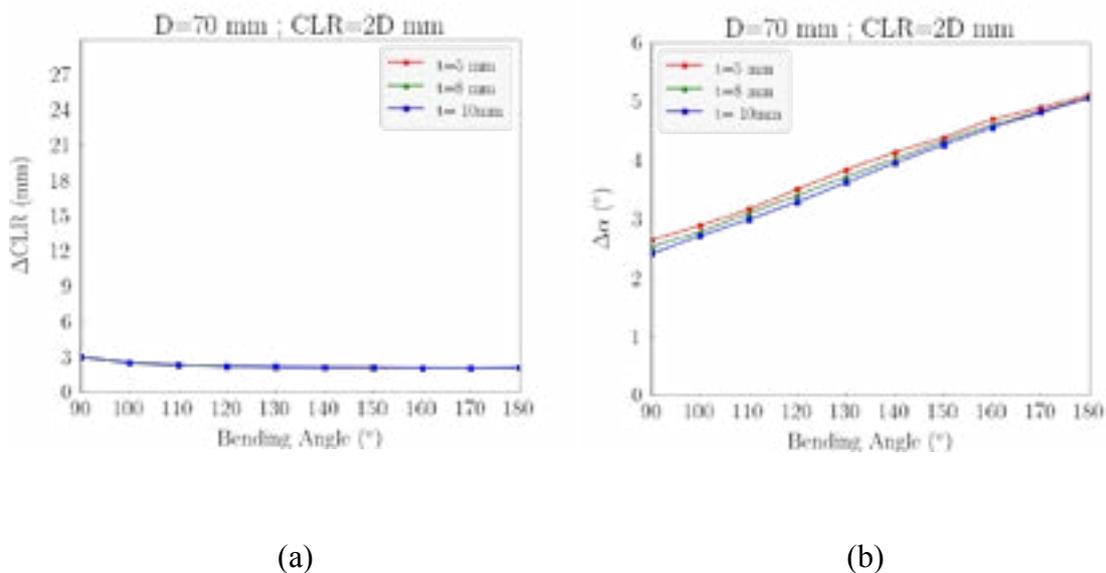


Figura 8: Impacto do ângulo de dobragem (β) e da espessura do tubo (t) no (a) raio de retorno elástico, ΔCLR e (b) ângulo de retorno elástico, $\Delta \alpha$.

4.2 Influência do raio da matriz de dobragem (CLR_{BD}) no retorno elástico

Além da influência do ângulo de dobragem, nesta secção é apresentada a influência que o raio da matriz de dobragem CLR_{BD} exerce no retorno elástico do tubo. Esta análise permitirá prever o raio CLR_{BD} a selecionar ao projetar a matriz de dobragem, de modo que o tubo, após o retorno elástico, apresente o CLR desejado. Para tal, e dado que o ângulo de dobragem (β) não tem uma influência significativa no raio de retorno elástico, a seguinte análise considera um ângulo de dobragem de 180° . A Figura 9 ilustra a evolução do retorno elástico, em termos de raio e ângulo, com o aumento do razão entre o raio da matriz de dobragem e o diâmetro do tubo (CLR_{BD}/D) considerando tubos com diferentes diâmetros (D) mas a mesma espessura ($t = 8$ mm). Relativamente ao raio de retorno elástico (ΔCLR), observa-se que este tende a aumentar com o incremento da razão CLR_{BD}/D , assim como com o aumento do diâmetro do tubo. Assim, para a mesma razão CLR_{BD}/D , diâmetros superiores resultam em raios de retorno elástico mais elevados. Por outro lado, o ângulo de retorno elástico ($\Delta\alpha$) apresenta uma tendência inversa, diminuindo com o aumento tanto do CLR_{BD}/D quanto do diâmetro do tubo.

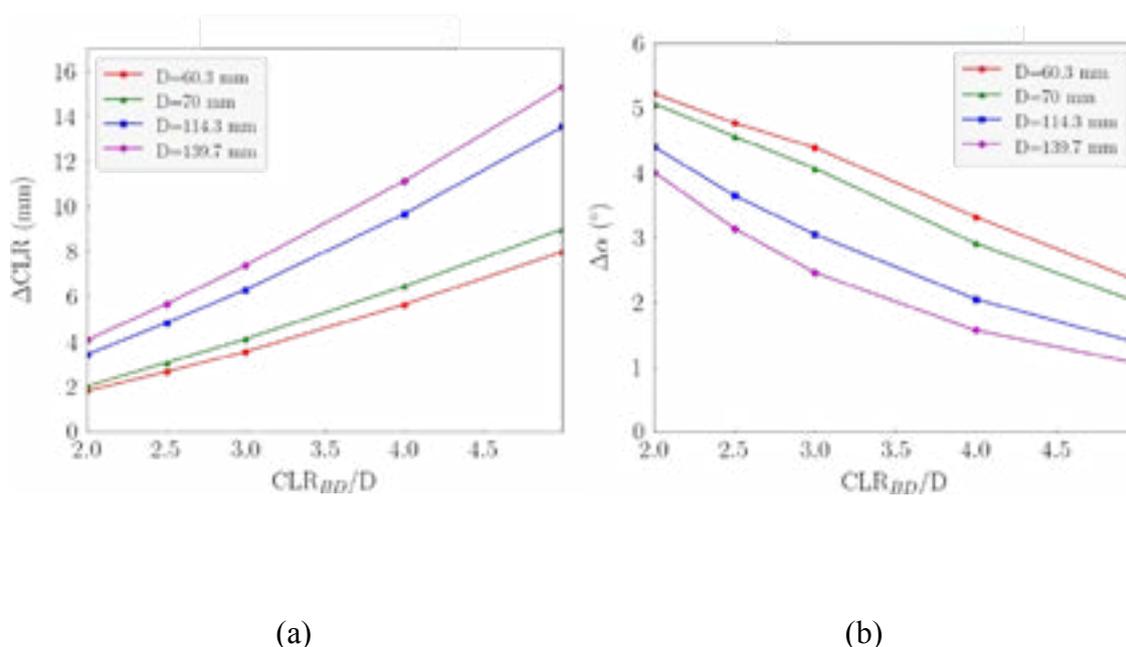


Figura 9: Impacto da razão CLR_{BD}/D e do diâmetro do tubo (D) no (a) raio de retorno elástico, ΔCLR e (b) ângulo de retorno elástico, $\Delta\alpha$.

O modelo preditivo desenvolvido deve ser capaz de estimar o raio com que a matriz de dobragem precisa de ser maquinada (CLR_{BD}) para produzir um tubo com um determinado CLR e considerando uma dobragem de 180° . Para tal, é necessário estabelecer os parâmetros de entrada e saída do modelo preditivo. Uma vez que a espessura do tubo não afeta fortemente o retorno elástico do material, especialmente o raio de retorno elástico o modelo terá como parâmetros de entrada o diâmetro do tubo e o respetivo CLR que se pretende obter e como parâmetro de saída o raio com que a matriz de dobragem precisa de ser maquinada (CLR_{BD}). Diferentes abordagens foram consideradas para codificar os parâmetros de entrada, contudo os resultados mais satisfatórios foram conseguidos

considerando, como variável de entrada a relação CLR/D e o diâmetro do tubo, D , tal como está representado na Equação 4:

$$CLR_{BD} = f\left(\frac{CLR}{D}, D\right) \quad (4)$$

Para o desenvolvimento do modelo preditivo, foram considerados os dados resultantes das combinações apresentadas na Figura 6, excluindo as espessuras diferentes de $t = 5$ mm, o que totalizou vinte combinações distintas. Para entender se as variáveis de saída apresentam alguma tendência ou seguem uma relação, foi criada uma representação tridimensional, representada na Figura 10, que relaciona os dois parâmetros de entrada (D e CLR/D) com o diâmetro da ferramenta de dobragem (CLR_{BD}) para as combinações consideradas. Adicionalmente, estão representados pontos discretos relativos aos casos de estudo apresentados anteriormente para validação do modelo numérico. Esta superfície pode ser ajustada usando uma expansão binomial utilizando o triângulo de Pascal.

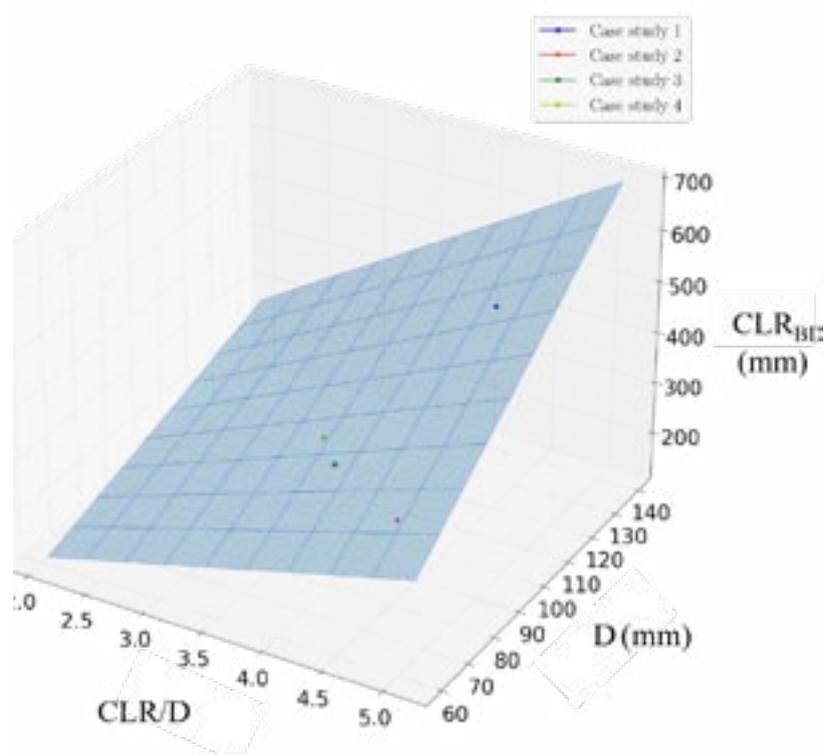


Figura 10: Representação gráfica 3D, da superfície que relaciona os dois parâmetros de entrada (D e CLR/D) com o diâmetro da ferramenta de dobragem (CLR_{BD}).

A Tabela 4 apresenta a comparação entre o CLR_{BD} previsto pelo modelo desenvolvido e o CLR_{BD} utilizado experimentalmente para os quatro casos de estudo. É possível observar que o modelo preditivo consegue prever com precisão o raio da matriz, apresentando erros relativos bastante reduzidos, abaixo de 3%. De referir ainda que o modelo sobrestimou o raio da matriz de dobragem para todos os casos de estudo, o que, apesar do erro associado, permite reduzir o número de iterações necessárias para a produção das matrizes de dobragem, minimizando o risco de maquinagem excessiva.

Tabela 4 : Resumo do comportamento dos casos de estudo quando aplicados na equação.

		Caso 1	Caso 2	Caso 3	Caso 4
Parâmetros de entrada	CLR/D	4.74	4.99	4.09	3.86
	D [mm]	114.3	70	82.5	89
CLR _{BD} experimental		528	334	328	333
CLR _{BD} previsto		531	341	330	337
Erro relativo		0.5%	2.1%	0.6%	1.1%

5. Conclusões

Este artigo tem como principal objetivo estudar o processo de dobragem de tubos de parede espessa por encurvamento rotativo com estiramento (*Rotary Draw Bending*) através de uma abordagem numérica, considerando o fenômeno de retorno elástico. Para tal, foi desenvolvido e validado experimentalmente um modelo simplificado de elementos finitos para tubos de aço S355J2, que apresentou erros relativos inferiores a 2% tanto na previsão do raio de retorno elástico (ΔCLR) como do ângulo de retorno elástico ($\Delta \alpha$).

Para identificar as variáveis mais influentes no retorno elástico, foi realizada uma análise de sensibilidade considerando diferentes diâmetros de tubo (D), espessuras (t) e raios da matriz de dobragem (CLR_{BD}). Este estudo paramétrico permitiu chegar às seguintes conclusões:

- O aumento do ângulo de dobragem não afeta significativamente o ΔCLR , mas provoca um aumento no $\Delta \alpha$;
- O aumento do raio da matriz de dobragem CLR_{BD} resulta num aumento do ΔCLR e numa diminuição do $\Delta \alpha$, comportamento semelhante ao observado para o rácio CLR_{BD} /D;
- A espessura do tubo não exerce uma influência significativa no ΔCLR ou no $\Delta \alpha$.

Os dados numéricos obtidos permitiram o desenvolvimento de um modelo preditivo capaz de estimar o raio da matriz de dobragem (CLR_{BD}) necessário para obter determinada razão de dobragem (CLR/D). O modelo demonstrou elevada precisão, com um erro relativo inferior a 3%, o que confirma a sua fiabilidade na descrição do processo.

Para trabalhos futuros, sugere-se a extensão deste estudo a outros materiais além do aço S355J2, de forma a avaliar a robustez do modelo preditivo para outros materiais de interesse. Outra linha de investigação promissora envolve a integração de uma versão simplificada de outras ferramentas, como o mandril e do bico de pato no modelo, de forma a analisar a formação de rugas e ovalização em tubos de paredes finas. Além disso, a aplicação de técnicas de inteligência artificial e aprendizagem automática para desenvolver novos modelos preditivos, baseadas em dados de simulação numérica, poderá expandir ainda mais a aplicabilidade do modelo, permitindo prever o comportamento de tubos em condições não abordadas neste estudo.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Fundação para a Ciência e a Tecnologia (FCT) pelo apoio financeiro concedido pelo LAETA através dos projetos UIDB/50022/2020 e UIDP/50022/2020, bem como ao projeto COMPETE2030-FEDER-01480000: “Smartubending - Curvadoras Inteligentes Eficientes e Conectadas”. O segundo autor agradece o apoio financeiro da Fundação Portuguesa para a Ciência e a Tecnologia (FCT) pela bolsa de doutoramento 2022.12657.BD, concedida no âmbito do programa POCH, cofinanciado pelo Fundo Social Europeu (FSE) e fundos nacionais portugueses do MCTES.

Referências

1. Tronvoll, S.A., J. Ma, and T. Welo, *Deformation behavior in tube bending: a comparative study of compression bending and rotary draw bending*. Int. J. Adv. Manuf. Technol., 2023. **124**(3-4): p. 801-816.
2. Martins, P. and J. Rodrigues, *Tecnologia Mecânica - volume II - Tecnologia da Deformação Plástica*. Aplicações Industriais (2ª Edição), ed. E. Editora. Vol. II. 2010.
3. Strano, M., *Automatic tooling design for rotary draw bending of tubes*. Int. J. Adv. Manuf. Technol., 2005. **26**(7-8): p. 733-740.
4. Gillanders, J., *Pipe & Tube Bending Manual*. 1984: Gulf Publishing Company.
5. Pacheco, J.B., et al., *Conceção Ecológica de Máquinas de Curvar Tubo*, in *Tecnometal - Informação Técnico-Científica de Metalurgia e Metalomecânica*. AIMMAP: Porto.
6. Heng, L., et al., *Role of mandrel in NC precision bending process of thin-walled tube*. Int. J. Mach. Tools Manuf., 2007. **47**(7-8): p. 1164-1175.
7. *Precision Steel Tube Handbook*. Second Edition ed.: SSAB.
8. Al-Qureshi, H.A., *Elastic-plastic analysis of tube bending*. Int. J. Mach. Tools Manuf., 1999. **39**(1): p. 87-104.
9. Al-Qureshi, H.A. and A. Russo, *Spring-back and residual stresses in bending of thin-walled aluminium tubes*. Mater. Eng., 2002. **23**(2): p. 217-222.
10. Tang, N.C., *Plastic-deformation analysis in tube bending*. Int. J. Pressure Vessels Piping, 2000. **77**(12): p. 751-759.
11. Engel, B. and H.R. Hassan, *Investigation of neutral axis shifting in rotary draw bending processes for tubes*. Steel Res. Int., 2014. **85**(7): p. 1209-1214.
12. Daxin, Z. Guan, and J. Chen, *Influence of additional tensile force on springback of tube under rotary draw bending*. J. Mater. Eng. Perform., 2012. **21**(11): p. 2316-2322.
13. El Megharbel, A., G.A. El Nasser, and A. El Domiaty, *Bending of tube and section made of strain-hardening materials*. J. Mater. Process. Technol., 2008. **203**(1-3): p. 372-380.

14. Gu, R.-J., et al., *Springback of thin-walled tube NC precision bending and its numerical simulation*. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2006. **16**: p. s631-s638.
15. Fang, J., et al., *Springback behaviors of tube numerical control bending under different geometrical parameters*. J. Phys. Conf. Ser., 2021. **1965**(1): p. 012107.
16. E, D.-x., et al., *Spring-back deformation in tube bending*. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2009. **16**(2): p. 177-183.
17. Li, H., et al., *Springback characterization and behaviors of high-strength Ti-3Al-2.5V tube in cold rotary draw bending*. Journal of Materials Processing Technology, 2012. **212**(9): p. 1973-1987.
18. *Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature*. 2019, International Organization for Standardization: Geneva, CH.
19. Sutton, M.A., J.-J. Orteu, and H.W. Schreier, *Image correlation for shape, motion and deformation measurements*. 2009, New York, NY: Springer. 322.
20. Jones, E.M.C. and M.A. Iadicola, *A Good Practices Guide for Digital Image Correlation*. International Digital Image Correlation Society, 2018.
21. Swift, H.W., *Plastic instability under plane stress*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1952. **1**(1): p. 1-18.
22. Lagarias, J.C., et al., *Convergence Properties of the Nelder--Mead Simplex Method in Low Dimensions*. SIAM Journal on Optimization, 1998. **9**(1): p. 112-147.
23. Systèmes, D., *ABAQUS Documentation*. 2023.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

Comparative analysis by simulation of straight and conformal cooling channels in hot stamping tools

Bruno Caetano dos Santos Silva ^(1,2)
Cássio Murilo de Oliveira Sobrinho ⁽¹⁾
Matheus Passos Sarmiento Santos ⁽¹⁾
Renato Batista da Cruz ⁽¹⁾
Tiago Nunes Lima ⁽¹⁾
Gilmar Ferreira Batalha ⁽²⁾
Luís Fernando Folle ⁽³⁾

ABSTRACT

The hot stamping process has been widely used in the automotive industry to produce parts with high mechanical strength in a relatively short manufacturing cycle. In Brazil, there is a limited knowledge about how to design this type of tooling, leading to the importation of dies or the design itself. Additionally, additive manufacturing technology is being considered to assist in the production of these dies, as it offers the possibility of creating cooling channels that may follow the geometry of the part, enabling greater efficiency in heat extraction from the dies. Therefore, this work carried out a finite element simulation study of a demonstrative hot stamping tooling using AutoForm® software to generate thermal profiles. The results were compared with analyses performed using the Simufact Forming and SolidWorks Flow (CFD - Computational Fluid Dynamics) softwares for two configurations of dies: one with straight cooling channels and another with conformal cooling channels (considering future fabrication using metal additive manufacturing). The preliminary results demonstrated that conformal channels provide better temperature distribution and a reduction in the average temperature of the tools when compared to the straight channel layout. The computational fluid dynamics (CFD) simulations showed that the use of conformal channels results in variations in the cooling fluid flow rate; however, this variation appears to have an insignificant influence on the tool's heat extraction capacity.

(1) SENAI CIMATEC – Instituto SENAI de Inovação (ISI) em Conformação e União de Materiais, Salvador, BA, Brasil.

(2) Universidade de São Paulo – Escola Politécnica, São Paulo, SP, Brasil.

(3) Universidade Federal de Santa Maria - CTISM, Santa Maria, RS, Brasil.

Key words — Hot Stamping, Conformal Cooling Channels, Finite Element Method, Thermal Analysis.

I. INTRODUÇÃO

Um ponto chave na estampagem a quente é a extração de calor pelo sistema de resfriamento da ferramenta, o qual afeta as propriedades finais do material e o tempo do processo [1], [2]. Os canais de resfriamento são responsáveis pela passagem do fluido refrigerante e subsequente remoção de calor da peça [3]. Existem alguns modelos de canais de resfriamento e dentre eles dois que serão avaliados nesse trabalho: retos e conformais. Os canais retos (CR) são comumente fabricados por manufatura subtrativa e possuem limitações geométricas que podem impactar na eficiência do resfriamento de peças com geometrias complexas. Os canais conformais (CC) acompanham o formato da peça e buscam manter uma distância constante entre os canais e a peça a ser resfriada [4]. O objetivo dos canais de resfriamento é garantir um gradiente térmico entre a matriz e a chapa, de modo a manter uma taxa de resfriamento requerida (geralmente, superior a 27 °C/s) para viabilizar a transformação martensítica e, assim, atingir as propriedades mecânicas necessárias [3].

Estudos indicam que em torno de 30% do tempo de processo de estampagem a quente é referente ao resfriamento com a matriz fechada [5]. Reduzir o tempo de processo é uma meta frequentemente perseguida pela indústria. A transferência de calor na estampagem a quente depende do gradiente térmico entre a matriz e a chapa, da temperatura do fluido de refrigeração, da força de prensagem, das características dos canais de resfriamento e da geometria da peça [6]. Xu et al [7] e Munvunzi [8] estudaram os parâmetros da estrutura dos canais de resfriamento, como o tamanho dos canais, a distância entre os canais e a profundidade do canal de resfriamento até a superfície da matriz, usando a teoria da transferência de calor, e forneceram uma referência teórica para o projeto de matrizes de estampagem a quente com canais de resfriamento.

A estampagem a quente é um processo de conformação termomecânica com transformação de fase, no qual, dependendo da temperatura e da deformação mecânica, várias fases podem ser geradas. Para investigar o desempenho do processo em função dos parâmetros, bem como, a evolução microestrutural, o Método de Elementos Finitos (MEF) pode ser utilizado. Um modelo de MEF realista deve considerar as iterações entre os campos de análise mecânicos, térmicos e metalúrgicos [1]. Para uma simulação com nível representativo de confiabilidade, alguns dados de entrada são necessários como: dados da peça e da matriz, parâmetros térmicos do processo, dados de atrito, velocidade da prensa, dentre outros [2].

Silva *et al* [9] avaliou o perfil de temperatura de matrizes de canais conformais e retos calculados em dois *softwares* de elementos finitos. Nesse contexto, o presente estudo visa dar continuidade a estudos anteriores e aprofundar ainda mais a avaliação do perfil de temperatura dessas duas matrizes de estampagem a quente, ao longo de um eixo, gerado pelo método de elementos finitos em três *softwares* diferentes e comparar os seus resultados.

1. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Simulação numérica

Três *softwares* foram usados para realizar as simulações numéricas do processo de estampagem a quente usando o MEF. O Autoform Forming R11 e o Simufact Forming são *softwares* voltados para a simulação numérica de processos de conformação. O SolidWorks - módulo Flow simulation foi utilizado para simular a troca térmica entre as matrizes e o fluido de refrigeração. As simulações são configuradas com transferência térmica para a matriz e os estágios de conformação e resfriamento foram considerados com a temperatura ambiente de 25 °C e temperatura inicial da peça de 870 °C. O modelo

de atrito usado foi o de Coulomb com o valor de 0,45 para o aço PHS 1500 [8] e a prensa foi configurada para estampar a uma velocidade de 25 mm/s e com uma força de 200 kN. O coeficiente de transferência de calor entre a ferramenta e a peça foi definido como variável de acordo com a pressão de contato, variando conforme dados da Tabela 1 [9]. Foi considerada uma chapa de aço ao boro (22MnB5) com 1,5 mm de espessura. Os canais de resfriamento agem como extratores de calor com um coeficiente de transferência de calor de 5000 W/m²K.

Tabela 1: Coeficiente de transferência variável de acordo com a pressão de contato. Adaptado de [9].

	Inicial	Final
Coeficiente de transferência de calor (W/m ² K)	500	3200
Pressão de contato (MPa)	1	40

O *software* Simufact Forming foi configurado para realizar uma simulação 3D com elementos de casca sólida no módulo “sheet metal forming”. A malha na peça foi configurada como “Sheetmesh”, com um elemento de malha de 1,0 mm, com cinco pontos de integração na espessura (“shell layers”). Para as ferramentas, uma malha “Hexmesh” foi considerada com elementos hexaédricos com tamanho de 3,0 mm. Foi considerado um refinamento de malha para 2,0 mm em regiões com geometrias menores em ambos os lados das matrizes. Para modelar canais de resfriamento nesse *software* é necessário que todos os canais sejam modelados como um elemento sólido e considerado como um duto preenchendo a cavidade do canal na matriz. Nessa simulação, para reduzir o tempo de processamento, é aplicada uma análise simétrica em metade da peça, sem que os resultados sejam comprometidos.

O *software* Autoform foi configurado para realizar uma simulação 3D com controle de parâmetros FV (“final validation”) e com elementos do tipo casca elastoplásticas (EPS-11) no módulo de conformação a quente. A malha foi configurada com um tamanho de elemento inicial máximo de 3 mm. O tempo de transferência da chapa para a matriz foi de 8 s, o tempo da chapa na matriz antes do início do movimento do martelo. A condução de calor foi configurada como uma transferência tridimensional com ciclos reais de aquecimento contínuo. Os canais de resfriamento foram configurados com malha padrão, com temperatura inicial da ferramenta a 25 °C. A temperatura de início da conformação, nesse caso, é de 750°C, devido ao fato de o *software* considerar a troca térmica por convecção com o ambiente durante a etapa de transferência do forno para a prensa. Não se fez necessário uma análise de simetria devido às configurações do *software*.

O *software* SolidWorks foi utilizado no módulo flow simulation. As opções escolhidas para a simulação foram: interna, em regime transiente e com transferência térmica em sólidos. Uma malha de volume finito quadrática com dimensão de 2 mm foi utilizada, sendo refinada 3 vezes na região do canal. A simulação transitória durou 6,7 segundos, a velocidade de entrada da água, usada como fluido de refrigeração, foi de 1 m/s com uma temperatura de 25 °C. Para a troca térmica foi considerado um coeficiente de transferência de calor de 3000 W/m²K para a região plana e de 200 W/m²K para as regiões curvas. Nas laterais da ferramenta foi considerado um coeficiente de 50 W/m²K considerando a perda para o ambiente. Esses coeficientes foram ajustados para que a temperatura da chapa e da matriz estivessem o mais próximo das obtidas na simulação do simufact. As informações referentes aos principais parâmetros de todas as simulações realizadas foram sintetizadas na Tabela 2.

Tabela 2: Parâmetros de configuração das simulações por software.

Parâmetros	Simufact	Autoform	SolidWorks
Tamanho de elemento de malha	3 mm	3 mm	2 mm
Refinamento de malha	2 mm	Automático	Automático
IHTC	Dependente da pressão	Dependente da pressão	Constante
Retirada de calor	Tubo rígido	Extrator tridimensional	Fluido a velocidade constante
Tempo de transferência da chapa para a matriz	-	8 s	-

2.2. Matrizes e configuração dos canais

Silva *et al* [9] em seu estudo de simulação numérica de matrizes fabricadas por manufatura aditiva em aço *maraging* 300 desenvolveu dois conceitos de geometria de sistemas de resfriamento para matrizes de estampagem a quente. Os conceitos (I e II), cuja diferença está no formato dos canais (CR - canais retos longitudinais e CC – canais conformais transversais).

As duas configurações de matrizes demonstrativas apresentaram a geometria e dimensional externo idêntico. No entanto, foram utilizadas diferentes configurações de leiaute dos canais de resfriamento. Os parâmetros de projeto para cada matriz estão apresentados na Tabela 3. A Figura 1 apresenta a geometria desejada na estampagem a quente e as configurações das ferramentas de acordo com os parâmetros selecionados. A geometria a ser estampada é de caráter simples, porém pode ser escalonada para uma peça automotiva como o *B-pillar*, por isso é representativa para desenvolvimento de investigações iniciais. As matrizes foram projetadas para manter o valor de área efetiva de contato para a troca térmica dos canais de resfriamento similar. Este projeto manteve constante o diâmetro dos canais, distância entre o centro dos canais e da superfície e a distância entre os centros dos canais.

Tabela 3: Parâmetros de projeto para as configurações estudadas. Adaptado de [9].

Parâmetro	I (5 CR)	II (7 CC)
Diâmetro do canal (d) [mm]	8	8
Distância do centro do canal para a superfície (Z) [mm]	11	11
Distância entre os centros dos canais (Y) [mm]	25	25
Número de canais (n)	5	7
Comprimento do canal (l) [mm]	200	144,36
Área efetiva de contato [mm ²]	25132,74	25397,14

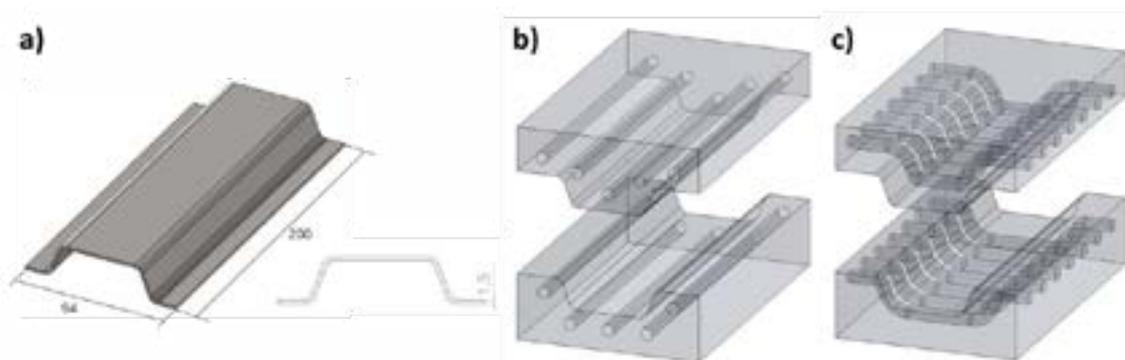


Figura 1. Geometria desejada da peça após a conformação a quente (a); matriz com 5 canais retos (configuração I) (b); matriz com 7 canais conformais (configuração II) (c) [9].

2. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 2 e a Figura 3 mostram o perfil de temperatura extraído das ferramentas de simulação na superfície da parte superior da ferramenta ao longo do eixo fictício A-B de 90mm partindo do centro da peça para uma das extremidades. Em todos os *softwares* foi possível perceber uma redução da temperatura na superfície da ferramenta na configuração CC em comparação com a configuração CR. A configuração com CR apresentou um perfil de temperatura semelhante *nas três situações*, sendo a temperatura da matriz mais elevada no Simufact Forming, seguida pelo Autoform e pelo SolidWorks. Essa diferença pode ser explicada pelos métodos numéricos dos *softwares*. A configuração com CC apresentou uma temperatura inferior em todos os *softwares*. No entanto, no SolidWorks e no Simufact Forming ocorreram variações de temperatura mais expressivas do que ocorre no perfil apresentado pelo Autoform. A simulação no Autoform apresentou a maior redução de temperatura do que as outras.

Essa diferença entre os resultados de temperatura reportados pelas ferramentas computacionais pode ser explicada pela combinação do IHTC (coeficiente interfacial de transferência de calor) e pela modelagem da extração de calor. Tanto no Simufact Forming, quanto no Autoform, o IHTC é configurado como dependente da pressão, enquanto no SolidWorks este parâmetro configurado como constante, variando apenas de acordo com a região da ferramenta. A modelagem de extração de calor no Simufact Forming é configurada como um “tubo de refrigeração”, no SolidWorks é configurada como um fluido refrigerado removendo calor e no Autoform é configurada como um extrator de calor tridimensional.

Outro fator que influencia a amplitude do perfil de temperatura nos canais conformais vista na Figura 3, é que tanto no Simufact e no SolidWorks a matriz é modelada com elementos finitos de volume entre a chapa e os canais. Isso faz com que o calor transferido tenha um caminho a percorrer. No Autoform isso não ocorre, pois não há elementos entre a chapa e os canais de resfriamento apenas o coeficiente, o que torna tudo uma média da extração de calor. Com isso, é perceptível que as três simulações convergem para demonstrar que, para configurações geométricas simples de matrizes/peças, os canais conformais não demonstram melhoria significativa no tempo do processo.

Cortina M. et al [10] mostrou, de forma semelhante a esse trabalho, que os canais conformais auxiliam a redução da temperatura na superfície da matriz por meio da simulação do processo de estampagem a quente, quando comparado com canais retos para as mesmas condições de conformação. Ying et al. [11] listou vários fatores que influenciam o IHTC, sendo o aumento na vazão da água de resfriamento um desses fatores.

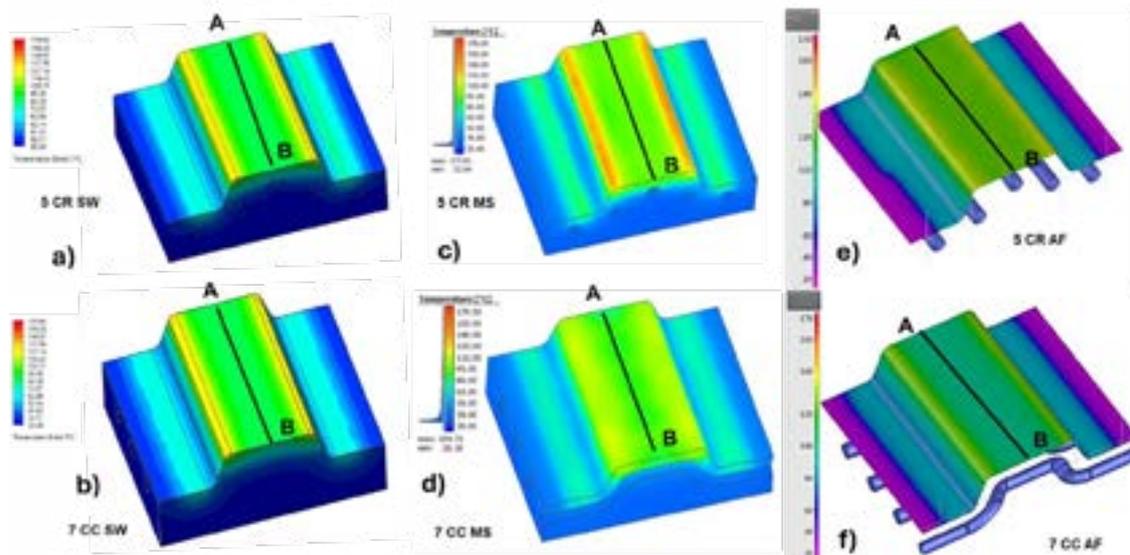


Figura 2: Distribuição de calor na matriz superior no SolidWorks para a configuração I (a); para a configuração II (b); no Simufact Forming para configuração I (c); para configuração II (d); no Autoform para configuração I (e) e para a configuração II (f).

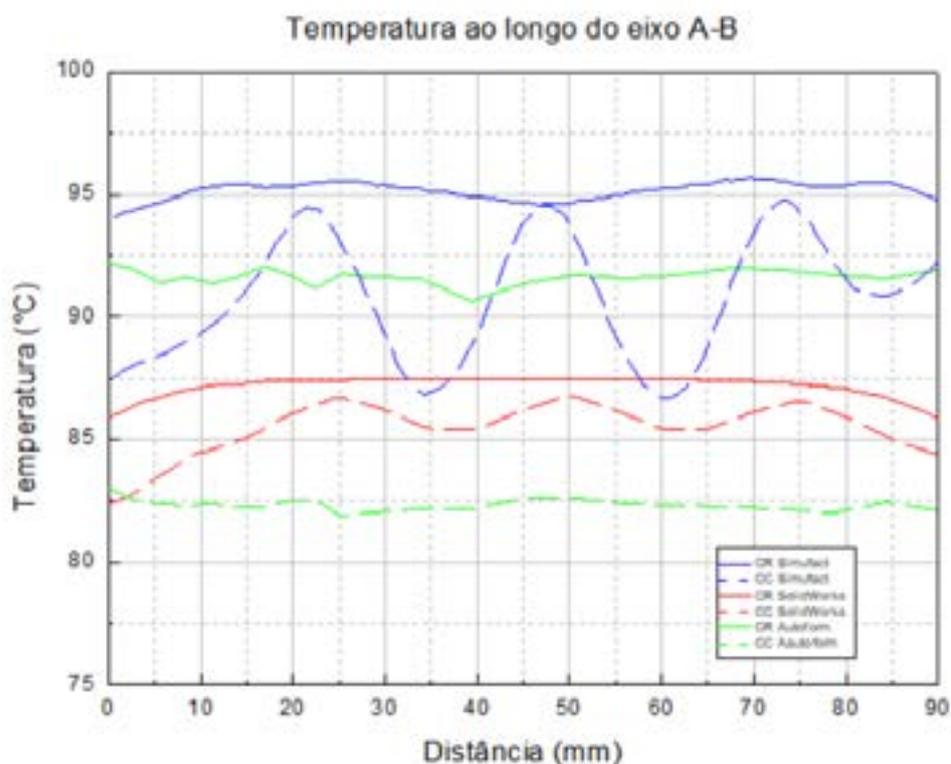


Figura 3: Gráfico de temperatura ao longo do eixo fictício A-B.

3. CONCLUSÃO

Com base no resultado das simulações considerando as diferentes ferramentas computacionais pode-se concluir que os canais conformais proporcionam, em geral, uma redução da temperatura média na superfície das matrizes. A diferença entre a maior temperatura da matriz (simulação de CR no Simufact) e a menor (simulação CC no Autoform) é aproximadamente 12,5 °C que não é tão expressiva e isso pode não influenciar no resultado do tempo de processo devido as condições geométricas simples

da peça. Apesar dos CCs contribuírem para a redução da temperatura total das ferramentas de estampagem a quente, é necessário levar em consideração os fatores que influenciam o IHTC. Para melhor investigar como os canais conformais podem auxiliar na redução de tempo para o processo de estampagem, sugere-se estudos futuros visando entender como o perfil de temperatura se comporta ao longo do tempo, em várias estampagens sequenciais, variando-se a temperatura do fluido de refrigeração.

Referências

- [1] KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A.; Erman. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210 (2010), No. 15, pp. 2103-2118.
- [2] BILLUR, E.; *Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels: From a Technological and Business Perspective*. Springer, 2019.
- [3] GHARBI, M. M.; PALM, C. Trends and challenges in hot stamping technology. *AIP Conference Proceedings*. Anais...American Institute of Physics Inc., 16 out. 2017b.
- [4] FENG, S.; KAMAT, A.M.; PEI, Y.; Design and fabrication of conformal cooling channels in molds Review and progress updates. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 171 (2021).
- [5] MUELLER B, Hund R and Malek R, Added Value in Tooling for Sheet Metal Forming through Additive Manufacturing, In *Proceedings of the International Conference on Competitive Manufacturing (COMA'13)*, Stellenbosch, South Africa, 2013, 51-58.
- [6] KOLLECK R, Veit R, Merklein M, Lechler J and Geiger M. Investigation on Induction Heating for Hot Stamping of Boron Alloyed Steels, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2009, 58(1), 275-278.
- [7] Y. Xu and Z. D. Shan: *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 70 (2014), 257.
- [8] MUNVUNZI, R. Application of Additive Manufacturing for Improved Thermal Management of Hot Sheet Metal Forming Tools. Dissertation presented for the degree of Doctor of Philosophy in Industrial Engineering in the Faculty of Engineering at Stellenbosch University. Stellenbosch University. 2020.
- [9] DOS SANTOS SILVA, Bruno Caetano et al. Comparative Numerical Analysis of Straight and Conformal Cooling Channels in Hot Stamping Tools.
- [10] CORTINA, M.; Arrizubieta, J.I.; Calleja, A.; Ukar, E.; Alberdi, A. Case Study to Illustrate the Potential of Conformal Cooling Channels for Hot Stamping Dies Manufactured Using Hybrid Process of Laser Metal Deposition (LMD) and Milling. *Metals* 2018, 8, 102.
- [11] YING, L., Gao, T., Dai, M., Hu, P., & Shen, L. (2018). Investigation of convection heat transfer coefficient of circular cross-section short pipes in hot stamping dies. *Applied Thermal Engineering*, 138, 133–153. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.04.047>



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDR

26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDR Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

2nd International Conference on Materials and Manufacturing Innovations

Hotel Plaza São Rafael

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

ANÁLISE DA EFICIÊNCIA DO LUBRIFICANTE VASCOFORM FB 125 EM OPERAÇÕES DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA

Marques, Claudinei ⁽¹⁾
 Gelbcke, Henrique Arthur Buba ⁽²⁾
 Oliveira, Alex Raimundo de ⁽²⁾
 Bendlin, Vitor Yamashita ⁽²⁾
 Marcondes, Paulo Victor Prestes ⁽³⁾
 Chemin Filho, Ravilson Antonio ⁽⁴⁾

RESUMO

Atualmente as indústrias, buscam cada vez mais obter melhores resultados em seus processos de fabricação, com intuito de otimizar e melhorar a performance de produtividade e qualidade. Neste cenário, o processo de conformação mecânica é visto como um meio de produção com características que se adequam a isto, pois são processos que geram produtos com grande precisão e qualidade, além de prover índices de produtividade muito altos. Um importante meio de melhorar a qualidade dos processos de conformação está ligado a lubrificação, que permite elevar o limite de conformabilidade de diversos componentes conformados. A dificuldade, porém, se encontra na obtenção de lubrificantes líquidos de melhor eficiência, que realmente melhore o desempenho de produtos conformados. Com base nisso, o objetivo do presente trabalho foi avaliar a eficiência do óleo lubrificante Vascoform FB 125 em duas operações específicas: na conformação de tubos utilizados no sistema de direção veicular e na estampagem de chapas de aço AHSS, através da curva limite de conformação obtida pelo ensaio de estampagem Nakazima. Desta forma, neste trabalho foi realizado o processo de conformação axial a frio do tubo utilizado em colunas de direção, onde foram verificadas as variações nos resultados dimensionais do eixo conformado final, em testes realizados com e sem a lubrificação. Já em escala laboratorial, foram realizados os ensaios de estampagem nakazima com chapas de aço DP600, com e sem lubrificação para verificação do desempenho do lubrificante neste processo também. Através dos resultados dos experimentos, pode-se avaliar a influência destas variáveis e de suas interações ao resultado final do produto. Após realização dos experimentos com o tubo da coluna de direção, observou-se que o lubrificante fez que com o tubo atingisse um maior estiramento durante a conformação, uma vez que a sua dimensão nominal avançou para dimensões mais próximas do limite superior de tolerância. Nos ensaios de estampagem, o lubrificante também apresentou resultados positivos, elevando significativamente o nível de deformação da chapa

⁽¹⁾ Engenharia de Manufatura; Universidade Federal do Paraná, Brasil, claudinei.marques@ufpr.br

⁽²⁾ Engenharia Mecânica; Universidade Federal do Paraná, Brasil

⁽³⁾ Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Paraná, Brasil

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Eng.; Universidade Federal do Paraná, Brasil, ravilson@ufpr.br

no modo de deformação por estiramento. Desta forma, conclui-se que o lubrificante Vascoform FB 125 apresentou resultados satisfatórios, tanto da conformação do eixo da coluna de direção quanto na estampagem da chapa de aço DP600, sendo fortemente indicado a ser utilizado como lubrificante em operações industriais.

Palavras-chave: Lubrificação, Conformação de Tubos, Ensaio Nakazima, Curva CLC.

1. INTRODUÇÃO

É evidente nas indústrias o interesse na redução de custos de fabricação através da melhor escolha da forma de fabricação dos componentes. Neste sentido, o processo de conformação mecânica é ótima alternativa para obtenção de componentes com características dimensionais precisas e perfis complexos. Porém, como em todo processo de fabricação, algumas variáveis podem gerar desafios na obtenção dos melhores resultados, e desta forma estudos e avaliações podem ajudar a minimizar os problemas relacionados a estas possíveis variáveis, por isso a relevância do presente estudo está ligada a algo que afeta diretamente as indústrias de modo geral, que é a busca por otimização da produtividade, seja ela reduzindo as perdas por materiais reprovados, reduzindo a dependência humana nos processos e ainda a perdas por eficiência dos equipamentos.

A tecnologia do processo é que define qual será a forma de manufatura do produto fabricado pela empresa, isto depende se há necessidade de um processo complexo ou simples, individual ou integrado, capaz de produzir vários produtos ou um único modelo [1]. Para [2], a conformação de metais é frequentemente aplicada na indústria, e é parte importante na produção de componentes automotivos, de máquinas e outros produtos na sua forma final, isto principalmente devido a vantagens como a produção de grandes lotes, economia de material e mão de obra, repetibilidade de dimensões, possibilidade de produzir as tensões internas desejadas e fornecer peças com propriedades de uso muitas vezes inacessíveis por meio de outros métodos de fabricação.

[3], mostram em seu estudo uma avaliação da influência dos processos de conformação de metais existentes, fornecendo dados para seleção apropriada do tipo de conformação para cada situação e demonstrando oportunidades e as limitações neste modelo de fabricação. De acordo com [4], pode-se classificar os processos de conformação mecânica em duas categorias principais, que são o processo de conformação de chapas; e os processos de conformação volumétrica, os quais são normalmente caracterizados por deformações relevantes com mudanças na forma da peça.

Segundo [5], o componente inicial é plasticamente deformado, através da interface peça e ferramenta, onde a geometria final segue o perfil da matriz de conformação. Neste processo, gera-se pouca ou nenhuma sobra de material e se obtém a geometria desejada que pode ser muito complexa através de uma peça inicial simples. [6], analisaram o impacto da forma da matriz de conformação no processo de conformação do diâmetro do tubo, onde a deformação plástica do material, que altera o diâmetro do tubo, ocorre como resultado de sua passagem pela matriz com uma superfície de trabalho em forma de cone. Segundo [7], na conformação mecânica definida por matriz, a geometria desejada da peça é alcançada e definida pela geometria da matriz e a forma final de um componente depende em grande parte da cinemática da ferramenta onde a deformação é realizada através de um ou mais ciclos de carga durante o processo de conformação.

Conforme [8], no processo de conformação de chapas metálicas, uma peça de trabalho ou blank é colocada entre uma matriz e um punção. Devido a força do punção para puxar o blank para dentro da matriz, forças de atrito sobre a face do punção e nas extremidades da matriz ocorrem, influenciando a deformação da peça de trabalho. Segundo [9], a conformação de chapas metálicas, é um processo é baseado na deformação da chapa causada pelo movimento relativo entre a ferramenta e a chapa, através da interação que gera forças de atrito.

Conforme [10] a compreensão da conformabilidade das chapas metálicas é essencial para a produção de componentes de qualidade, uma vez que esta é uma técnica pela qual a maioria das peças da carroceria de veículos automotivos são produzidas, sendo que, muitos fatores como as propriedades mecânicas e metalúrgicas, geometria da matriz e do punção, lubrificação, espessura e rugosidade da chapa, velocidade do punção, entre outros, contribuem para o resultado positivo ou não

do material conformado. No trabalho de [11], foram realizados ensaios com variações da força do prensa chapas e da geometria do drawbead, e foi observado que nos processos de conformação de chapas, quando se trata de limite de estampabilidade, pode-se chegar ao melhor desempenho do material equilibrando variáveis diversas.

Para [5], as condições de lubrificação influenciam a vida de ferramentas, propriedades do produto final, temperaturas desenvolvidas no processo e é determinante com relação a velocidade e também influencia na produtividade do processo. Segundo [8], a lubrificação juntamente com outras variáveis, influenciam diretamente na disposição de atrito, entretanto é recomendável baixo atrito na operações de conformação, para que o estresse nas cargas de conformação e nas ferramentas seja reduzido, pois o atrito é determinante no desgaste da ferramenta, o que pode afetar diretamente na qualidade do produto conformado.

Com a realização de diferentes experimentos, entre eles, com carga, pressão e velocidade constante, mas com diferentes tipos e quantidades de lubrificantes, [9], apresentaram em seu trabalho uma ferramenta capaz de avaliar o atrito entre duas superfícies em contato sob uma série de diferentes condições estáticas e dinâmicas. [12], realizaram testes com diferentes lubrificantes e citam em seu trabalho que a conformabilidade do material não depende apenas das suas propriedades, mas também do comportamento de atrito na interface entre ferramentas e peças de trabalho, o que demonstra que o atrito desempenha um papel muito importante na conformação de materiais metálicos.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Conformação de Tubos

A matéria prima para a fabricação do eixo de direção é o Tubo conformado e costurado, o qual utiliza o material especificado como DIN EN 10305-2 – E235 +SR. [13] descreve este material como Tubos de aço para aplicações de precisão – condições técnicas de fornecimento – parte 2: Tubos trefilados a frio com costura. Segundo [14], Tubos de acordo com esta norma são caracterizados por tolerâncias bem definidas nas dimensões e uma rugosidade superficial máxima especificada para aplicações nos mais diversos setores da indústria. Além disso, as informações contidas neste item mostram que para a aplicação em questão utiliza-se o aço E235 +SR, o que caracteriza o estado de fornecimento, composição química e propriedades mecânicas. A Figura 1, mostra os dados a ser considerados segundo a especificação denominada.

Estado de fornecimento							
Denominação	Símbolo	Observações					
Alívio de tensão	+SR	Após o último passe de trefila, tem um tratamento térmico de alívio de tensões, em uma atmosfera controlada					

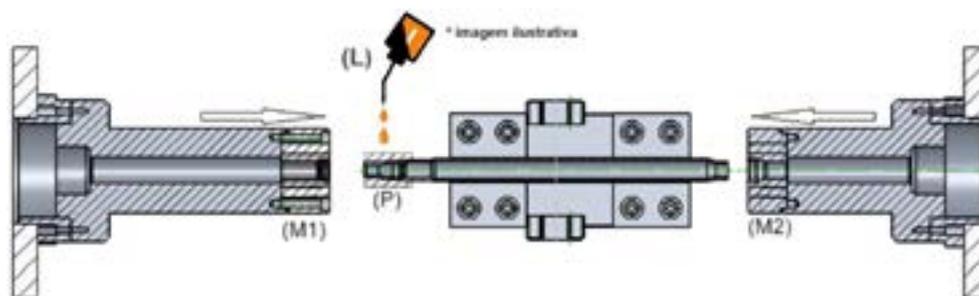
Composição química							
Grau do aço		Composição química (%)					
Nome	Número	C (máx.)	Si (máx.)	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Al (mín.)
E235	1.0308	0,17	0,35	1,20	0,025	0,025	0,015

Propriedades mecânicas							
Grau do aço		Condições de fornecimento mínimas					Sendo: • RT: Resistência à Tração • A: Alongamento • LE: Limite de Escoamento
Nome	Número	+SR					
		RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)			
E235	1.0308	440	325	14			

Figura 1: Dados técnicos do material E235 +SR. Adaptado de [14].

Conforme visto na Figura 2, o processo de conformação do tubo se dá a partir da movimentação axial dos eixos que conduzem as matrizes de conformação em direção à peça de trabalho, a qual é

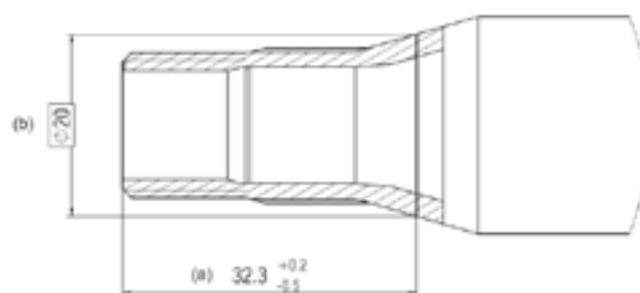
lubrificada através da aplicação direcionada no local onde o tubo será conformado, e nesta aplicação utiliza-se o lubrificante denominado Vascoform FB 125 (descrito no item 2.3).



(P) peça de trabalho; (M1) e (M2) matrizes de conformação; (L) lubrificação.

Figura 2: Equipamento de conformação de eixos. Autores

Na realização dos testes para verificação da conformação axial do eixo de direção (área P da Figura 2), esperou-se obter como saídas a característica dimensional $32,3 +0,2 / -0,5\text{mm}$ (a), que é a distância da face do topo do eixo de direção até a altura do Cone referenciado por um diâmetro teórico de 20mm (b), demonstrado na Figura 3.



(a) $32,3 +0,2/-0,5\text{mm}$ - Distância da face do topo do eixo de direção até a altura do cone; (b) 20mm - Diâmetro teórico de referência para a medida da distância de 32,3mm.

Figura 3: Distância da face do topo do eixo de direção até a altura do cone de referência. Autores

Desta forma, dois experimentos foram realizados, onde foram coletados os dados de 150 peças para cada experimento, sendo o experimento 1 com lubrificação e o experimento 2 sem lubrificação.

2.2. Conformação de Chapas

O material utilizado no trabalho foi o aço dual phase DP600, por se tratar de um aço AHSS com ampla utilização na fabricação de componentes estruturais de carrocerias veiculares. Desta forma, foram realizados inicialmente ensaios de tração, segundo a norma NBR6673 para a caracterização do material, cujas propriedades mecânicas e parâmetros de estampabilidade estão representados na Tabela 1.

Tabela 1: Propriedades mecânicas do material aço DP600

Direção da Amostra	Alongamento Total [%]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Fator de Anisotropia [r]	Coefficiente de Encruamento [n]
0°	27,8	375,4	658,9	0,9937	0,2255
45°	24,1	378,1	664,8	0,8752	0,217
90°	26,1	356,4	657,1	1,2188	0,2201
Média	26,0	370,0	660,3	1,0292	0,2209

A Figura 4 mostra o ferramental utilizado nos ensaios de estampagem. Adotou-se a nomenclatura “Nakazima Modificado” ao ferramental, por manter as dimensões originais da ferramenta de ensaios proposta por Nakazima, para o punção e para a matriz, porém, permitindo a utilização de diferentes geometrias de drawbeads. A Figura 5 mostras as duas geometrias de

drawbeads utilizados nos ensaios. A geometria plana se refere ao ensaio sem o dente, com superfície do prensa-chapas sem saliência, enquanto que a geometria circular, se refere ao formato hemisférico do dente.

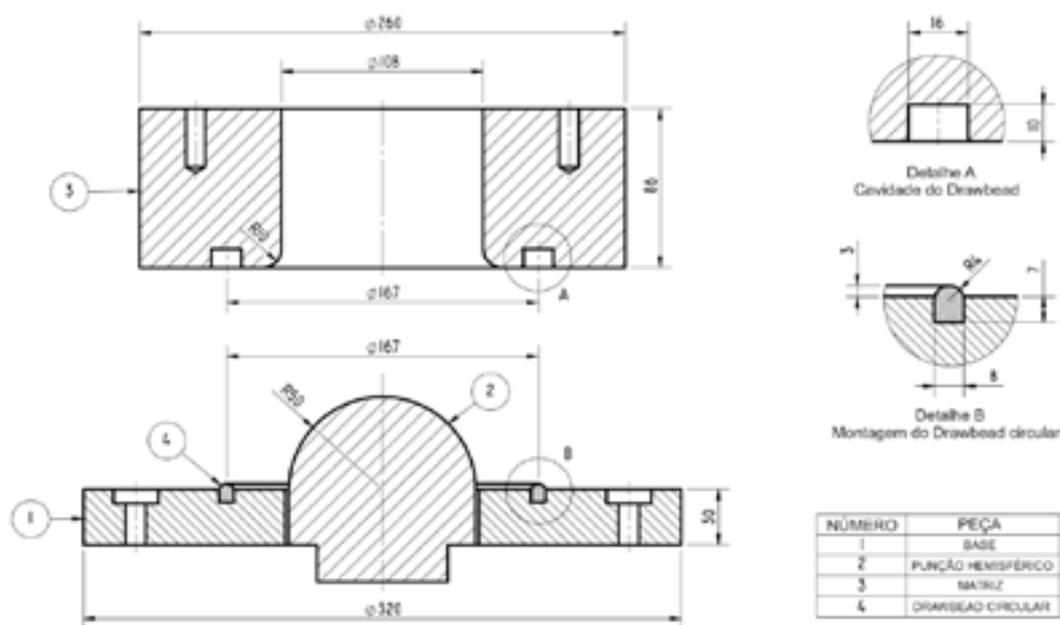


Figura 4: Ferramental de teste Nakazima modificada, com drawbeads intercambiáveis. Autores

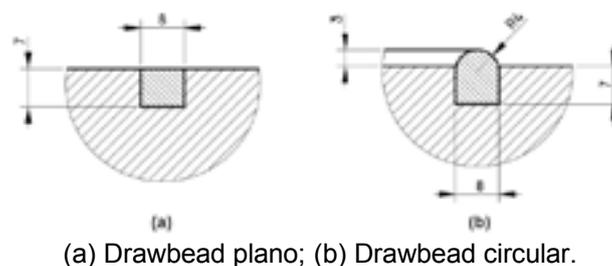


Figura 5: Detalhes e dimensões das geometrias do drawbead. Autores

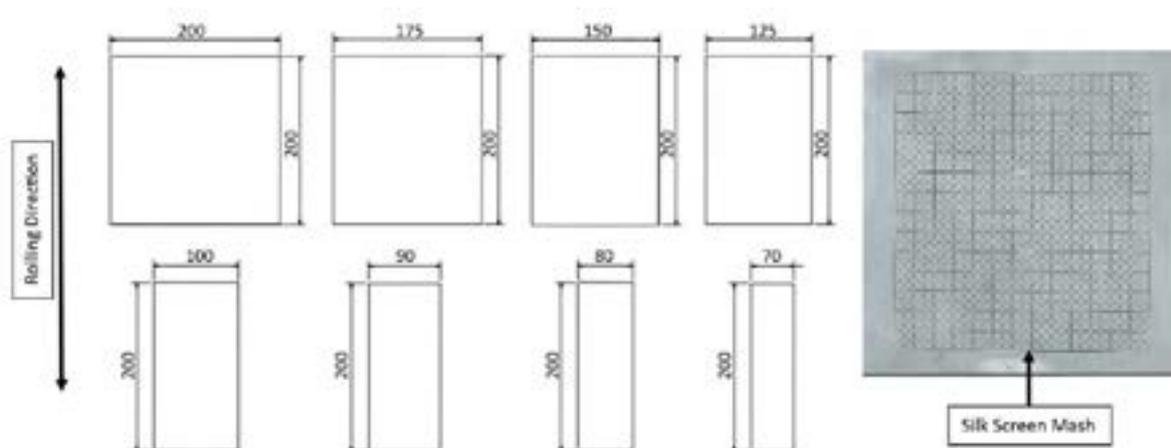


Figura 6: Geometrias dos corpos de prova realizados nos ensaios de Nakazima Modificado. Autores

A Figura 6 mostra as diferentes geometrias de corpos de prova utilizados nos ensaios de estampagem. As oito geometrias apresentadas na Figura 6 foram utilizadas para a determinação da curva CLC completa, sem lubrificante. Para os ensaios com lubrificante, utilizando o lubrificante denominado Vascoform FB 125 (descrito no item 2.3), foram utilizados apenas os corpos de prova com 125, 150, 175 e 200 mm de largura. Para avaliação do lubrificante, os testes se limitaram apenas

aos corpos de prova de maior largura, que caracterizam o modo de deformação por estiramento do material, uma vez que nessa condição o prensa-chapas e o drawbead têm uma atuação mais efetiva no controle do escoamento da chapa durante a estampagem. Esta condição se assemelha mais às características das ferramentas industriais. Nos corpos de prova mais estreitos (70, 80, 90 e 100 mm de largura), as laterais livres da ação do prensa-chapas, tornam a avaliação da lubrificação e de outros parâmetros de processo menos precisa.

Cabe destacar ainda que os ensaios foram realizados com uma força de prensa-chapas de 80 tf para todos os ensaios. Todos os corpos de prova tiveram a malha de círculos com 5 mm de diâmetro gravada na superfície por processo de pintura silk screen.

2.3. Lubrificante

O lubrificante utilizado nos experimentos é denominado Vascoform FB 125. Conforme [15] este lubrificante é indicado para processos de conformação em materiais como aço e suas ligas, é livre de cloro e tem boas propriedades de lubrificação e separação, além de ser ecologicamente correto, evita corrosão da máquina, tem boa qualidade de superfície e beneficia em maior vida útil das ferramentas. A Figura 7 mostra as especificações do lubrificante.

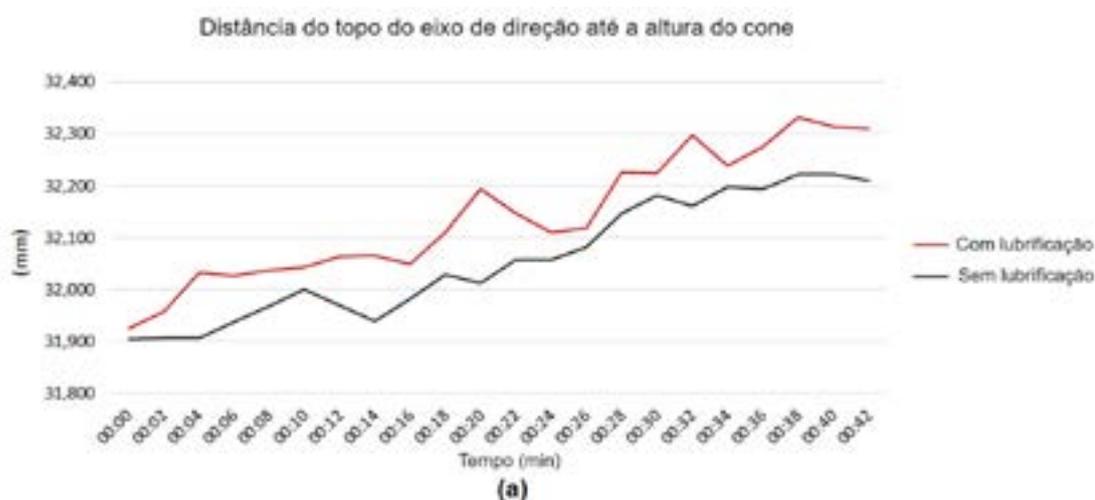
Dados Físicos e Químicos	Especificação	Método de Análise
Viscosidade a 40°C	125 mm ² /s	ASTM D 445
Densidade a 20°C	1.00 g/cm ³	ASTM D 1217
Ponto de fulgor	210° C	ASTM D 92
Ester	80%	
Conteúdo de cloro	0%	
Conteúdo de zinco	0%	
Conteúdo de enxofre, total	16%	
Corrosividade do cobre	1a (3h a 60° C)	ASTM D 130
Cor	Marron	VISUAL

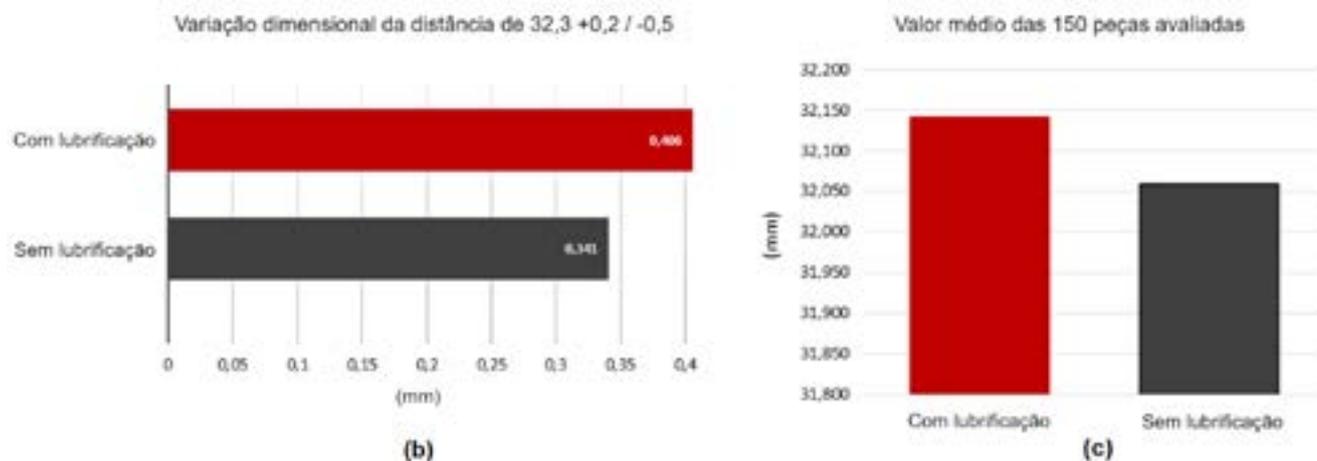
Figura 7: Especificações do lubrificante Vascoform FB 125. [15]

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Conformação de tubos

No experimento 1 a avaliação foi realizada com lubrificação da peça de trabalho utilizando o lubrificante Vascoform FB 125 e pode-se observar que houve uma variação de 0,406mm no resultado da dimensão de 32,3 +0,2/-0,5mm, a qual foi de 31,926 a 32,332, onde verificou-se ainda que o valor médio das 150 peças foi de 32,141mm. No experimento 2, o qual foi realizado sem a lubrificação, foi observado que a dimensão de 32,3 +0,2/-0,5mm variou 0,341mm de 31,883mm a 32,223mm e que a média das 150 peças avaliadas foi de 32,059. Os resultados podem ser vistos na Figura 8.





(a) comportamento dos resultados ao longo da avaliação; (b) variação total da dimensão ao longo da avaliação; (c) valor médio dos resultados de 150 peças avaliadas.

Figura 8: Variação dimensional da distância da face do topo do eixo de direção até a posição do diâmetro de referência do cone em função da variação de temperatura da matriz e do óleo hidráulico da máquina. Autores

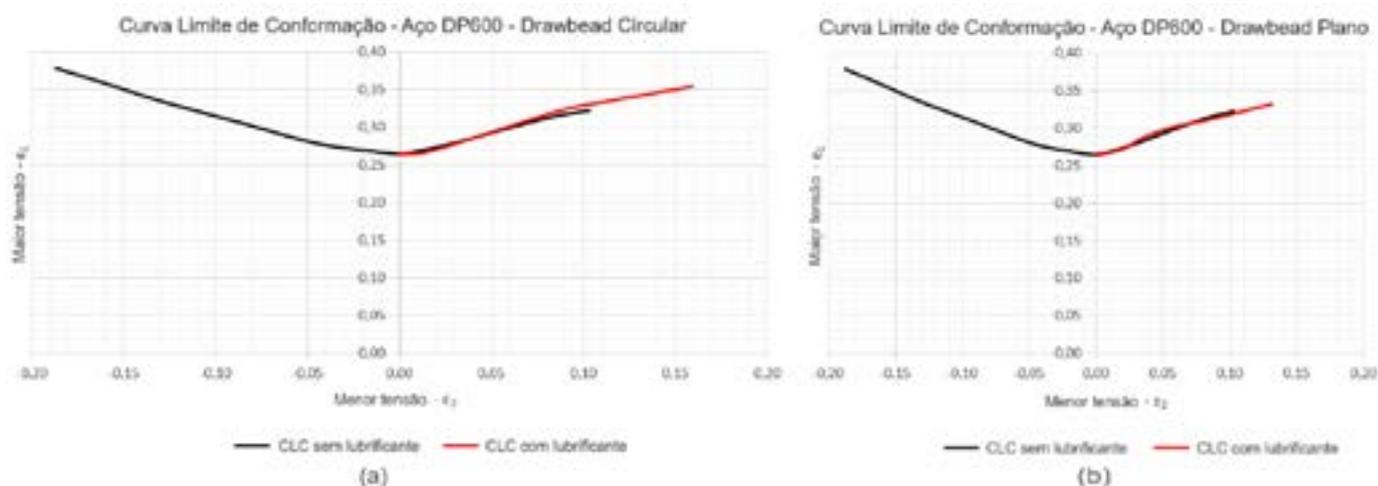
Numa comparação direta entre os testes realizados nas mesmas condições onde todas as variáveis, exceto a lubrificação do tubo, foram semelhantes, percebe-se que, o experimento com lubrificação utilizando o lubrificante Vascoform FB 125, apresentou resultados com maior variação dimensional e maior valor médio das medições em relação ao teste sem lubrificação, o que demonstra que há uma maior facilidade em termos de conformabilidade do tubo durante a operação.

3.2. Conformação de chapas

Com a realização da medição das deformações dos corpos de prova, onde foi concentrada a deformação na região do raio do punção, obteve-se as curvas limite de conformação para as condições, sendo com a utilização do lubrificante Vascoform FB 125 e sem lubrificação e em duas diferentes geometrias de drawbead, obtendo-se assim 4 curvas CLC's.

A partir disso, realizou-se uma comparação dos resultados de estampabilidade. Nessa análise, foi gerado um gráfico para cada geometria de drawbead, onde foram alocadas as curvas para as condições com e sem lubrificação e geradas para as respectivas geometrias, desta forma, como mostra a Figura 9, tem-se (a) as curvas com drawbead circular, e (b) as curvas com drawbead plano.

Desta forma é possível analisar a influência que a lubrificação da peça de trabalho exerce na conformabilidade do aço DP600, em diferentes geometrias de drawbead utilizadas nos testes de estampagem.



(a) Drawbead com geometria circular; (b) Drawbead com geometria plana.

Figura 9: Influência da lubrificação na conformabilidade do aço DP600. Autores

De acordo com a Figura 9, percebe-se que ambas as geometrias apresentaram menor conformabilidade para o ensaio sem lubrificação e maior conformabilidade quando utilizado o lubrificante Vascoform FB 125. Com base nesses resultados, pode-se dizer que a lubrificação foi benéfica para o aço DP600, elevando seu limite de estampabilidade.

4. CONCLUSÃO

A proposta de estudar a influência da lubrificação da peça de trabalho na conformação mecânica de tubos utilizados em sistemas de direção veicular e na conformação de chapas utilizando o aço DP600, foi o foco central deste trabalho e todos os passos e pesquisas foram direcionadas para o alcance deste objetivo. Com isso concluiu-se que:

Na conformação mecânica de tubos, os experimentos com lubrificante produziram peças com uma variação dimensional maior e um valor médio da dimensão avaliada também maior, se comparado ao ensaio sem lubrificante, nas mesmas condições de trabalho, desta forma, ao ser considerado que a dimensão avaliada no produto se trata da distância da extremidade da peça ao cone de referência, e dado a maior variação positiva dessa dimensão, entende-se que a lubrificação elevou o limite de conformabilidade do material, alongando mais o tubo, de maneira que a dimensão final do produto avançou para um valor mais próxima da tolerância superior do produto. Com base nisso, cabe uma análise quanto a um possível ajuste na matriz de conformação para uma dimensão mais próxima da mínima da peça, possibilitando a conformação do tubo com lubrificação e desta forma, mantendo alguns benefícios decorrentes da lubrificação, como um melhor acabamento do produto e menos desgaste da ferramenta de trabalho.

Quanto a estampabilidade do aço DP600, conclui-se que os resultados mais eficientes foram obtidos com a utilização do lubrificante Vascoform FB 125, uma vez que, independentemente da geometria do drawbead, foi nessa condição que o aço atingiu melhores níveis de deformação. Ainda assim, o maior nível de conformação da chapa foi atingido com o drawbead circular, caracterizando essa configuração como a mais eficiente para a estampabilidade do aço DP600. Pode-se dizer então que o drawbead circular, com a utilização do lubrificante Vascoform FB 125, promove a uma melhor condição na deformação da chapa dentro da ferramenta, que define a performance do aço na estampagem.

O lubrificante Vascoform FB 125, em ambos os processos de conformação mecânica realizados, cumpre o seu papel, reduzindo atrito entre o material e a ferramenta durante o escoamento, garantindo melhor conformabilidade do material, conseqüentemente a qualidade do produto e ainda diminuindo fadiga nas matrizes de conformação.

REFERÊNCIAS

- [1] LEÃO, Wandick. Tecnologia de processos como estratégia de operações: avaliação e vantagens. São Paulo. Revista Gestão Industrial. v. 13, n. 4, p. 154-170, 2017. <https://doi.org/10.3895/gi.v13n4.5838>
- [2] GRONOSTAJSKI, Z.; PATER, Z.; MADEJ, L. et al. Recent development trends in metal forming. Wroclaw. Archives of civil and mechanical engineering, v. 19, n. 3, p. 898-941, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2019.04.005>
- [3] WELO, Torgeir; RINGEN, Geir; MA, Jun. An overview and evaluation of alternative forming processes for complex aluminium products. Procedia Manufacturing. v. 48, p. 82-89, 2020. <https://doi.org/10.1016/3j.promfg.2020.05.022>
- [4] GROOVER, Mikell P. Introdução aos processos de fabricação. 1 ed. - Rio de Janeiro, LTC – 2014
- [5] KOBAYASHI, Shiro; OH, Soo-ik; ALTAN, Taylan; CHAUDHARY, Anil. Metal forming and the finite-element method. Journal of Materials Shaping Technology. V. 8, p. 65, 1990. <https://doi.org/10.1007/BF02834794>
- [6] SWIATONIOWSKI, Andrzej; SZOSTAK, Janusz, GOMULKA, Krzysztof. Analysis forming the diameter reduction of the tube to the cylinder hydraulic shock absorber. Cracow. Journal of Kones Powertrain and Transport. v. 21, n. 1, p. 281-286, 2014. <https://doi.org/10.5604/12314005.1134115>

- [7] FRANCESCHI, A.; STAHL, J.; KOCK, C. et al. Strategies for residual stress adjustment in bulk metal forming. *Archive of applied mechanics*. v. 91, p. 3557-3577, 2021. <https://doi.org/10.1007/s00419-21-01903-7>
- [8] SESHACHARYULU, K.; BANDHAVI, C.; NAIK, B. B.; RAO, S. S.; SINGH, S. K. Understanding Friction in sheet metal forming - A review. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 18238–18244, 2018. doi:10.1016/j.matpr.2018.06.160
- [9] KIRKHORN, L.; FROGNER, K.; ANDERSSON, M.; STÅHL, J. E. Improved Tribotesting for Sheet Metal Forming. *Procedia CIRP*, 3, 507–512, 2012. doi:10.1016/j.procir.2012.07.08
- [10] SINGH, S. K.; MAHESH, K.; KUMAR, A.; SWATHI, M. Understanding formability of extra-deep drawing steel at elevated temperature using finite element simulation. *Materials & Design*, 31(9), 4478–4484, 2010. doi:10.1016/j.matdes.2010.04.049
- [11] OLIVEIRA, Alex Raimundo; BATISTA, Raul Farias; SILVEIRA JUNIOR, Ronaldo de Souza; LAJARIN, Sérgio Fernando; REBEYCA, Claudimir José; CHEMIN FILHO, Ravilson Antonio; MARCONDES, Paulo Victor Prestes. Estudo da influência da geometria do drawbead na conformabilidade do aço dual phase DP780. 40th SENAFOR. www.2021.senafor.com/arquivos/chapas.pdf
- [12] HASSAN, M. A.; TAN, C. J.; YAMAGUCHI, K. A developed friction test for sheet metal stretch forming processes. *International Journal of Surface Science and Engineering*, 7(2), 152, 2013. doi:10.1504/ijsurfse.2013.053700
- [13] DEUSTCHES INSTITUT FÜR NURMING. DIN EN 10305-2: Steel tubes for precision applications - Technical delivery conditions - Part 2: Welded cold drawn tubes; German version EN 10305-2:2016. 2022. <https://www.din.de/en/getting-involved/standards-committees/fes/publications/wdc-beuth:din21:251709396>.
- [14] ENGETREF. DIN EN 10305-2 – Tubos trefilados com costuras. 2022. Disponível em: <https://www.engetref.com.br/din-en-10305-2/>.
- [15] BLASE SWISSLUBE DO BRASIL. Artigo No. 02627-01 Vascoform FB 125, 1154 V01, Revisão: 04, 2017. www.blaser.com



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

DETERMINAÇÃO DA CURVA LIMITE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS DE AÇO COM REVESTIMENTO ORGÂNICO PELO CRITÉRIO DE ESTRICÇÃO

Bastos, A. L. ⁽¹⁾
Marcondes, P. V. P. ⁽²⁾
Lajarin, S. F. ⁽³⁾

⁽¹⁾ Doutorando, UFPR – Whirlpool Corporation, alexandre_1_bastos@whirlpool.com

⁽²⁾ Doutor, Universidade Federal do Paraná, marcondes@ufpr.br

⁽³⁾ Doutor, Universidade Federal do Paraná, espanhol@ufpr.br

RESUMO

A indústria dos eletrodomésticos produz diversas peças estéticas a partir de chapas metálicas. No processo tradicional estas peças estéticas recebem a aplicação de uma pintura de acabamento após serem estampadas. Por sua vez, a conformação destas mesmas peças estéticas, mas a partir de chapas metálicas com revestimento orgânico aplicado ainda na bobina, apresenta diversas vantagens em relação ao processo tradicional, destacando-se a redução das emissões de compostos orgânicos voláteis e de resíduos perigosos classe 1, além das maiores produtividade e eficiência energética, e consequentemente um melhor custo total. Em contrapartida, esta chapa, agora com o revestimento orgânico, precisa resistir às tensões e às deformações, induzidas para a conformação da chapa, sem que os modos de falha característicos ocorram. Este trabalho teve como objetivo a obtenção das curvas limites de conformação (CLCs) da chapa revestida, segundo o critério de estricção do substrato em aço. Para execução de tal ensaio, foi utilizado um sistema ótico de correlação de imagem digital (DIC) para medição das deformações em tempo real, e através de um algoritmo baseado no tempo de ensaio, foi determinado o início da estricção.

Palavras-chave: Chapa metálica revestida. Revestimento polimérico. Revestimento orgânico. Aço pré-pintado. CLC.

ABSTRACT

The home appliance industry produces many aesthetic parts from sheet metal. In the typical process approach, these aesthetic parts are painted after being stamped. In turn, the forming of these same aesthetic parts but from sheet metal with a polymer coating previously applied to the coil, exhibits many advantages when compared to the typical approach, highlighting the reduction of emissions of volatile organic compounds and class one hazardous waste, in addition to greater productivity and energy efficiency, and consequently a better total cost. On the other hand, this sheet, now with the organic coating, needs to withstand the stresses and strains induced by the forming of the sheet metal, without the characteristic failure modes occurring. The objective of this work was to obtain the forming limit curves (FLC's) of the coated sheet metal, according to the steel substrate localized necking criterion. To perform this test, an optical digital image correlation (DIC) system was used to measure the major and minor strains in real time, and through a time-based algorithm, the start of the localized necking was determined.

Keywords: Pre-coated sheet metal. Polymeric coating. Organic coating. Prepainted steel. Formability. FLC.

1. INTRODUÇÃO

As peças estéticas, fabricadas a partir de chapas não revestidas ou com revestimento metálico, após serem conformadas, são revestidas para melhor proteção da superfície contra corrosão bem como para fins decorativos. Por exemplo, revestimentos orgânicos são necessários nas embalagens de alimentos e bebidas para impedir o contato do metal com o alimento ou a bebida. Portas e telhas metálicas são revestidos com várias cores por propósitos estéticos. Peças automotivas são geralmente revestidas com múltiplas camadas de pintura por razões estéticas, obtendo-se acabamentos de alta qualidade além de proteção à corrosão. Por todas estas razões, o processo tradicional de manufatura para chapas metálicas envolve a conformação desta chapa para obter a forma desejada seguido da aplicação de um revestimento [1], [2].

Para a aplicação do revestimento é indispensável que a peça tenha sua superfície completamente limpa, o que não é simples visto que as formas complexas das peças criam áreas de difícil acesso para limpeza. Este processo de limpeza requer equipamentos adicionais e que produzem grandes quantidades de água residual contaminada e que necessitam de estação de tratamento de efluentes [1], [2].

Após a aplicação do revestimento, as peças passam por fornos para a cura do revestimento. Nesta etapa, os compostos orgânicos voláteis (COVs), são liberados pelo revestimento durante o processo de cura. Na presença da luz do sol os COVs podem reagir com os óxidos de nitrogênio formando ozônio [1], [2], [3]. Este ozônio encontrado na faixa de ar próxima do solo, onde respiramos, é chamado de “mau ozônio” sendo tóxico e prejudicial à saúde, além de poder causar danos à vegetação. Diferentemente do ozônio encontrado na estratosfera, que tem a importante função de proteger a Terra, como um filtro, dos raios ultravioletas emitidos pelo Sol [4].

Todos estes fatores combinados tornam o processo de pintura das peças conformadas um grande risco ambiental. Por sua vez, padrões ambientais cada vez mais rígidos vem sendo implementados por governos no mundo inteiro, tornando ainda mais alto o custo de operação por parte dos fabricantes que possuem linhas de pintura nas suas instalações [1], [2].

Uma alternativa eficiente é a utilização de materiais bobinas ou chapas pré-

revestidas no processo de conformação. O processo de pintura de bobinas foi inventado em 1940 para auxiliar os fabricantes de venezianas [1]. São vários os métodos e tecnologias que têm sido utilizados para aplicação de revestimentos orgânicos na superfície de chapas metálicas de forma a garantir a uniformidade e qualidade. Um método comumente utilizado na indústria é a aplicação do revestimento, qualquer que seja a sua tecnologia, diretamente na bobina e de forma automática e contínua, permitindo assim revestir chapas de diversos tamanhos, em larga escala, com alta eficiência de cobertura e em ambas as faces simultaneamente [5].

Em 2018 a produção mundial de aços planos com revestimento orgânico atingiu 13,1 milhões de toneladas, isto representou cerca de 1,6% do total de aços planos produzidos naquele ano [17]. Hoje em dia, os aços planos com revestimento orgânico têm sua aplicação mais destacada nas indústrias de construção civil, de embalagens para alimentos e de eletrodomésticos, sendo que esta última produz peças com elevados requisitos estéticos como os painéis, gabinetes e portas, que serão utilizadas na fabricação de refrigeradores, fogões, lavadoras, secadoras, entre outros eletrodomésticos, e bem como equipamentos comerciais.

Chapas metálicas pré-revestidas apresentam diversas vantagens sobre as peças pós-pintadas. Algumas dessas vantagens são apresentadas na literatura e são resumidas na lista abaixo [1], [2], [5], [6], [7]:

- possibilitam utilização de figuras e decorações com excelente estética, padrão e acabamento;
- superiores aderência e uniformidade das camadas aplicadas, conferindo maior homogeneidade nas propriedades mecânicas e químicas do revestimento;
- melhor proteção contra corrosão e melhor resistência contra condições climáticas severas devido a melhor qualidade do revestimento;
- redução das emissões de compostos orgânicos voláteis (COVs) prejudiciais à saúde e ao meio ambiente;
- redução na geração de resíduos perigosos (classe 1);
- melhoria de produtividade e redução do custo de processamento devido à alta quantidade de área superficial coberta por minuto (~150 m²/min). Em um único dia mais de 100 mil metros de bobina podem ser processados;
- maior eficiência energética;
- otimização do inventário de chapas/ peças estampadas/ peças pintadas;
- o revestimento pode apresentar uma certa função lubrificante a seco durante a conformação, podendo eliminar a necessidade de utilização de lubrificação adicional;
- o fato de possibilitar a não utilização de lubrificantes, torna o processo mais limpo e sem a necessidade de desengraxar ou lavar as peças para remoção do lubrificante;

Por outro lado, a superfície da chapa revestida é mais sensível e requer cuidados e proteção para evitar danos a mesma. Isto é especialmente problemático uma vez que tensões precisam ser aplicadas na chapa metálica para conformá-la e obter a forma final da peça. O revestimento precisa resistir ao processo de

conformação não somente sem sofrer qualquer dano, mas também, sem alterar significativamente suas propriedades [8].

Portanto, o limite de conformação é também determinado pelo revestimento orgânico e não somente pela chapa metálica. Durante o processo de conformação de chapas com revestimento orgânico, além dos modos de falha típicos da chapa como estrição, fratura, afinamento excessivo, estiramento insuficiente e enrugamento, outros modos de falha afetam a função protetiva e estética dos revestimentos orgânicos. Os modos de falha do revestimento são a deplacagem, microtrincas, perda de brilho, alterações de cor e rugosidade. Estes defeitos ocorrem devido aos esforços mecânicos na superfície, mas também afetam as propriedades do revestimento devido às mudanças de forma e alongamento durante o processo de conformação [9].

O desenvolvimento de ferramental e equipamentos para conformação depende de uma previsão com relativa acuracidade das propriedades finais das peças sem que haja a necessidade de construir ferramentais para validar o sucesso da operação, e por tentativa e erro, definir os parâmetros de processo, produto e materiais ideais. A simulação numérica da conformação por meio de programas de elementos finitos é a ferramenta utilizada para realizar essas análises de previsão dos modos de falha e ajustes nos parâmetros de processo, produto e materiais [2].

Portanto, tanto o substrato em aço, quanto o revestimento orgânico, devem ser devidamente caracterizados, permitindo o correto modelamento do material para a realização de simulações de conformação, e assim prever eficientemente os modos de falha de ambos durante a conformação.

O objetivo deste trabalho é avaliar a conformabilidade do substrato das chapas pré-pintadas de aço DX54D de 0,90 mm de espessura, e através do ensaio de Nakajima monitorado por um sistema de correlação digital de imagem (DIC), determinar a CLC à estrição. Esta CLC e os parâmetros do ensaio serão utilizados posteriormente, num estudo para determinação da conformabilidade do revestimento polimérico.

O método DIC é uma técnica óptica de medição sem contato do campo de deslocamentos para obtenção da distribuição de deformações com maior acuracidade. Atualmente, o DIC tem sido amplamente utilizado e está substituindo o método convencional de marcação da grade de círculos para medição das deformações e determinação da CLC [10].

O sistema de correlação digital de imagem trabalha a partir de imagens obtidas por câmeras fotográficas (dedicadas ou não), associadas a um programa para efetuar a medição de uma grandeza específica. Para medição das deformações utiliza-se uma câmera ou um conjunto de câmeras para detectar os deslocamentos, e a partir destes, as deformações são calculadas pelo programa [11].

O desempenho deste sistema de correlação digital de imagem é ideal para a medição das deformações em situações complexas. Além disso, o sistema óptico permite a aquisição de uma grande quantidade de dados e com elevada acuracidade e precisão quando comparado com os métodos manuais de medição [12], [13].

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas no experimento amostras de um único tipo de material e um único lote de produção de um aço galvanizado com revestimento orgânico, sendo o substrato uma bobina de aço DX54D, chapa de aço galvanizado a quente de estampagem ultra profunda e segundo norma EN10142/ 10327, e com espessura de 0,90 mm, produzida pela CSN Porto Real.

Posteriormente, essa bobina foi processada numa linha de pintura de bobinas da CSN Paraná, passando por um pré-tratamento de fosfatização, seguido da aplicação de um primer a base de Ti e livre de cromo hexavalente, e posterior aplicação do acabamento branco, *topcoat*, à base de poliéster-melamina, esta última produzida pela AkzoNobel. As camadas resultantes deste processo estão ilustradas na figura 1.

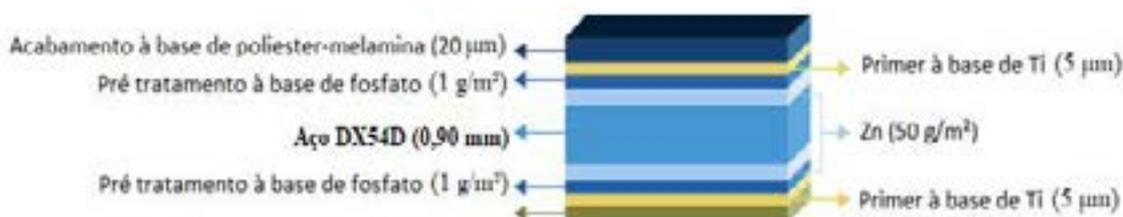


Figura 1: Composição das camadas da chapa pré-pintada utilizada.

A composição química e as propriedades mecânicas do aço DX54D são informadas nas tabelas 1 e 2 respectivamente.

Tabela 1: Composição química do aço DX54 (%), norma x valores reais.

DX54D	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	Ni	Cu	Cr	N	Nb
EN10327	<0,12	<0,5	<0,6	<0,1	<0,045	<0,3	-	-	-	-	-	-
Real	0,0024	0,006	0,115	0,008	0,011	0,042	0,069	0,06	0,04	0,011	0,002	0,001

Tabela 2: Propriedades mecânicas do aço DX54, valores médios obtidos.

	Direção	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	Au (%)	r	n
EN 10327	90°	120-220	260-350	>36	-	>1,6	>0,18
Valores obtidos	0°	184	310	50	25,8	2,28	0,22
	90°	192	306	42	24,5	3,15	0,22
	45°	197	318	43	24,3	2,12	0,22

O equipamento utilizado para execução dos ensaios foi uma máquina universal de ensaio de chapas metálicas da Erichsen, modelo 145-60 básico, com capacidade de 60 tonf. Foi utilizada uma velocidade constante de deslocamento do punção de 1,0 mm/s. A força do prensa-chapas foi determinada para a maior amostra de *blank* (200 x 200), de modo que não houvesse qualquer deslocamento de material na região do quebra-rugas, tendo sido obtido o valor de 280 KN, valor este mantido durante todo o ensaio e para todos os tamanhos de corpo de prova.

Foi utilizado um ferramental Nakajima, figura 2, composto de 3 partes: punção de corpo cilíndrico com extremidade hemisférica e acionado por atuador hidráulico; prensa-chapas acionado por atuador hidráulico secundário e independente do atuador do punção; e matriz fixada na parte superior, sendo esta uma tampa basculante com travamento mecânico.

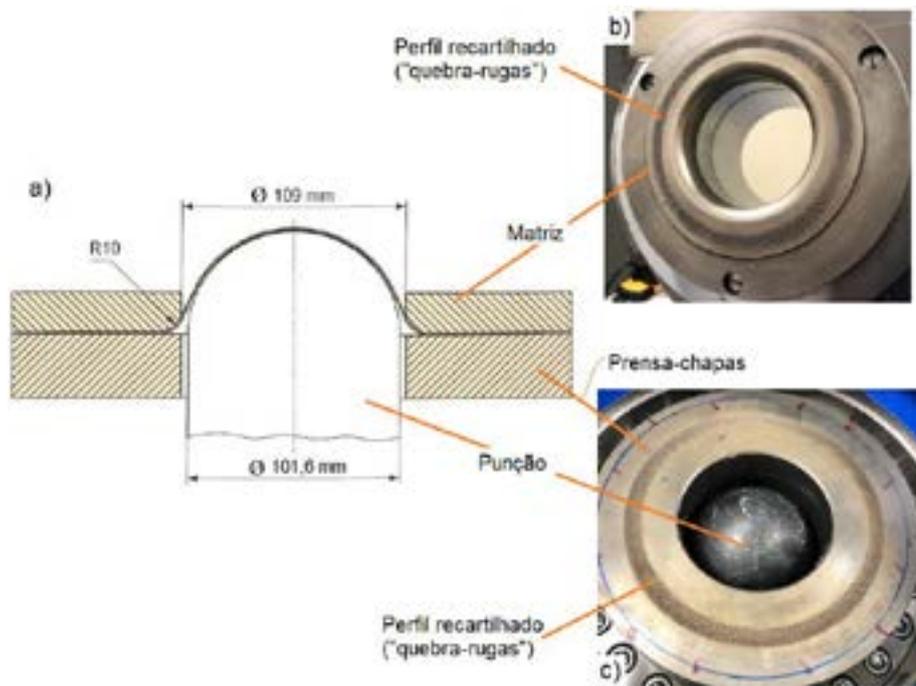


Figura 2: Ferramental Nakajima: a) Desenho esquemático conforme ISO 12004; b) Parte superior (matriz); c) Parte inferior (punção e prensa-chapas).

Foram utilizadas 5 diferentes larguras de corpo de prova: 25 mm, 50 mm, 100 mm, 150 mm e 200 mm, e 4 amostras de cada dimensão foram ensaiadas. Para os 2 corpos de prova maiores, foi utilizado o formato retangular, diferentemente dos corpos de prova menores, nos quais foi utilizado um formato de “gravata”, para assim obter uma deformação mais homogênea e com a estrição localizada ocorrendo na região esperada, próxima ao topo do domo hemisférico. Todos os corpos de prova foram cortados por jato de água nas geometrias e dimensões mostradas nas figuras 3 e 4.

Foi aplicada uma pintura de padrão estocástico por *spray* na cor preta e numa área delimitada por um aro de 100 mm de diâmetro, padrão este que foi utilizado como referência para a medição e cálculo das deformações principais críticas através de um sistema óptico.



Figura 3: Geometria dos corpos de prova Nakajima.

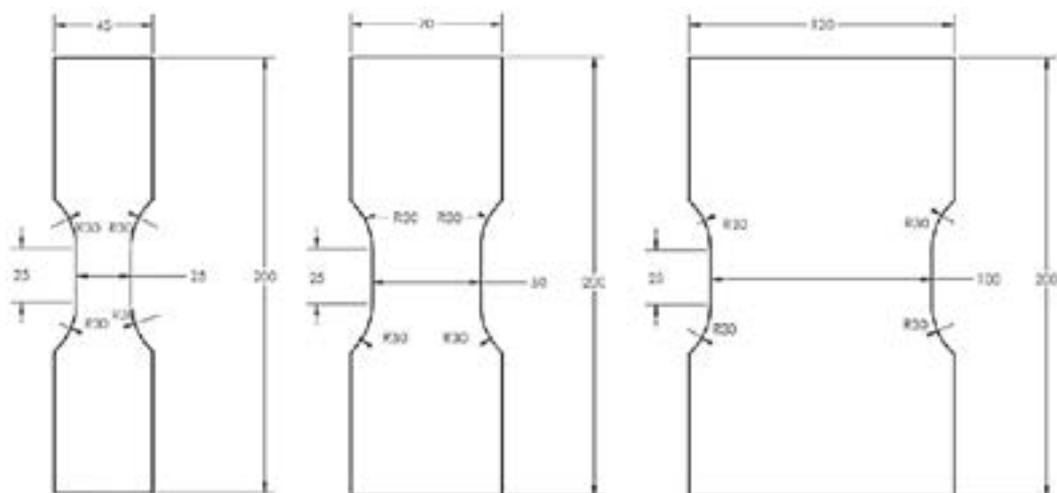


Figura 4: Dimensões dos corpos de prova Nakajima em formato “gravata”.

Imediatamente antes da colocação de cada corpo de prova dentro do ferramental, foi aplicada uma combinação de duas condições de lubrificação, primeiramente na região hemisférica do punção foi aplicado gordura de origem animal (sebo de ovelha), e após, duas folhas de teflon de 100 mm de diâmetro e com espessura de 0,127 mm foi colocada sobre o punção lubrificado. Por fim, o corpo de prova foi posicionado centralizadamente nas duas direções.

Optou-se pela formação de estricção localizada como critério de falha para obtenção da CLC, pois além de ser este um critério mais adequado para peças estéticas, trincas nos corpos de prova prejudicariam os resultados dos ensaios acelerados de corrosão, previstos para o estudo posterior da conformabilidade do revestimento polimérico.

A detecção da estricção localizada foi possível devido ao método utilizado para medição das deformações, um sistema óptico de correlação digital de imagem montado sobre a máquina universal de ensaio, comumente chamado de DIC, Digital Image Correlation, tendo este a capacidade de aquisição automática e em tempo real das deformações durante o ensaio, como mostrado na figura 5. Foi utilizado o VIC-3D, fabricado pela Correlated Solutions Inc, bem como o programa VIC-Snap, versão 8, build 430.



Figura 5: Sistema de Correlação de Imagem (DIC).

Os valores críticos das maiores e menores deformações principais que resultam no início da estricção localizada, foram obtidos pela utilização de um algoritmo baseado na variação da taxa de afinamento com o decorrer do ensaio até o ponto de fratura [14]. De forma gráfica, ilustrado na figura 6, este algoritmo define como o início da instabilidade plástica o instante de tempo dado pela interseção das linhas L1 (linha vermelha) e L2 (linha verde). L1 e L2 são obtidas por regressão linear através do método dos mínimos quadrados.

Efetivamente pode-se constatar que a taxa de afinamento para L1 é praticamente constante, uma vez que neste período de ensaio a deformação é homogênea. Já para L2, a inclinação da linha evidencia um crescimento linear acentuado da taxa de afinamento, indicando a fase de instabilidade plástica e, portanto, de estricção localizada. Deste ponto no tempo de ensaio, definido pela interseção das linhas L1 e L2, são extraídos, da região onde ocorreu a estricção localizada, os dados das deformações principais críticas para definição da CLC para cada amostra.



Figura 6: Determinação do início da instabilidade plástica.

O princípio de funcionamento destes sistemas de correlação digital de imagem, e como os deslocamentos são detectados. O programa reconhece a estrutura superficial em imagens digitais e aloca coordenadas para cada pixel da imagem. As coordenadas iniciais são contabilizadas como a imagem de referência, indicando o objeto de medição em seu estado não deformado. Após o objeto de medição ser deformado, uma segunda imagem é gravada. Neste ponto, o programa compara as imagens e pode registrar qualquer deslocamento característico do objeto. Todas as imagens de correlação usam um padrão estocástico de modo que o aspecto da superfície, em um ponto, é único [11].

Em seguida, é possível reconhecer e localizar um determinado ponto em várias imagens. Na prática, as imagens são divididas em pequenos quadrados chamados "facetras". Essas facetras são caracterizadas pela sua distribuição dos níveis de cinza. Em seguida, o sistema tenta corresponder a distribuição dos níveis de cinza destas facetras com a distribuição cinza nível em torno de um ponto da imagem deformada. Esta operação de harmonização é possível graças a uma transformação aplicada às

facetos. Esta transformação é uma combinação de uma translação, uma rotação e uma distorção.

3. RESULTADOS

Na figura 7 são mostrados os corpos de prova Nakajima após o ensaio até a fratura. Pode-se constatar que em todas as dimensões de corpo de prova e suas repetições, a trinca ocorreu no polo ou bem próximo ao polo, o que indica uma boa condição de lubrificação, bem como um formato de corpo de prova adequado.



Figura 7: Corpos de prova após ensaio Nakajima.

As deformações principais críticas resultantes dos ensaios Nakajima, segundo critério de falha por início da estricção, são apresentadas na tabela 3. Observa-se que os dados apresentaram um desvio padrão aceitável, à exceção de uma amostra de largura 25 mm, considerada um outlier, por não pertencer a distribuição normal. Aponta-se alguma falha na preparação do ensaio para esta amostra, como uma falha na lubrificação ou mau posicionamento da amostra, como possíveis causas para este desvio.

Tabela 3: Dados do ensaio Nakajima para CLC do aço pelo critério da estricção utilizando DIC.

Largura CDP (mm)	Repetição	ϵ_1 (mm/mm)	ϵ_2 (mm/mm)
25	1	0,524	-0,313
25	2	0,636	-0,367
25	3	0,445	-0,268
25	4	0,549	-0,331
Média		0,570	-0,337
Desvio padrão		0,0588	0,0275
50	1	0,550	-0,236
50	2	0,517	-0,233
50	3	0,485	-0,209
50	4	0,495	-0,216
Média		0,512	-0,224
Desvio padrão		0,0288	0,0131
100	1	0,371	-0,018
100	2	0,363	-0,022
100	3	0,4	-0,02
100	4	0,332	-0,013
Média		0,367	-0,018
Desvio padrão		0,0280	0,0039
150	1	0,311	0,092
150	2	0,333	0,08
150	3	0,322	0,105
150	4	0,318	0,098
Média		0,321	0,094
Desvio padrão		0,0092	0,0106
200	1	0,487	0,257
200	2	0,347	0,215
200	3	0,390	0,228
200	4	0,340	0,216
Média		0,391	0,229
Desvio padrão		0,0717	0,0215

Os valores encontrados para as deformações críticas ϵ_1 e ϵ_2 , obtidas no ensaio Nakajima, foram então plotados num gráfico $\epsilon_1 \times \epsilon_2$, que é mostrado na figura 8. Neste gráfico os valores médios por tamanho de corpo de prova foram então conectados, sendo então constituída a CLC do aço DX54D pré-pintado.

Observa-se que o ponto de inflexão da CLC, chamado de $CLC_0=0,32$, está deslocado para a direita, em direção a região de estiramento biaxial e não exatamente sobre o eixo da deformação principal maior. Este deslocamento do CLC_0 é uma consequência da trajetória de deformação influenciado por uma pequena pré-deformação biaxial [15]. Isto é típico do ensaio Nakajima, devido à superfície curva das amostras.

Este efeito fica bastante evidente no gráfico da figura 9, que mostra este desvio nas trajetórias de deformação dos diferentes tamanhos de corpo de prova. Além disso, o formato retangular do perímetro externo dos blanks, segundo a ISO 12004, pode causar uma distribuição menos uniforme dos pontos da CLC quando comparado com a geometria circular que acompanha a geometria do ferramental.

Utilizando o modelo de Keeler para previsão do CLC_0 , conforme [18], encontra-se o valor de $CLC_0=0,37$. Esta redução de 13% no valor encontrado para a CLC obtida era esperada, dado que o modelo de Keeler faz a previsão para a curva à fratura, além do que, o processo térmico na aplicação do revestimento orgânico, pode ter causado uma recuperação parcial da estrutura cristalográfica do DX54D.

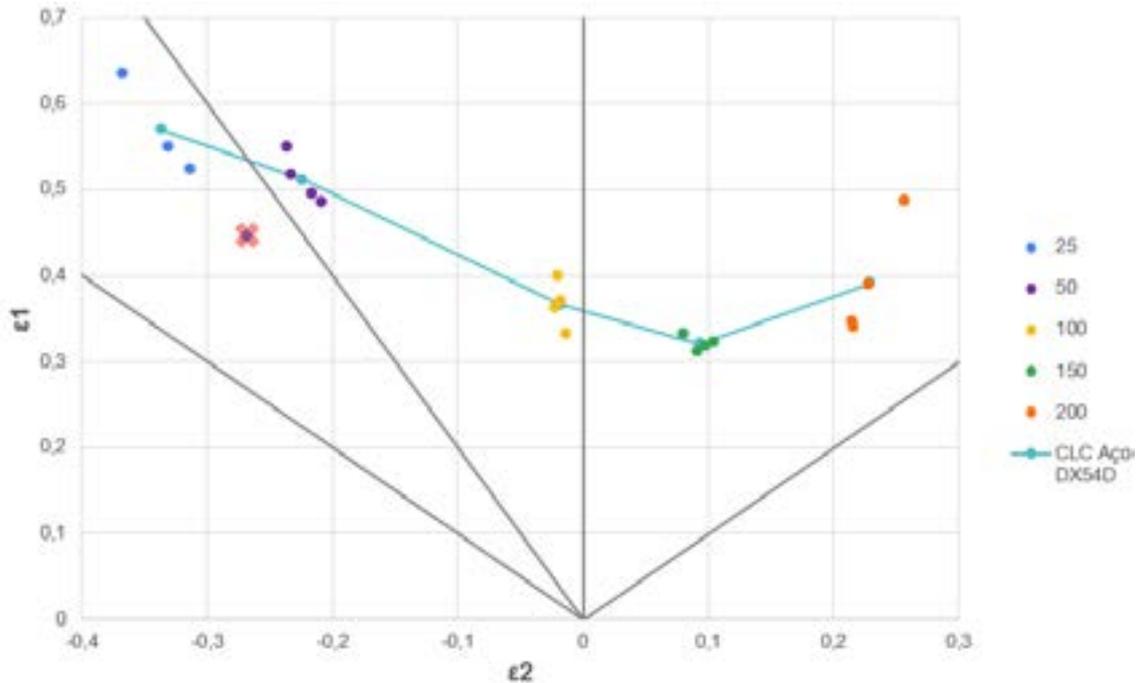


Figura 8: CLC do aço DX54D com revestimento orgânico.

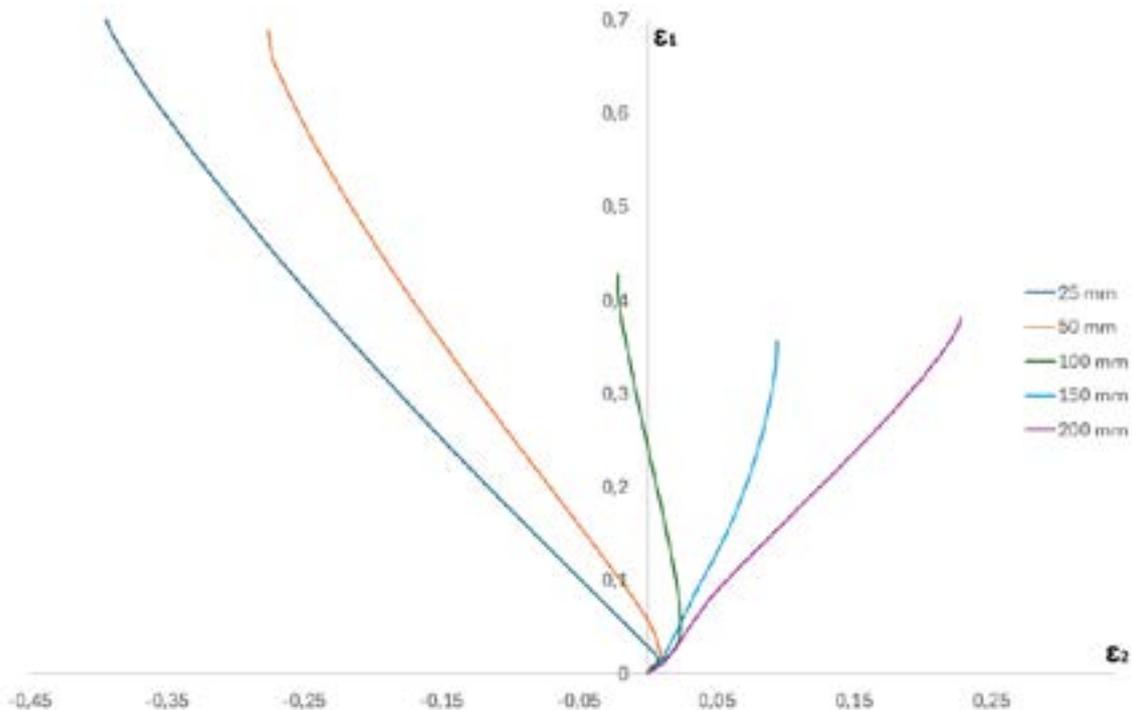


Figura 9: Trajetórias de deformação inerente ao corpo de prova Nakajima.

4. CONCLUSÕES

O presente estudo avaliou a conformabilidade do substrato em aço após a aplicação de revestimento orgânico em linha de pintura de bobina. Com base nos resultados apresentados, pode-se concluir que:

- O ensaio Nakajima, mesmo realizado até a fratura, quando instrumentado com DIC e utilizando o algoritmo proposto em [14], conseguiu detectar adequadamente o início da estricção, e assim, possibilitando a construção da CLC.
- As trincas nos corpos de prova ocorreram somente na região central do domo, o que mostra uma deformação homogênea, resultado de uma boa lubrificação, bem como o formato adequado dos blanks.
- Foi constatado o efeito da superfície curva do corpo de prova Nakajima na trajetória de deformação, o que causou o deslocamento do CLC₀ para o lado direito, em direção à região do estiramento biaxial.
- Por fim, pode-se também comparar o valor obtido de CLC₀= 0,32 para o DX54D com revestimento polimérico, com o valor previsto pelo modelo de Keeler, CLC₀= 0,37. Encontrou-se uma redução de 13%, o que é aceitável dada a natureza da curva prevista pelo modelo Keeler, à fratura, e de possíveis efeitos na microestrutura do DX54D após o processo de aplicação do revestimento orgânico, em especial o processo térmico de cura do revestimento.

REFERÊNCIAS

- [1] HUANG, Y. On Coating Durability of Polymer Coated Sheet Metal Under Plastic Deformation. Ph.D., Mechanical Engineering, - Texas A&M University, College Station, Texas, 2010.
- [2] HEINZEL, H.; RAMEZANI, M.; NEITZERT, T. Experimental Investigation of the Formability of Organic Coated Steel Sheet Metal. In: 43rd Proceedings of the North American Manufacturing Research, Volume 30, 2015. p. 1–12.
- [3] VAYEDA R.; WANG J. Adhesion of coatings to sheet metal under plastic deformation. International Journal of Adhesion and Adhesives 2007; 27(6): 480-492.
- [4] COMPANHIA AMBIENTAL DO ESTADO DE SÃO PAULO (CETESB). Qualidade do Ar. 2021. Disponível em: <https://cetesb.sp.gov.br/ar/poluentes/>. Acesso em 3 fev. 2024.
- [5] PUROHIT, Z. Performance of Polymer Coatings Under Forming Conditions. M.S., Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station, Texas, 2010
- [6] SON, Y.; LEE, KO, D.; KIM, B. Prediction of Delamination and Tearing During Stamping of Polymer-Coated Metal Sheet. In: Journal of Materials Processing Technology, Volume 220, 2015, p.146(11).
- [7] JEON Y.P.; SEO H.Y.; KIM J.D.; KANG C.G. Experimental analysis of coating layer behavior of Al-Si coated boron steel in a hot bending process for IT applications. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2013; 67(5-8): 1693-1700.
- [8] LI H, CHEN J.; YANG J. Experimental and numerical investigation of laminated steel sheet in V bending process considering nonlinear visco-elasticity of polymer layer. Journal of Materials Processing Technology 2012; 212 (1): 36-45.
- [9] BEHRENS, B.A.; HUBNER, S.; GAEBEL, C. M. Forming-induced Gloss Reduction of Coil Coated Sheets for White Goods. In: Procedia Engineering, Volume 183, 2017. p. 107–112.
- [10] LISIECKA-GRACA, P.; KWIECIEN, M.; MADEJ, L.; MAJTA, J.; MUSZKA, K. Application of the DIC System to Build a Forming Limit Diagram (FLD) of Multilayer Materials. Key Engineering Materials 2022; v. 926, p. 963-969.
- [11] FARIAS, A.; Avaliação do Processamento por Atrito Linear em Chapas da Liga de Titânio Ti-6Al-4V, Tese de doutorado, Engenharia Mecânica, USP, São Paulo, 2015.
- [12] FLORES, P. Development of Experimental Equipment and Identification Procedures for Sheet Metal Constitutive Laws. PhD Thesis, University of Liege, Liege, 2005.

- [13] ORTEU, J.-J. 3-D computer vision in experimental mechanics. *Optics and Lasers in Engineering*, v. 47, n. 3-4, p. 282–291, 2009.
- [14] VOLK, W., HORA, P. New algorithm for a robust user-independent evaluation of beginning instability for the experimental FLC determination. *International Journal of Material Forming*, 2011, Volume 4, p. 339-346.
- [15] PAUL, S. K. Controlling factors of forming limit curve: A review. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 2, 2021.
- [16] KOHL, D.; MERKLEIN, M. Alternative characterization method for the failure behavior of sheet metals derived from Nakajima test. *IDDRG* 2021.
- [17] GLOBAL MARKET INSIGHTS. Relatório Mercado Global de Bobinas de Aço com Revestimento PET. 2024.
- [18] CHEN, W.; SONG, H.; CHEN, S.; XU, Y.; DENG, S.; CAI, Z.; PEI, X.; ZHANG, S. A New Phenomenological Model to Predict Forming Limit Curves from Tensile Properties for Hot-Rolled Steel Sheets. *Metals* 2024.



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 12ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 9º Congresso do BrDDRG

26th National Sheet Metal Forming Conference / 12th International Sheet Metal Forming
Conference / 9th BrDDRG Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing

Centro de Eventos do Hotel Plaza São Rafael

Porto Alegre/RS 4, 5 e 6 de outubro de 2023 / October 4-6, 2023 Porto Alegre, RS,

Improving fatigue and fracture resistance of 22MnB5 steel with Nb-Mo addition

Ed Juarez Mendes Taiss ⁽¹⁾

Diego Tolotti de Almeida ⁽²⁾

Lucas Werner ⁽³⁾

Sergi Parareda ⁽⁴⁾

Daniel Casellas ⁽⁴⁾⁽⁵⁾

ABSTRACT

The addition of Nb and Mo in 22MnB5 steels has proved to improve mechanical properties. It is a good strategy to increase the applicability of hot stamped products in parts with high mechanical requirements, as those subjected to cyclic loading, i.e. the vehicle chassis parts.

This paper shows the improved fatigue and fracture resistance of thick 22MnB5 plates with added Nb and Mo. The fatigue resistance has been analyzed in the high cycle fatigue regime and is related to the fracture toughness in the frame of elastic-plastic fracture mechanics. Such approach is presented as a tool to evaluate the effect of manufacturing processes like welding on the fatigue behavior of high strength steels.

Key words — PHS Steel, 22MnB5, Hot Rolled, Fatigue, Fracture Resistance, Nb-Mo.

(1) Metallurgy and Mining Consultant - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, Brazil.

(2) R&D Manager - Research & Development | R&D Specialist – Bruning Tecnometal

(3) Development Engineering | General Manager

(4) Eurecat, Centre Tecnològic de Catalunya, Unit of Metallic and Ceramic Materials, 08243 Manresa, Spain.

(5) Luleå University of Technology, Division of Mechanics of Solid Materials, 971 87 Luleå, Sweden.

1. INTRODUCTION

Heavy-duty vehicles (HDVs), including trucks, buses, and trailers, are collectively responsible for more than 25% of the greenhouse gas (GHG) emissions generated by road transport in the EU and can be much more in development countries like Brazil. Despite some improvements in fuel consumption

efficiency in recent years, these emissions continue to rise, primarily due to the increasing volume of road freight traffic.

In 2023, as part of its efforts to fight the climate crisis, the European Commission proposed a revision of Regulation 2019/1242, which established CO₂ emission standards for HDV that will be extended worldwide. This revision introduces stronger CO₂ emissions standards from 2030 onwards and extends the scope to include smaller trucks, city buses, long-distance buses, and trailers.

While high-strength steels are perfect candidates for such applications, their high tensile strength, combined with the need for large sheet thicknesses, results in high forming loads during the stamping processes. Press hardening, initially developed for body-in-white (BIW) components, is an exceptional process for achieving complex geometries with high tensile strength while preserving component stiffness. This technology can be extended to chassis components, where the stamping loads during forming can be significantly reduced due to the elevated temperatures involved in the hot stamping process.

Nonetheless, the thicker plates required by HDV chassis components, compared to BIW components, necessitate an adjustment of the process windows to obtain fully martensitic microstructure throughout the material thickness ⁽¹⁾.

To address this requirement and to facilitate industrial implementation, a new thick hot-rolled press hardening steel (PHS) has been developed. This alloy incorporates niobium to promote a fine and homogeneous martensitic microstructure, along with molybdenum to enhance hardenability.

The industrial development of Hot Rolled - PHS-Press hardening Steel (3 to 8mm) starting from the alloy design concept, especially adding niobium to promote a fine and homogeneous microstructure and molybdenum for hardenability improvement. Also, the development included hot forming simulations, in order to achieve martensitic microstructure through the thickness, correlating with mechanical properties after quenching and welding qualification. Finally, the industrial hot forming process parameters were defined using Thermo-Calc simulation, microstructure characterization and mechanical properties evaluation ⁽²⁾⁽³⁾.

In this work, the fatigue resistance, and the fracture toughness of the standard boron steel 22MnB5 and the new alloy 22MnB5 + NbMo have been analysed and compared.

Fatigue resistance was evaluated by using the rapid fatigue test known as the stiffness method ⁽⁴⁾ and the fracture toughness was determined in the frame of elastic-plastic fracture mechanics through the essential work of fracture methodology.

The aim is to investigate the impact of Nb and Mo additions on the fatigue and fracture resistance of the press-hardening steels to assess their applicability as lightweight materials for HDV chassis parts.

However, it is important to fully characterize the steel concept developed to introduce on commercial vehicles that has a huge potential for weight reduction and improvement of safety and durability.

This paper shows the advanced characterization on fatigue and fracture resistance using industrial Hot Rolled Steel (22MnB5+NbMo) developed by CBMM, produced by SSAB and processed on a hot forming line at Bruning Tecnometal that is an important Tier#1 of Automotive Segment in Brazil

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1 MATERIALS

The investigated steels are the standard 22MnB5 and the 22MnB5 with addition of niobium and molybdenum (named 22MnB5-NbMo), Hot Rolled Sheets with thickness respectively 4.70 mm and 4.40 mm were studied.

The chemical composition is given in Table 1.

Table 1. Chemical Composition Wt.% percentage for the analyzed materials.

Material	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ti	Nb	B
22MnB5	0.22	0.14	1.19	0.001	0.22	-	0.035	-	0.001
22MnB5-NbMo	0.20	0.19	1.19	0.002	0.19	0.157	0.035	0.04	0.001

The received blanks (ferrite-pearlite microstructure) will be cut in a manageable sheet to perform the heat treatment according to the conditions determined by CBMM and Bruning.

The heat treatment can be modified in order to optimize the austenitizing conditions to reach the best performance in terms of fatigue and fracture toughness. The Figure 1 shows the Lab-scale hot stamping plant.



Figure 1. Lab-scale hot stamping plant.

The specimens were machined from small plates of 150 by 95 mm heat-treated in a small lab furnace and quenched in a water-cooled flat die according to the conditions given in Table 2.

Tensile tests under monotonic loading were performed in a universal testing machine according to ASTM E8. The yield strength (σ_{YS}), ultimate tensile strength (σ_{UTS}) and total elongation at fracture (A_{80}) were determined.

Table 2. Heat treatment conditions and tensile properties of the investigated steels in their final state: Yield strength (s_{YS}), ultimate tensile strength (s_{UTS}) and elongation at fracture (A_{80})

Material	Microstructure	Heat treatment	σ_{YS} [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	A_{80} [%]
22MnB5	Martensite	950°C, 300s	1023 ± 2	1411 ± 7	9 ± 0.5
22MnB5-NbMo	Martensite	950°C, 300s	1075 ± 2	1465 ± 9	10 ± 0.2

In the quenched condition, the 22MnB5 presents a martensitic microstructure with small islands of bainite (Figure 2a). On the other hand, the 22MnB5 NbMo shows lower amounts of bainite and a finer grain size (Figure 2b).

These are the well-known effects of Mo and Nb in steel hardenability and grain refining. Both elements suppress ferrite formation, reduce carbon diffusivity, and exert a strong drag force on moving grain boundaries ⁽²⁾.

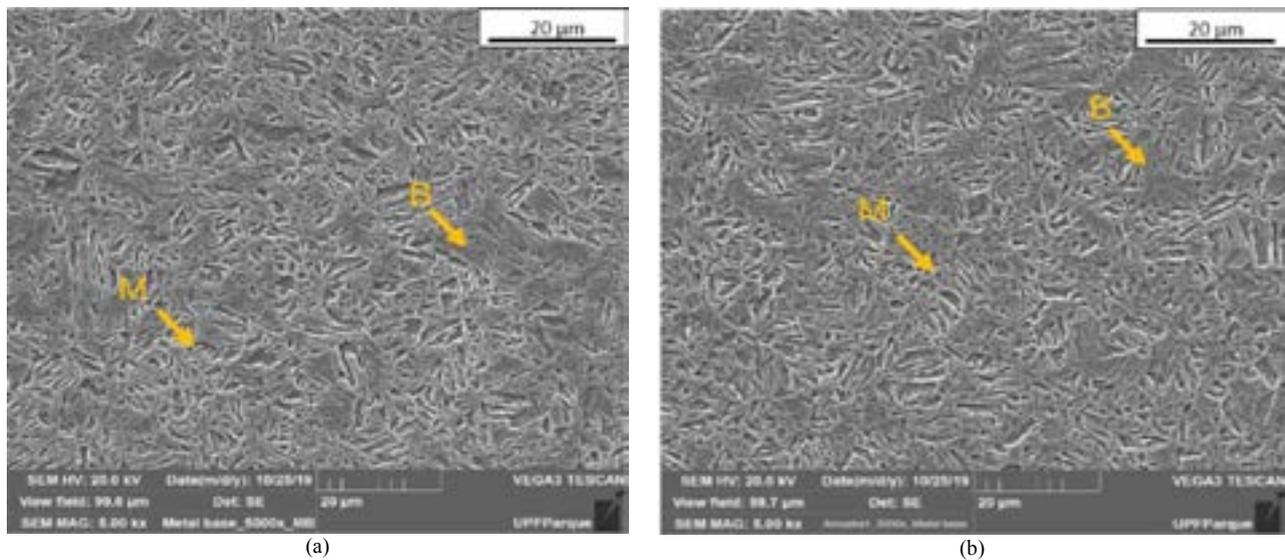


Figure 2. SEM micrographs of the investigated steels. a) 22MnB5 and b) 22MnB5NbMo.

2.2 FATIGUE TESTS

The fatigue resistance will be evaluated by the rapid fatigue test based on the stiffness evolution. The obtained values will give an approach to the fatigue limit of the material. As well as a relation with the obtained microstructure or the surface conditions such as sandblasting, trimming, welding, etc.

The fatigue limit (s_f) at 2 million cycles was evaluated for each material in the edge polished condition. The tests were carried out at room temperature in a servo-hydraulic testing machine MTS 322 Test Frame equipped with a load cell of 250 kN and hydraulic grips.

The testing frequency was 30Hz and the load ratio (R) of 0.1 to avoid buckling issues.

Figure 3a shows the hourglass specimens ($K_t = 1.03$) machined from the press-hardened plates and Figure 3b shows the Fatigue test setup of the servo-hydraulic testing machine.

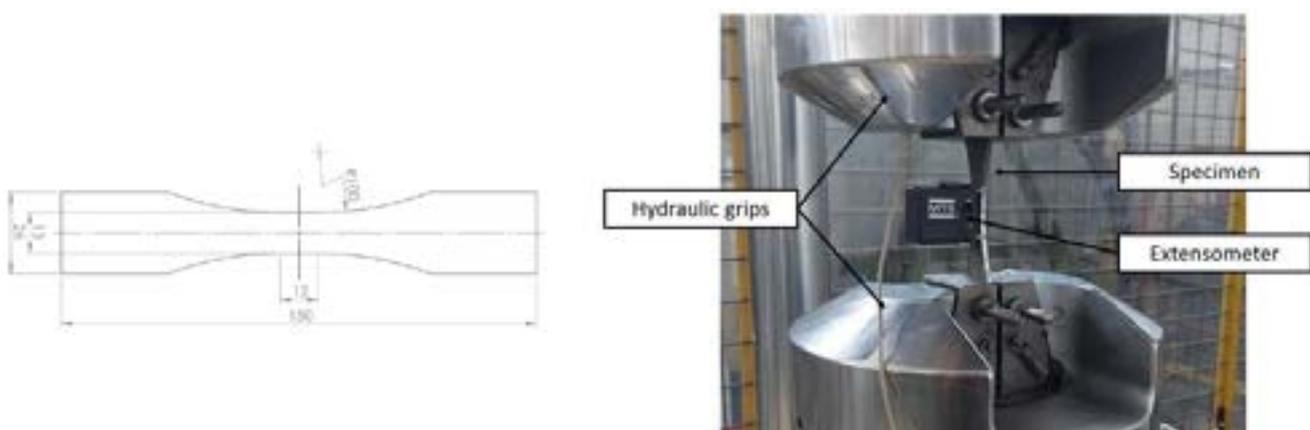


Figure 3 - (a) Specimen geometry for hourglass specimens - Dimensions in mm. (b) Fatigue test setup of the servo-hydraulic testing machine with hydraulic grips, hourglass fatigue specimen and extensometer.

The fatigue resistance was determined in the S-N or Wöhler curve according to ASTM E466. However, due to the time consuming of these tests and the scarce material available, the s_f was determined using the stiffness-based method ⁽⁴⁾.

This method allows determining the s_f in a reduced time and using few specimens. As schematically shown in Figure 4, the test consists of cyclically loading the specimen in successive fatigue blocks of 6000 cycles and increasing the maximum stress (s_{max}) by 25 MPa until the specimen breaks.

The fatigue damage is developed during this load sequence and can be monitored through the plastic strain (De_p) and the stiffness evolution of the specimen.

The first regime (i) shown in Figure 4a, does not detect fatigue damage as the stress is far below the fatigue limit of the material. On the contrary regime (ii) shows an increase of De_p as microplasticity and microcracks are developed in the material described by continuum damage mechanics (CDM). Lastly, the drop in the elastic response of the specimen, i.e. the stiffness, shows that a macrocrack is propagating in the material and defines regime (iii) described by linear elastic fracture mechanics (LEFM).

Such De_p values were determined by loading the specimen at a fixed stress corresponding to half of the yield strength ($s_{YS/2}$) after each fatigue block and recording the global strain (elastic and plastic) of the specimen. The strain measurements were carried out using a contact extensometer, MTS 632.27F-20 with an initial length of 25 mm. The s_f was calculated in the strain-stress plot, shown in

Figure 4b, as the stress level that is related to a relevant increase of the De_p defined by 10 times the standard deviation of the first points measured in regime (i).

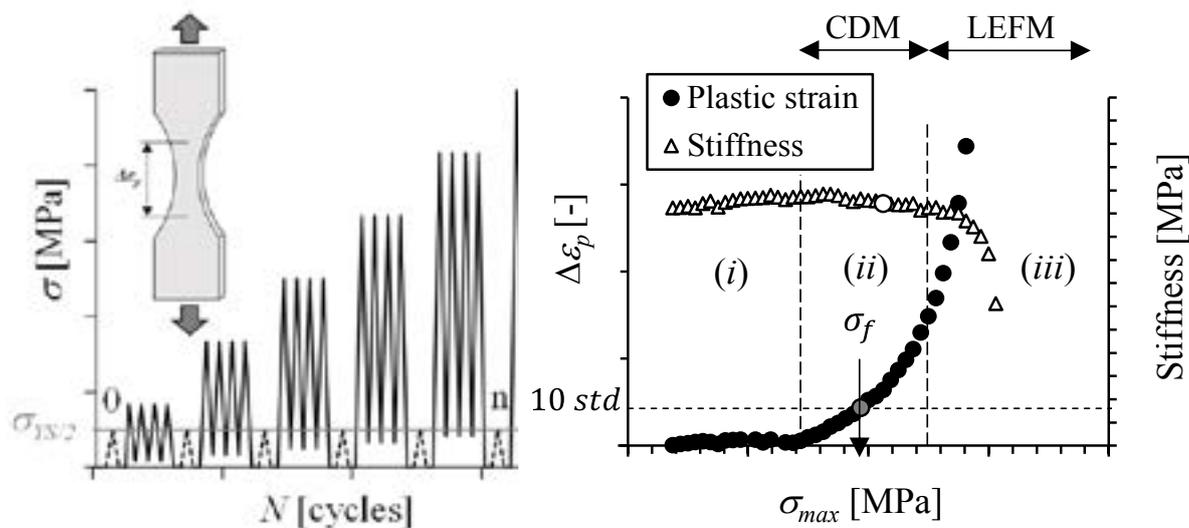


Figure 4. (a) Schematic representation of the successive fatigue blocks with increasing maximum stress and strain measurements. (b) Plastic strain curve to determine s_f .

2.3 FRACTURE TOUGHNESS TESTS

Fracture toughness was evaluated through the essential work of fracture (EWF) methodology, widely applied on high-strength steels ⁽⁵⁾.

The method relies on testing multiple pre-cracked specimens with different ligament lengths (l_0) up to fracture and measure the energy required for the complete fracture of the specimen. Such energy, called the total work of fracture (W_f), is determined by integrating the area under the load vs load-line displacement curve (Figure 5c).

The W_f normalized by the cross-section area ($l_0 t_0$) results in the specific work of fracture (w_f). The plot of multiple w_f against different ligament lengths (l_0) allows obtaining the specific essential work of fracture (w_e) and the specific non-essential plastic work (w_p) multiplied by shape factor (β).

As shown in Figure 5d and Equation 1, w_e is given by the intersection to the ordinate and $\beta w_p l_0$ by the slope. The w_e describes the tearing resistance of ductile steel sheets which contains energetic contributions from crack initiation and propagation resistance.

$$\frac{W_f}{l_0 t_0} = w_f = w_e + \beta w_p l_0 \quad (1)$$

The method can be applied using different specimen geometries. In thin sheets, Double Edge Notched Tension (DENT) specimens are the most suitable as the area between the notches is in tensile stress. However, the implementation of DENT specimens in thick steel sheets results in a complex experimental procedure as the fracture load is too high and it is difficult to obtain similar pre-cracked fatigue cracks at both edge notches. It will favour asymmetrical crack propagation, which may lead to non-valid results for some specimens and considerably increase the results scatter. The utilization of Single Edge Notched Bending (SENB) geometry would overcome such uncertainties, as it simplifies the specimen pre-cracking and significantly reduces the load to break the specimen in a 3-point bending setup.

In this work, 5 rectangular SENB specimens were machined from the press-hardened plates (Figure 5a and 5b). The specimen dimensions were defined according to ASTM E1820.

Ligament lengths (l_0) ranging from 12 to 24 mm were used. The tests were conducted at a constant crosshead displacement of 1 mm/min according to CWA 17793⁽⁶⁾. Notch cracks were introduced by fatigue pre-cracking, by applying a load ratio of 0.1 and da/dN of 10^{-8} m/cycle.

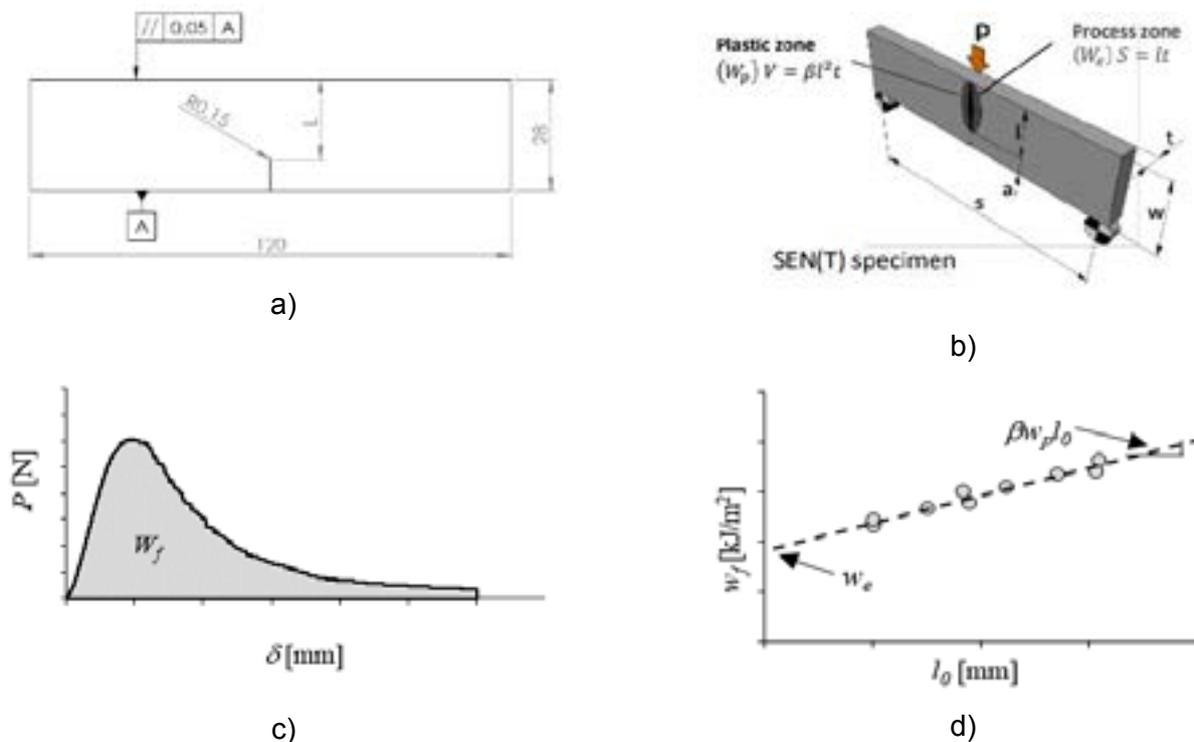


Figure 5 – a and b) SENB specimen drawing. The specimen dimensions are expressed in mm, c) Schematic representation of the energy measured from the load vs. displacement curve and d) EWF method applied to SENB specimens.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1- FATIGUE

The Figure 6 and 7 shows the fatigue results obtained for the investigated materials.

As depicted in the Figure 6 both materials show a similar fatigue behaviour in the regime below 10^5 cycles. Conversely, the fatigue resistance in the high cycle regime is different mainly described by a different slope of the S-N curve, $m = 5$ for the 22MnB5 and $m = 3$ for the 22MnB5 NbMo. It is worth mentioning that the results for the developed alloy show a lower scatter than the standard 22MnB5. Additionally, the predicted s_f is slightly higher for the 22MnB5 Nb-Mo.

The Figure 7 shows curves obtained in the stiffness method for 22MnB5 and 22MnB5 Nb-Mo that we can confirm the similar behavior of the steels studied.

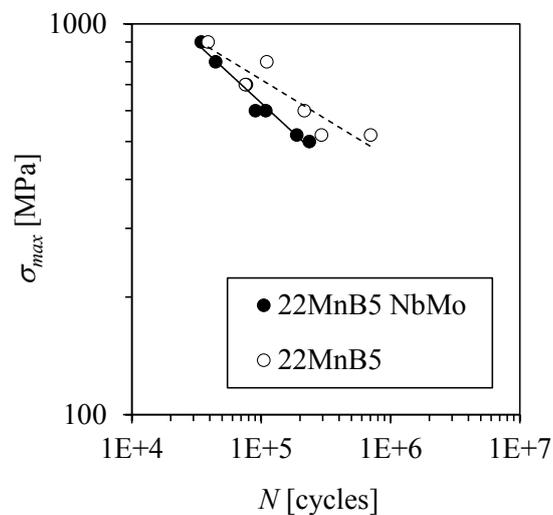


Figure 6. S-N Curves for the Steel 22MnB5 and 22MnB5 Nb-Mo.

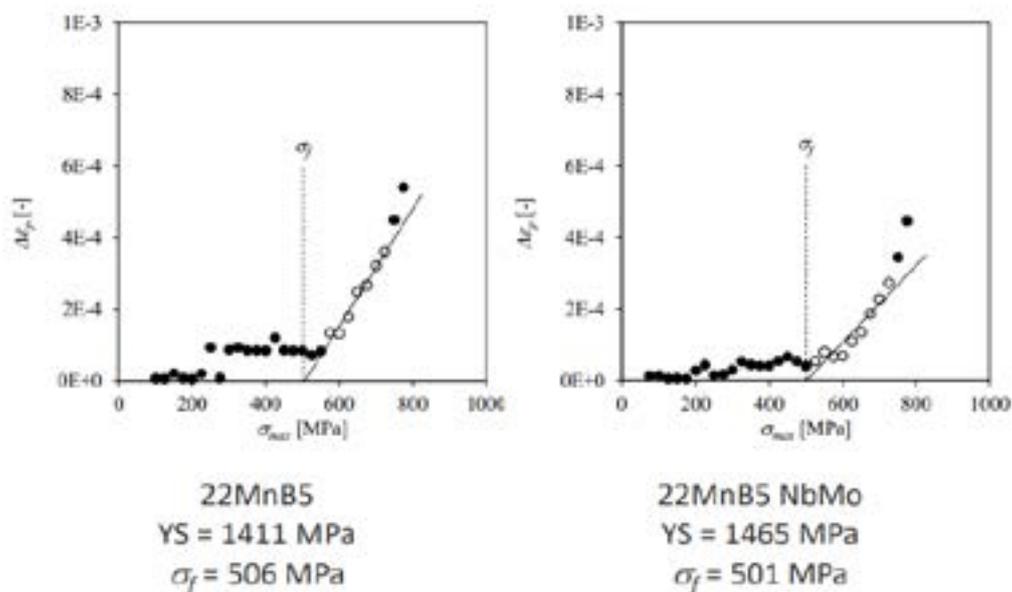


Figure 7 - Curve obtained in the stiffness method for 22MnB5 and 22MnB5 Nb-Mo.

To compare the obtained data with the literature, the fatigue results were converted to a stress ratio of -1 by using the Gerber equation. Both materials exhibit similar fatigue resistance in terms of s_f and are in good agreement with previously reported results for a 7mm thick press-hardened steel ($\sigma_f = 270 \pm 14$ MPa) ⁽⁷⁾.

The analysed materials demonstrate a higher fatigue resistance to that of the steel grade currently used in many HDV chassis parts, i.e. S500MC steel ($\sigma_f \gg 190$ MPa) ⁽⁸⁾.

The Figure 8 shows the results S-N curves obtained on base materials and laser welded coupons registered by CBMM and Bruning Tecnometal evaluation ⁽³⁾⁽⁹⁾ where the results of 22MnB5 NbMo reached superior performance as compared with 22MnB5 Standard.

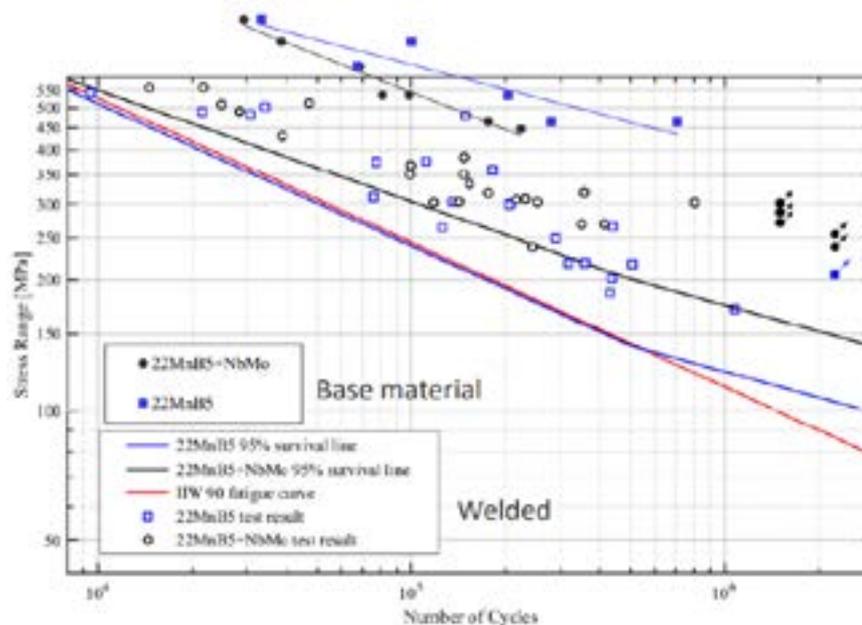


Figure 8. S-N curves of 22MnB5 and 22MnB5 NbMo – Base Material and Laser Welded Coupons.

3.2– FRACTURE EVALUATION

3.2.1 - Fracture Resistance

While the fatigue resistance measured during fatigue method in terms of σ_f is similar, the fracture toughness differs significantly. The addition of Nb and Mo increases the fracture toughness of the developed alloy compared to standard 22MnB5.

The 22MnB5 with NbMo shows a higher fracture toughness value compared to the 22MnB5, from 75 kJ/m² up to 141 kJ/m², as indicated in Table 3 and Figure 9. This higher fracture toughness is associated with increased damage tolerance, consequently leading to lower fatigue notch sensitivity ⁽¹⁰⁾.

Table 3 – Fracture Resistance of 22MnB5 and 22MnB5 - NbMo

Material	Microstructure	Fracture Toughness
22MnB5	Martensite	75 KJ/m ²
22MnB5-NbMo	Martensite	141 KJ/m ²

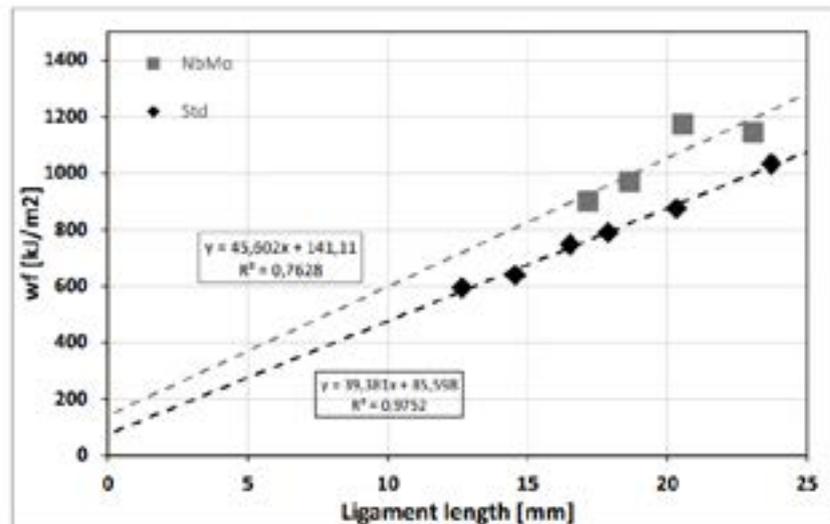


Figure 9 - Load-displacement curves used for the EPFM tests and results obtained by the EWF for 22MnB5 and 22MnB5 NbMo

This improvement aligns with previous works demonstrating that grain refinement and enhanced grain boundary cohesion provided by Nb and Mo alloying result in higher resistance to crack propagation ⁽¹¹⁾.

Therefore, according to the relationship between fracture toughness and fatigue notch sensitivity reported by Parareda et al ⁽¹⁰⁾, the 22MnB5 Nb-Mo should perform better in the presence of surface defects, which are the typical fatigue origin for chassis parts with trimmed edges or punched holes.

These comments can be extended to other pre-existent defects, as those found in welds. This is experimentally confirmed in the work of Braga et al ⁽¹²⁾ where the 22MnB5 NbMo shows a higher fatigue resistance in welded specimens, compared to the standard 22MnB5.

3.2.2 - True Thickness Strain

The fracture surfaces of the SENB specimens were analyzed according to ASTM E8 to calculate the true thickness strain (TTS) parameter, which directly correlates with the amount of energy expended in the necking process during fracture ⁽¹³⁾.

The TTS was calculated at the fracture initiation point (TTS_i) and at the end of the crack propagation (TTS_f) according to equation 2, where t_0 is the thickness of the material, and t_f is the thickness at a given crack propagation length. The Table 4 and the Figure 10 shows the Fracture Toughness results according to CWA 17793.

$$TTS = \ln(t_f / t_0) \quad (2)$$

Table 4. Fracture toughness results obtained according to CWA 17793.

Material	TTS _i [-]	TTS _f [-]
22MnB5	0.043 ± 0.010	0.040 ± 0.013
22MnB5-NbMo	0.047 ± 0.004	0.063 ± 0.008

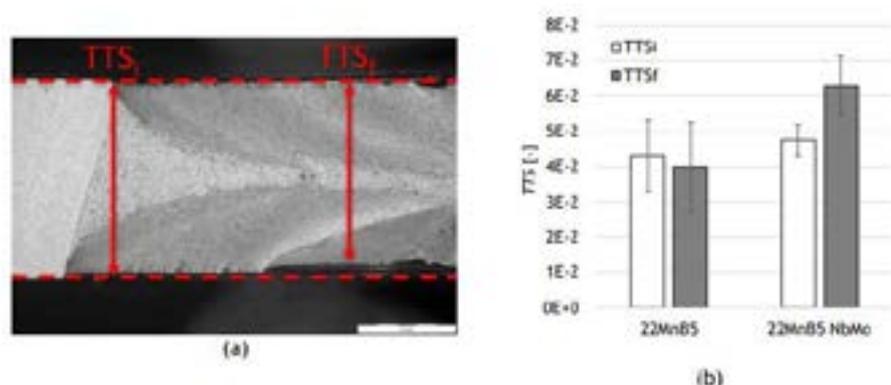


Figure 10. a) TTS measured positions and b) TTS results.

4. CONCLUSIONS

Based on the fatigue and fracture tests carried out on 22MnB5 standard and with addition of niobium and molybdenum, the following conclusions can be drawn:

- I. The tensile properties are almost the same for both, 22MnB5 and 22MnB5 Nb-Mo.
- II. Fatigue behavior is affected by the addition of Nb and Mo, especially the slope of the S-N curve. However, the fatigue limit of both materials is very similar.
- III. 22MnB5 and 22MnB5 NbMo present similar fatigue behavior in the high cycle regime. Although the fatigue limit is comparable for both grades, 22MnB5 shows a lower fatigue strength exponent, resulting in a less steep S-N curve.
- IV. Fracture toughness tests reveal that the addition of NbMo to 22MnB5 increases the toughness of the material from 75 kJ/m² to 141 kJ/m².
- V. The higher fracture toughness of 22MnB5 NbMo is consistent with the reported TTS values for this material, where the TTSf is higher than the TTSi, emphasizing the relevance of the necking contribution in the fracture process.
- VI. While the fatigue resistance is similar for both materials, the higher fracture toughness of 22MnB5 NbMo becomes crucial in the presence of defects. The lower fatigue notch sensitivity and higher fatigue resistance to defects make 22MnB5 NbMo more resilient in such scenarios.
- VII. The main benefits of adding Nb and Mo to the standard 22MnB5 are found in the wider process window and the higher fracture toughness values of the new alloy. Such high fracture toughness infers a larger defect tolerance which will help their application in trimmed, punched or welded components.
- VIII. The higher fatigue resistance compared to the current chassis materials and the high fracture toughness values compared to the standard 22MnB5 positions the 22MnB5 Nb-Mo as a good candidate for lightweight designs of chassis components for HDV.
- IX. In resume, the Table 5 shows the Fatigue and Fracture Toughness results that we can visualize the positive influence of niobium addition mainly.

Table 5. Fatigue and Fracture Toughness results for the two investigated materials: Fatigue Limit (σ_f) at R=0.1 and -1 and fracture toughness (w_e).

Material	$\sigma_f (R=0.1)$ [MPa]	$\sigma_f (R=-1)$ * [MPa]	w_e [kJ/m ²]
22MnB5	539 ± 7	252	75
22MnB5 Nb-Mo	565 ± 12	265	141

*The values at R=-1 were obtained according to the Gerber equation.

REFERENCES

- (1) J. Pujante, E. Garcia-Llamas, S. Golling, D. Casellas, Microstructural and Mechanical Study of Press Hardening of Thick Boron Steel Sheet, in: J Phys Conf Ser, Institute of Physics Publishing, 2017. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/896/1/012085>.
- (2) J. Hannula, D.A. Porter, A. Kaijalainen, J. Kömi, Evaluation of Mechanical Properties and Microstructures of Molybdenum and Niobium Microalloyed Thermomechanically Rolled High-Strength Press Hardening Steel, JOM 71 (2019) 2405–2412. <https://doi.org/10.1007/S11837-019-03478-9/FIGURES/7>
- (3) E.J.M. Taiss, D.T. de Almeida, A.L.V. da C. e Silva, Hot Stamping of Heavy-Gaged - Full Development and the Effect of Press Hardening Process on the Microstructure and Mechanical Properties of 22MnB5 + Nb-Mo Alloyed, Materials Science Forum 1105 (2023) 81–86. <https://doi.org/10.4028/P-LVDQ7R>.
- (4) S. Parareda, D. Casellas, M. Mares, A. Mateo, A damage-based uniaxial fatigue life prediction method for metallic materials, Mater Des 231 (2023) 112056. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2023.112056>.
- (5) [D. Frómeta, S. Parareda, A. Lara, S. Molas, D. Casellas, P. Jonsén, J. Calvo, Identification of fracture toughness parameters to understand the fracture resistance of advanced high strength sheet steels, Eng Fract Mech 229 (2020) 106949. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACTMECH.2020.106949>.
- (6) EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, Test method for determination of the essential work of fracture of thin ductile metallic sheets, CEN-CENELE, Brussels, 2021.
- (7) D. Casellas, H. Sieurin, C. Sunderkötter, A. Lara, S. Parareda, Fatigue of press hardened steels: drawbacks and challenges to unlock the lightweight potential of press hardening technology for heavy duty vehicles, in: W. Sipten (Ed.), 7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel (CHS² 2019), 2-5 June, 2019, Luleå, Sweden, 2019.
- (8) J. Stahl, I. Pätzold, R. Golle, C. Sunderkötter, H. Sieurin, W. Volk, Effect of One- and Two-Stage Shear Cutting on the Fatigue Strength of Truck Frame Parts, Journal of Manufacturing and Materials Processing 2020, Vol. 4, Page 52 4 (2020) 52. <https://doi.org/10.3390/JMMP4020052>.
- (9) Diego Tolotti de Almeida, et all - The effect of laser welding on microstructure and mechanical properties in heavy-gage press hardening steel alloys, Materials Science & Engineering.
- (10) S. Parareda, D. Frómeta, D. Casellas, H. Sieurin, A. Mateo, Understanding the Fatigue Notch Sensitivity of High-Strength Steels through Fracture Toughness, Metals 2023, Vol. 13, Page 1117 13 (2023) 1117. <https://doi.org/10.3390/MET13061117>.
- (11) J. Yoo, M.C. Jo, J. Bian, S.S. Sohn, S. Lee, Effects of Nb or (Nb + Mo) alloying on Charpy impact, bending, and delayed fracture properties in 1.9-GPa-grade press hardening steels, Mater Charact 176 (2021) 111133. <https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2021.111133>.
- (12) V. Braga, E.J.M. Taiss, D.T. de Almeida, A.L.V. da C. e Silva, Hot Stamping of Heavy-Gaged - Full Development and the Effect of Press Hardening Process on the Microstructure and Mechanical Properties of 22MnB5 NbMo Alloyed, Materials Science Forum 1105 (2023) 81–86. <https://doi.org/10.4028/P-LVDQ7R>.
- (13) D. Frómeta, A. Lara, L. Grifé, T. Dieudonné, P. Dietsch, J. Rehrl, C. Suppan, D. Casellas, J. Calvo, Fracture Resistance of Advanced High-Strength Steel Sheets for Automotive Applications, Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci 52 (2021) 840–856. <https://doi.org/10.1007/S11661-020-06119-Y/FIGURES/17>

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL NA ESTAMPAGEM A QUENTE DO AÇO AO BORO 22MnB5

Christian Maioli ⁽¹⁾André Rosiak ⁽²⁾Luana de Lucca de Costa ⁽³⁾Lirio Schaeffer ⁽⁴⁾

RESUMO

Este estudo focaliza a fabricação de peças de ultra-alta resistência por estampagem a quente, centrando-se no aço 22MnB5, relevante na indústria automotiva. O objetivo principal é analisar a estampagem a quente do aço 22MnB5, considerando parâmetros críticos, e empregar simulação numérica para esse fim. A caracterização inicial do aço compreende análises químicas, avaliação da microestrutura e medições de microdureza. O protótipo da peça, uma coluna B, foi modelado, e o processo de estampagem foi realizado com um blank aquecido a 1100°C. A simulação numérica, utilizando o software QFORM, foi essencial para prever a distribuição de deformação, destacando heterogeneidades que influenciam a microestrutura final. A análise da Curva Limite de Conformação (CLC) apontou uma propensão à fratura no rebaixo central da peça, corroborada pela observação da peça estampada. A simulação previu uma microestrutura predominante de bainita, ferrita e martensita. Esses resultados foram validados experimentalmente. A simulação numérica demonstrou ser eficaz na previsão da evolução microestrutural e na identificação de tendências de falhas. Assim, destaca-se seu potencial como ferramenta valiosa na otimização do processo de estampagem a quente de peças de alta complexidade, proporcionando insights fundamentais para aprimorar a qualidade e a eficiência do processo industrial.

Palavras-chave: Estampagem a quente, 22MnB5, Simulação numérica.

1. INTRODUÇÃO

Peças de ultra alta resistência fabricadas por estampagem a quente estão sendo cada vez mais utilizadas na indústria automobilística para reduzir o peso da carroceria

do automóvel sem comprometer o desempenho de segurança em colisões [1]. Estes requisitos são atendidos pelo processamento dos aços ao boro, como o 22MnB5. Na estampagem a quente, o material é austenitizado e, em seguida, conformado em peças de formato complexo. A troca térmica entre a peça e as ferramentas frias garante uma troca térmica intensa. O resultado é a transformação da microestrutura austenítica. Atualmente, o 22MnB5 estampado a quente é usado em componentes automotivos, como reforços de colunas A e B, para-choques e vigas de portas, barras dianteiras, traseiras e de teto, além de travessas laterais [2]. Antes da estampagem a quente, o aço 22MnB5 consiste em uma microestrutura ferrita-perlita com níveis de resistência próximos a 600 MPa. Após a estampagem a quente, a resistência pode atingir valores superiores a 1500 MPa [3].

No projeto do processo de estampagem a quente, diversos aspectos devem ser cuidadosamente controlados para garantir que a peça atinja os requisitos geométricos e as propriedades mecânicas. Parâmetros do processo, como geometria da matriz, troca térmica, espessura da chapa, força de prensa-chapas e atrito, são extremamente críticos. À medida que o número de parâmetros de processo aumenta, torna-se mais difícil encontrar os parâmetros ótimos que satisfaçam as especificações do projeto durante o processo de conformação [4]. Neste contexto, a simulação numérica torna-se uma ferramenta indispensável para controlar e otimizar o processo.

A simulação de estampagem a quente fornece a compreensão do comportamento da deformação durante a etapa de conformação, o que é necessário para esclarecer a distribuição de temperatura localizada. A simulação pode ser usada para calcular a distribuição de temperatura gerada ao entrar em contato com a matriz durante a etapa de conformação e o comportamento de deformação com base nessa distribuição de temperatura [5]. Na conformação de chapas metálicas, a Curva Limite de Conformação (CLC) é frequentemente usada para avaliar a conformabilidade e a área potencial de fratura em uma simulação de conformação. A simulação ainda é usada para avaliar as condições de conformação, prever as propriedades finais e projetar canais de resfriamento na matriz para suprimir o acúmulo de calor [6].

Destarte, este estudo tem como objetivo geral avaliar a aplicação da simulação numérica para analisar o processo de estampagem a quente do aço 22MnB5 em uma geometria complexa.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Caracterização inicial do aço 22MnB5

A chapa de aço 22MnB5 utilizada neste trabalho possui 1,35mm de espessura e não possui revestimento. O material foi submetido à análise química utilizando um espectrômetro Q210N, marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN - UFRGS).

A análise da microestrutura na condição inicial foi conduzida por meio de micrografias ópticas das seções transversais dos materiais, após a aplicação de técnicas convencionais de preparação metalográfica na superfície de avaliação. O reagente químico empregado para revelar a microestrutura foi o Nital 2%. A captura das imagens foi realizada utilizando um microscópio óptico invertido da marca OLYMPUS, modelo GX-51.

Ensaio de microdureza foram conduzidos em um Microdurômetro, modelo Hardness Tester ISH-TDV 1000, fabricado pela INSIDE. Três amostras foram submetidas aos testes, e a média de 10 valores medidos em cada amostra foi estabelecida como a dureza Vickers na condição inicial.

3.2 Geometria da peça em estudo

A peça analisada neste trabalho é um protótipo de coluna B de um automóvel. A coluna B (Figura 1) é um componente típico da estrutura de segurança de veículos que requer excelente resistência ao choque e alta resistência mecânica [7].



Figura 1 Coluna B de um veículo [8].

A modelagem em 3D da peça foi desenvolvida no software SolidWorks 2017. A Figura 2 mostra o detalhamento do protótipo investigado neste trabalho. A geometria da coluna B pode ser simplificada como uma peça estampada em forma de U. O protótipo possui esta característica em dimensões reduzidas.



Figura 2 Protótipo de coluna B.

3.3 Processo investigado

No processo de estampagem a quente proposto é utilizado com blank retangular, com 175 mm de comprimento e 100 mm de largura. O desenho esquemático da configuração experimental para os processos de estampagem a quente proposto é mostrado na Figura 3. No processo, a chapa é aquecida em forno resistivo e é rapidamente transferida para uma prensa de duplo efeito marca Danpresse onde o conjunto de ferramentas está montado. A prensa, com velocidade nominal de 15mm/s e capacidade de 20t, é acionada até o fechamento das ferramentas. A temperatura e o tempo de aquecimento da chapa foram definidos em 1100°C e 7 minutos de acordo com COSTA et al., [9].

Durante a estampagem, dados de força e deslocamento foram adquiridos. O deslocamento da prensa foi monitorado por um transdutor de deslocamento variável linear (*Linear Variable Differential Transformer - LVDT*) e a força por uma célula de carga montada no punção da prensa. Os sinais foram adquiridos pelo aparelho Spider 8 da marca HBM e tratados pelo software Catman Express.

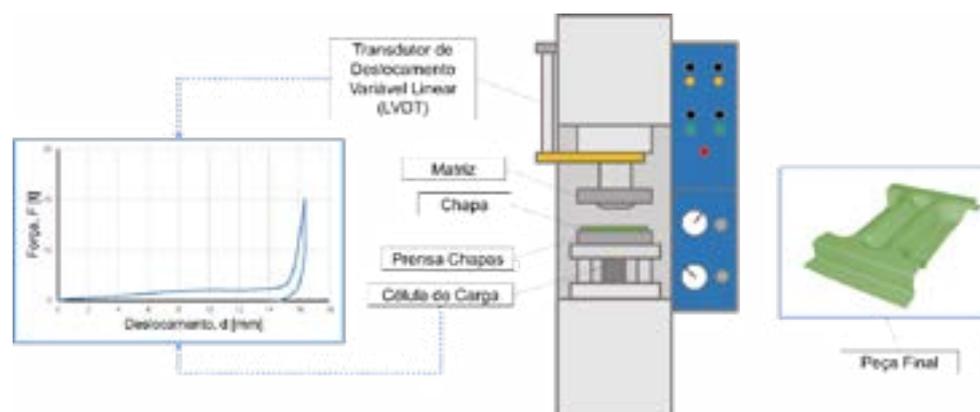


Figura 3 Desenho esquemático do processo de estampagem a quente analisado.

O ferramental utilizado consiste em três componentes: (i) matriz, (ii) punção e (iii) prensa-chapas. A deformação ocorre através da ação do punção que penetra a matriz. Não há aplicação de carga no prensa-chapas. A Figura 4 mostra o detalhamento do ferramental. As ferramentas foram produzidas a partir de placas de aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13. Após a usinagem, as ferramentas foram temperadas e revenidas para ser capaz de suportar as tensões induzidas no processo de conformação.

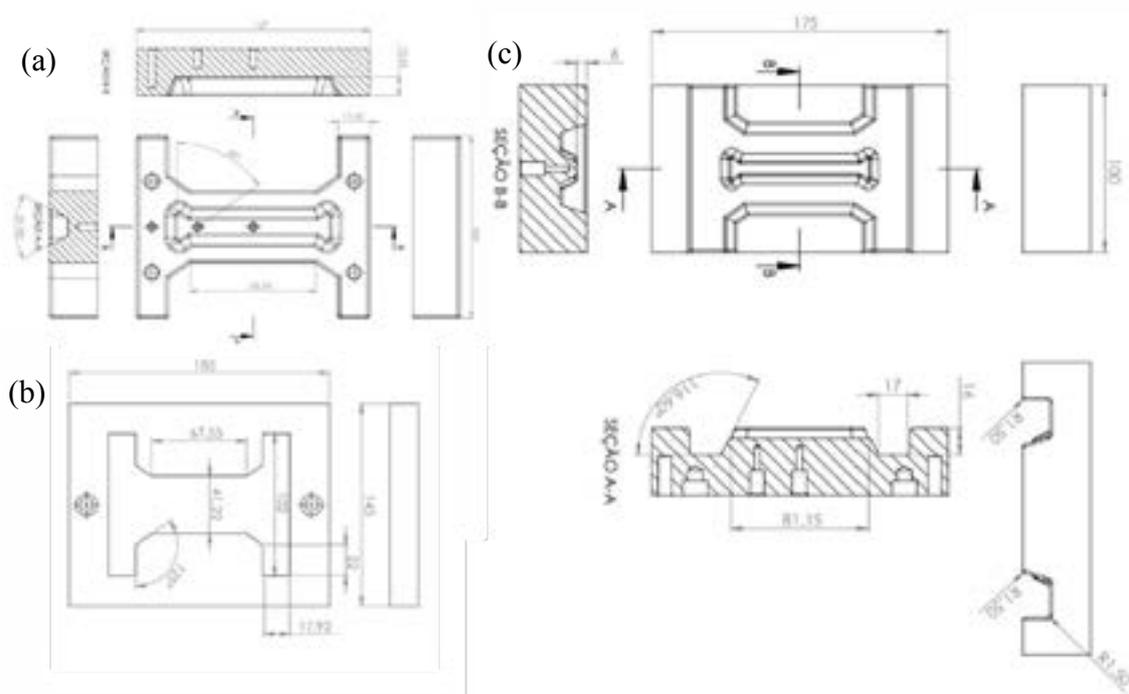


Figura 4 Detalhamento do ferramental de estampagem a quente (a) punção, (b) prensa-chapas e (c) matriz.

3.4 Simulação numérica do processo de estampagem a quente

O software QFORM foi utilizado na análise por elementos finitos do processo de estampagem a quente. Devido à complexidade da peça, optou-se por um modelo em 3D. A Figura 5 mostra o modelo tridimensional. Considerando a simetria dos componentes do processo, apenas uma porção do volume das geometrias (90° de ângulo) foi utilizada na modelagem (Figura 6). Esta técnica de simplificação do modelo reduz a quantidade de elementos gerados e o esforço computacional, permitindo

melhorar o refino de malha para aprimorar a qualidade de resultados. Para uma representação mais clara, os resultados são mostrados com a geometria expandida em 360°.

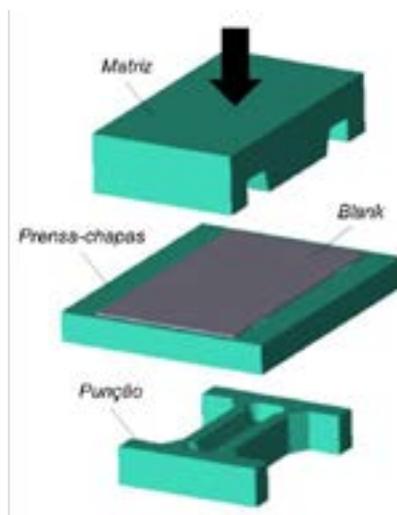


Figura 5 Modelo numérico do processo de estampagem a quente.

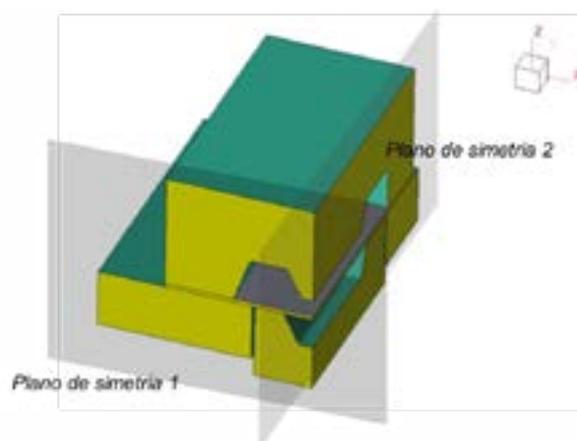


Figura 6 Planos de simetria do modelo numérico.

Para a análise FEM, os modelos CAD das geometrias das ferramentas e do blank foram importados do software SolidWorks 2017 para o QFORM. Os elementos da ferramenta foram posicionados de forma apropriada para reproduzir a ferramenta real. Na simulação, assim como acontece na máquina, a matriz superior é a que se movimenta no sentido vertical para realizar a conformação da peça.

O blank foi discretizado em elementos hexaédricos de 1mm de aresta e 0,27mm de espessura. Esta configuração garante 5 elementos na espessura da chapa. O número de elementos gerados foi de 21875. Na Figura 17 é possível identificar a malha gerada.

O software QFORM possibilita que sejam definidos o tempo de transferência da chapa do forno para a prensa e o tempo de permanência da chapa na matriz até o início da conformação. Dessa forma, o modelo considera o histórico de resfriamento do material antes da deformação plástica. Nesse modelo, o tempo de transferência foi definido como 4 segundos e o tempo de permanência da chapa na matriz foi determinado em 3 segundos, com base em experiências anteriores.

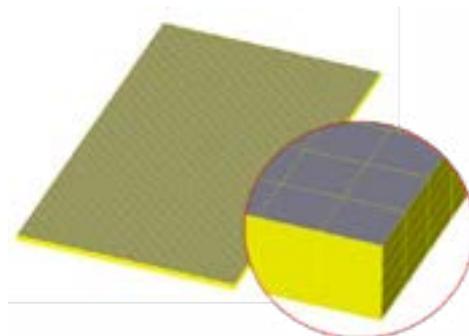


Figura 7 Malha gerada no blank.

Para garantir que a simulação por elementos finitos representasse fielmente o processo real de estampagem a quente, uma extensa pesquisa foi realizada para selecionar as condições de contorno inseridas na configuração do modelo numérico. A Tabela 1 lista os parâmetros térmicos, mecânicos e operacionais utilizados na simulação numérica do processo de estampagem a quente

Tabela 1 Parâmetros térmicos, mecânicos e operacionais utilizados na simulação numérica do processo de forjamento de precisão a quente.

Temperatura inicial do blank	1100°C
Temperatura inicial das ferramentas	20°C
Coefficiente de atrito	0,3
Velocidade da ferramenta	15mm/s
Coefficiente de Transferência de Calor (billet-ambiente)	50 W/m ² .K

Como o sucesso da estampagem a quente está diretamente ligado a troca térmica que ocorre durante a operação, a transferência de calor deve ser considerada no modelo numérico. O coeficiente de transferência de calor desenvolvido entre as ferramentas e a peça é determinado pela condutividade térmica dos materiais. O software QFORM possui em sua biblioteca diversas opções de aços ferramentas. Informações referentes as propriedades térmicas dos materiais (condutividade térmica, calor específico e expansão térmica) em função da temperatura estão disponíveis na biblioteca do software. O aço AISI H13 foi atribuído as matrizes de estampagem a quente para a simulação da coluna B. As ferramentas foram consideradas rígidas, uma vez que o interesse está focado no componente estampado e o que acontece com as matrizes é desprezado.

O software QFORM oferece diversos tipos de prensas que podem ser atribuídas a simulações de acordo com seu objetivo. Neste trabalho, foi selecionada uma prensa hidráulica por ser a mais utilizada na conformação de chapas [10]. Definiu-se como sistema hidráulico com velocidade constante de 15 mm/s.

O modelo de Coulomb foi usado para representar o atrito desenvolvido no processo. Foi adotado um coeficiente de atrito constante de 0,3, baseado no trabalho de CUI et al., [11]. O coeficiente de transferência de calor para o ambiente foi definido como 50 W/(m²·K), conforme HU et al., [12].

O histórico térmico do material após a conformação também é um ponto crítico na simulação da estampagem a quente. Por esta razão, também foi realizada uma segunda simulação, que corresponde à extração de calor da chapa com matrizes fechadas. No software QFORM, esta etapa corresponde a uma simulação denominada “resfriamento”, para a qual foram importados os resultados da etapa de deformação anterior. Todos os outros parâmetros previamente determinados foram mantidos constantes.

Os parâmetros da Equação de Hensel-Spittel para a liga 22MnB5 (Tabela 2) definidos por TANG et al. [13] foram inseridos no banco de dados do software QFORM. Após a inserção dos dados, o software permite que as curvas de

escoamento sejam observadas em diferentes temperaturas e velocidades de deformação. Após o cadastramento, o material é salvo na biblioteca e pode ser utilizado sempre que necessário.

Tabela 2 Parâmetros da Equação de Hensel-Spittel para a liga 22MnB5 [13].

A [Mpa]	21266
α_1 [-]	-0,00174
α_2 [-]	0,34308
α_3 [-]	-0,04819
α_4 [-]	-0,00054
α_5 [-]	0,00069
α_6 [-]	-0,89174
α_7 [-]	0,00020
α_8 [-]	-0,37080

Para analisar a transformação de fase durante a estampagem a quente é preciso introduzir no modelo informações referentes a cinética de transformação do material. O diagrama de resfriamento contínuo do aço 22MnB5 [3] foi inserido no software QFORM. Para avaliar a possibilidade de fratura durante a conformação, as curvas CLC do 22MnB5 [14] também foram inseridas no software.

Na simulação, a dureza Vickers da microestrutura final foi estimada a partir de expressões matemáticas. Para o cálculo da dureza da bainita foi utilizada a expressão baseada nos dados fornecidos em BHADESHIA [15]. Para a dureza da martensita foi utilizada uma expressão baseada nos dados fornecidos por HONEYCOMBE [16]:

$$HV_b = 259,4 - 254,7C + 4834,1C^2 \quad (1)$$

$$HV_m = 181,1 + 2031,9C - 1940,1C^2 \quad (2)$$

Onde os subscritos b e m representam bainita e martensita, respectivamente. C é o teor de carbono.

3.6 Caracterização da peça estampada

Após a estampagem a quente, foi realizada a caracterização da peça estampada. Foram selecionados 12 pontos para serem analisados, conforme a Figura 8. Foi realizada a investigação microestrutural dos pontos de análise e a dureza da peça foi avaliada a partir de perfiz ao longo das seções destacadas na Figura 8.

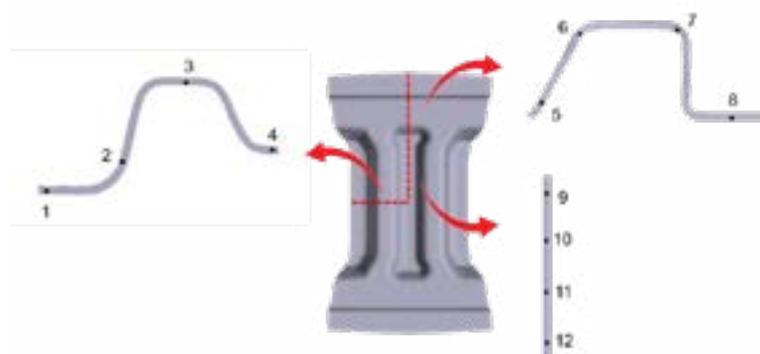


Figura 8 Regiões da peça analisados.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

O resultado referente a composição química do aço 22MnB5 é listado na Tabela 3. Os percentuais em massa foram obtidos por espectrometria de emissão óptica por centelha. A composição do aço está dentro da margem especificada na literatura [3].

Tabela 3 Resultado da análise química (% em massa).

C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	B
0,23	1,24	0,021	0,002	0,21	0,19	-	0,004	0,002

A microestrutura do aço 22MnB5 na condição recebida é mostrada na Figura 20. Nesta condição, o material apresenta uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica com distribuição homogênea de partículas de perlita. A dureza do material varia entre 167 HV e 209 HV, com valor médio de 186 HV. A microestrutura e a dureza são características dos aços baixo carbono e condizem com a literatura [17].

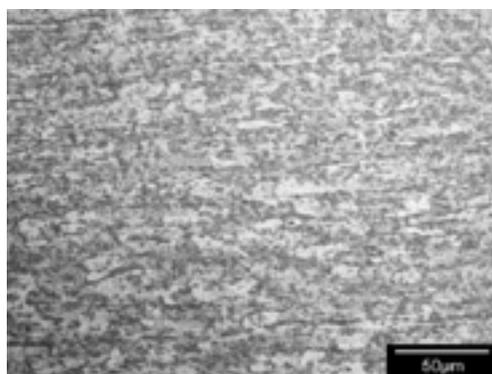


Figura 9 Micrografia óptica do aço 22MnB5 na condição inicial (500x).

A distribuição de temperatura, o grau de deformação e tensão na peça e a força de conformação são chamados de aplicações padrão de simulações por elementos finitos em projetos de processos de conformação [18]. A seguir estes aspectos são discutidos a partir dos resultados da simulação numérica do processo de estampagem a quente.

Também serão analisados os resultados mais importantes de uma análise de elementos finitos para processos de estampagem a quente, isto é [19]:

- Visualização das etapas de conformação em função da distância entre a matriz e o punção;
- Previsão da fratura através da CLC;
- Distribuição da redução de espessura da chapa;
- Distribuição da dureza e microestrutura da peça.

A distribuição de deformação equivalente do processo indica a intensidade da deformação das áreas individuais da peça estampada. A deformação equivalente (φ_{eq}) corresponde a combinação das três deformações verdadeiras principais e é comumente utilizada na análise das deformações desenvolvidas nos processos de conformação mecânica.

A Figura 10 mostra a distribuição da deformação equivalente na peça estampada após a conformação. O valor máximo de deformação observado é de 0,9, localizado no rebaixo central da peça. A distribuição da deformação é heterogênea. Deformações inferiores a 0,4 são observadas em 95% do volume da peça. Deformações mais severas se concentram em apenas 5% da geometria. Um maior grau de deformação leva ao refinamento do grão e, portanto, a um aumento na resistência [20]. Isso deve ser levado em consideração ao definir áreas de componentes de alta resistência.

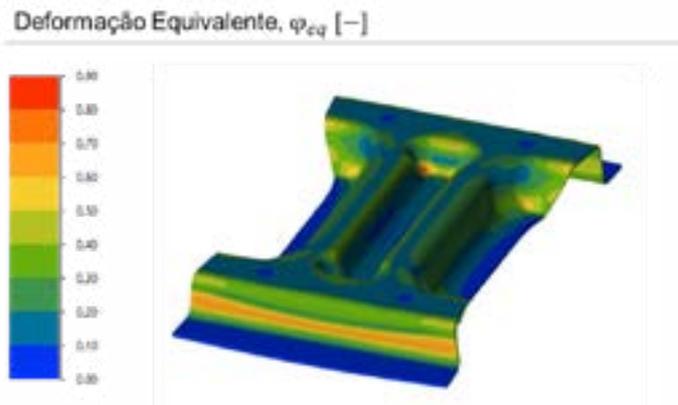


Figura 10 Distribuição da deformação equivalente na peça estampada.

A Figura 11 mostra o avanço da deformação equivalente nos pontos de análise durante a conformação. Os pontos com maior deformação foram, respectivamente, 6, 5 e 7. Estas regiões são submetidas a uma etapa de dobramento durante a estampagem, resultando em uma deformação mais intensa.

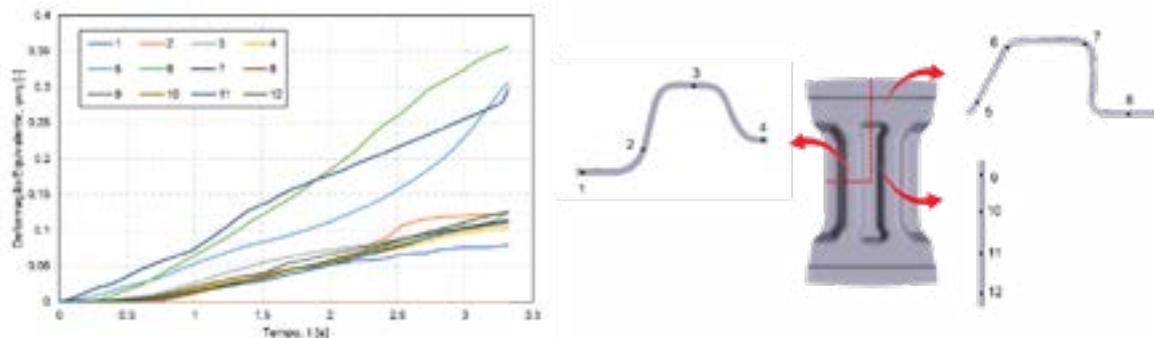


Figura 12 Avanço da deformação equivalente nos pontos de análise durante a conformação.

O cálculo da distribuição de temperatura da peça é fundamental para o planejamento ideal do processo de estampagem a quente. Como resultado, a temperatura mínima necessária do blank pode ser determinada na fase de projeto em função do transporte e dos tempos ociosos, bem como da força de conformação máxima disponível.

Uma das questões críticas durante a estampagem a quente é a temperatura inicial de deformação. Os blanks quentes são transferidos do forno para as matrizes e durante esta transferência, a temperatura do blank quente diminui. Como resultado, a deformação não é realizada à temperatura de austenização, mas sim a temperaturas mais baixas. A Figura 13 mostra a temperatura da peça imediatamente antes do início da conformação.

Devido a perda térmica resultante da transferência do forno para a prensa e ao contato da chapa com a ferramenta inferior a temperatura da chapa antes da conformação varia entre 890 e 955 °C. A temperatura elevada garante que nenhuma transformação de fase ocorreu antes da etapa de deformação plástica. Segundo NADERI et al., [21] uma maior temperatura de deformação da austenita reduz o efeito da deformação plástica no aço 22MnB5. Além disso, gera menor estabilização mecânica e, portanto, tende a resultar em maior fração volumétrica de martensita após a estampagem a quente.

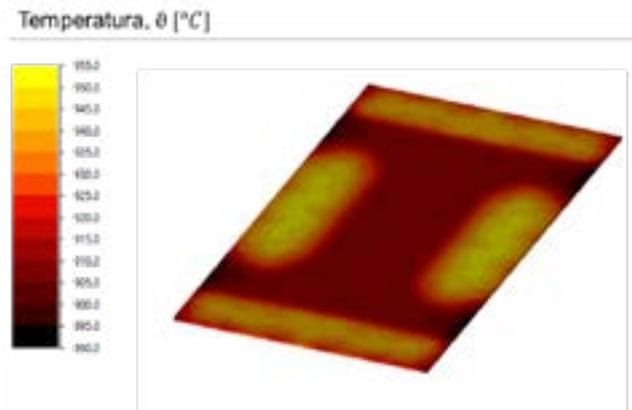


Figura 13 Distribuição de temperatura na peça imediatamente após a conformação.

A distribuição de temperatura na peça imediatamente após a conformação (Figura 14) mostra uma temperatura máxima de 860°C na parte superior da geometria e um forte resfriamento nas extremidades até 580°C. A razão para a redução de temperatura é a transferência de calor da peça para a ferramenta durante a conformação. As extremidades experimentaram uma redução mais severa de temperatura devido ao tempo de contato com as ferramentas. Estas regiões mantêm contato com a matriz e o prensa-chapas durante todo o processo, favorecendo a troca de calor.

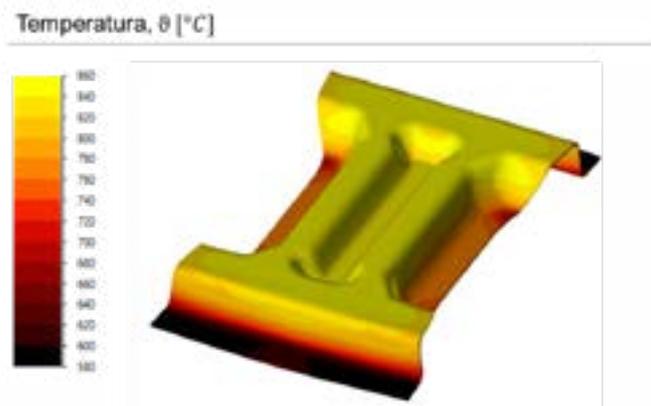


Figura 14 Distribuição de temperatura na peça imediatamente após a conformação.

As propriedades finais de uma peça estampada a quente dependem fortemente da taxa de resfriamento durante o processo. A Figura 15 mostra a taxa de resfriamento média na peça durante a conformação. O resfriamento é relativamente uniforme, com uma taxa de resfriamento média de 23°C/s. O resfriamento é mais acentuado apenas nas extremidades. Nestas regiões a taxa de resfriamento supera 70°C/s.

Apesar da pequena espessura da chapa e da grande relação entre a superfície e o volume da peça, a queda de temperatura induzida durante a conformação não é intensa o suficiente para gerar a têmpera da peça. Isso pode ser explicado pelo contato entre as ferramentas e a peça. A Figura 16 apresenta o resultado numérico do critério "distância até a ferramenta". Este critério é utilizado para avaliar o contato entre as ferramentas e a peça conformada, no qual a distância entre a superfície da peça e o contorno da matriz é visualizada. É possível observar que o contato (região em azul) é extremamente localizado e a região sem contato (em vermelho) predomina ao final do fechamento das ferramentas.



Figura 15 Taxa de resfriamento média da peça durante a conformação.



Figura 16 Contato entre as ferramentas e a peça durante a conformação.

As nuances do contato entre a peça estampada e as ferramentas podem ser melhores compreendidas com a presença da matriz e do punção, como ilustra a Figura 17. O contato é limitado e realizado em pontos, o que limita a troca térmica. Isso gera uma distribuição local de temperatura não uniforme o que pode ser crítica do ponto de vista da conformabilidade. MAENO et al. [22] revelaram que a conformabilidade na estampagem a quente se deve principalmente à distribuição de temperatura gerada pelo contato da chapa com a matriz durante a etapa de conformação.

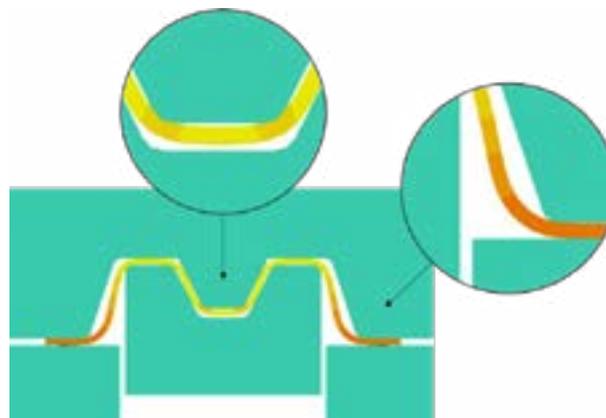


Figura 17 Fechamento das ferramentas de estampagem a quente.

Como já mencionado, a extremidade da peça mantém contato com as ferramentas e perde calor mais rapidamente. A tensão de escoamento do aço ao boro depende da temperatura [23]. Logo, as extremidades são endurecidas pela diminuição

da temperatura devido ao contato com a matriz. Em contraste, a parede não entra em contato com a matriz até que a prensa atinja o fundo. Assim, permanece em alta temperatura e é mais macia que as demais áreas. Isto causa deformação local da parede, resultando em fissuras em baixa profundidade de formação [22].

A curva limite de conformação (CLC) é uma ferramenta fundamental na análise do processo de conformação de chapas metálicas, pois define critérios de falha. As CLCs são representações gráficas dos limites da conformação, representados pelas deformações maiores e menores atuantes no material. Atualmente, os gráficos são inseridos nos softwares de simulação permitindo a previsão de defeitos [11].

A Figura 32 mostra o resultado numérico referente a previsão de fratura através da CLC do aço 22MnB5 na estampagem a quente. O critério de falha indica que o estado de deformação gerado no rebaixo central do protótipo de coluna B gera a tendência a fratura da chapa neste local. Esse comportamento está de acordo com outros estudos, como o de OTA et al., (2019), no qual o formato da peça foi semelhante ao estudado neste trabalho.

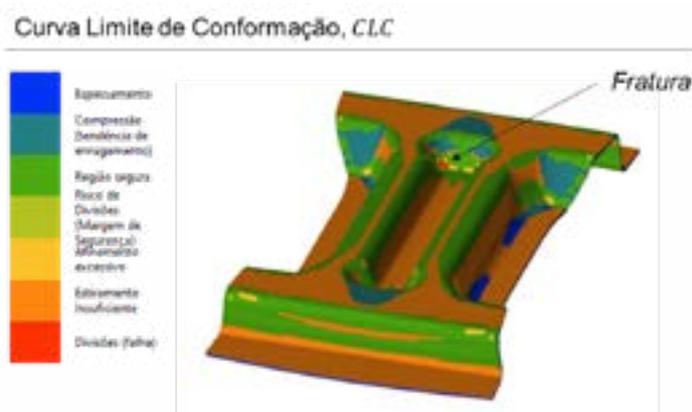


Figura 18 Resultado numérico referente a previsão de fratura através da CLC do aço 22MnB5 na estampagem a quente.

Após a conformação mecânica, a peça estampada foi imediatamente removida das ferramentas e submetida a um resfriamento ao ar até atingir a temperatura ambiente. A Figura 19 mostra a previsão da microestrutura do aço 22MnB5 após o final do processamento termomecânico.

A simulação numérica indica que a bainita é o microconstituente predominante após a estampagem a quente. A peça ainda apresenta temperatura relativamente alta e é resfriada a uma taxa de resfriamento branda após a conformação. Isso resulta na formação de ferrita, além da bainita, porque as regiões de formação desses microconstituintes no diagrama CCT são atravessadas. Durante o resfriamento, o restante da austenita é transformada em martensita.

A partir da simulação da evolução microestrutural, o modelo numérico permite que a dureza final da peça seja estimada. A previsão da dureza Vickers da peça após a estampagem a quente é mostrada na Figura 20.

A Figura 21 mostra o protótipo de coluna B de aço 22MnB5 estampado a quente. É possível observar que o aquecimento a altas temperaturas favoreceu a formação de óxidos na superfície da peça. A chapa utilizada não possui revestimentos protetivos contra a exposição a atmosfera oxidante. Os óxidos superficiais normalmente exibem uma espessura de 2 a 5 μm e aumentam o desgaste da ferramenta devido ao atrito excessivo. Além disso, os óxidos reduzem a eficiência de têmpera da matriz. O óxido apresenta menor coeficiente de transferência de calor em relação ao substrato de aço e aumenta a rugosidade, gerando contato heterogêneo entre a ferramenta e peça [24].

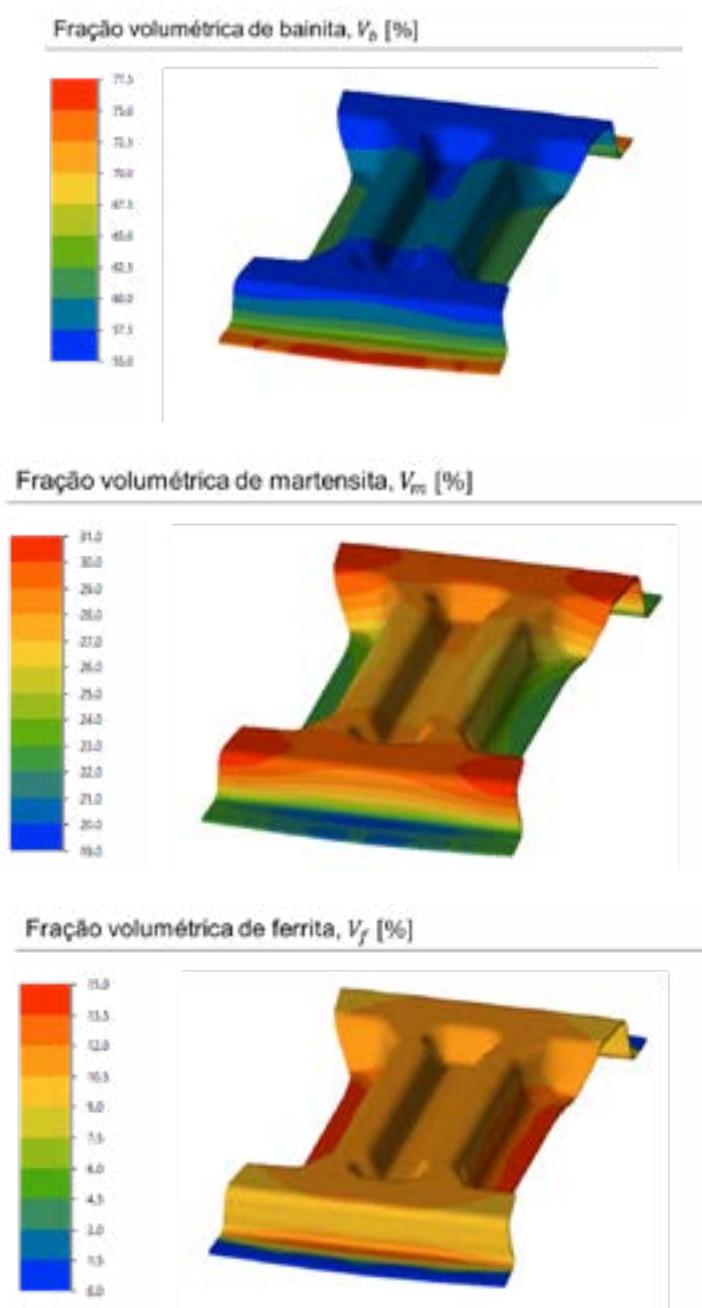


Figura 19 Previsão da microestrutura do aço 22MnB5 após o final do processamento termomecânico.

O aquecimento em forno também favorece a descarbonetação da superfície. Consequentemente, a temperabilidade da superfície é deteriorada. Normalmente, a descarbonetação resulta na formação de ferrita na superfície. Este aspecto não foi investigado neste trabalho.

Assim como previsto pela análise numérica, foram observadas trincas na peça estampada a quente. A fratura ocorreu no rebaixo central da peça, isto é, no local em que o modelo de elementos finitos indicou que a fratura ocorreria. Esse resultado demonstra o potencial da simulação numérica para prever defeitos em processos de estampagem a quente.

As Figuras 22, 23 e 24 ilustram as micrografias ópticas do material após a estampagem a quente. A dureza correspondente é mostrada na Figura 25. Devido à variação das condições de deformação e extração de calor ao longo da intrincada

geometria da peça, uma microestrutura complexa é observada. A microestrutura é composta por bainita, ferrita e martensita.

É observada a formação de bainita com uma estrutura caracterizada por um constituinte relativamente grosseiro. Este aspecto da microestrutura está relacionado a temperatura de aquecimento do material. O tamanho da estrutura bainítica aumenta com a temperatura de austenitização [25]. Dessa forma, o aquecimento a 1100°C, resultou em pacotes de bainita mais grosseiros.

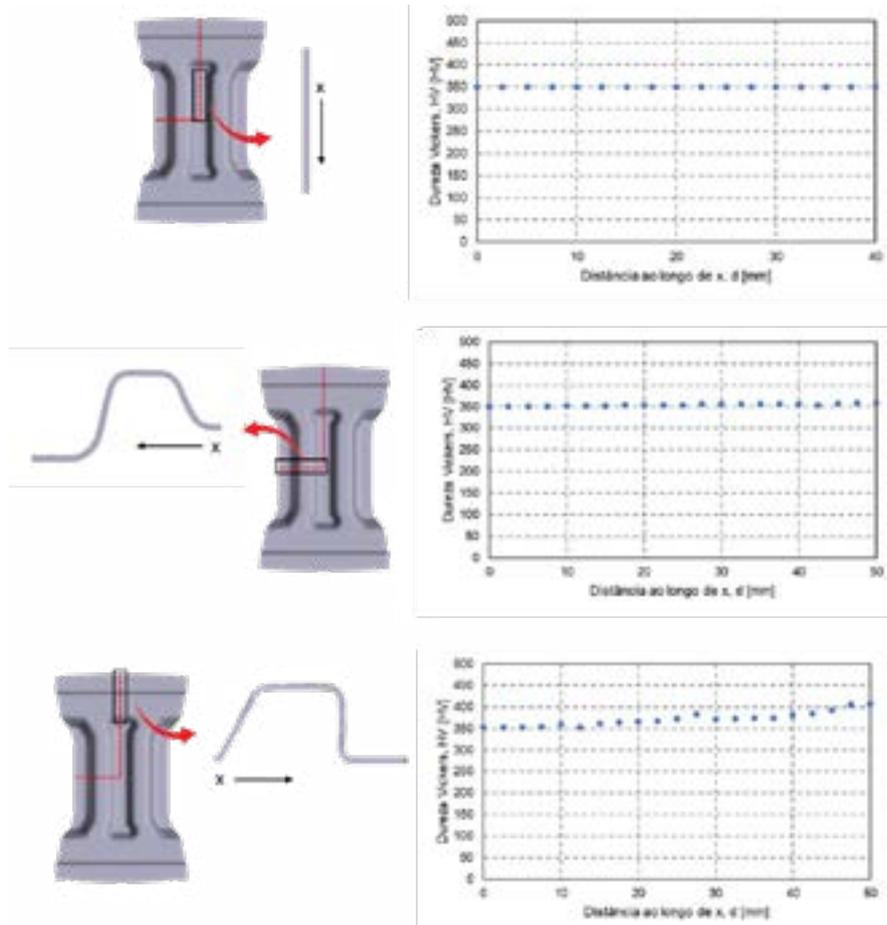


Figura 20 Previsão da dureza Vickers da peça após a estampagem.

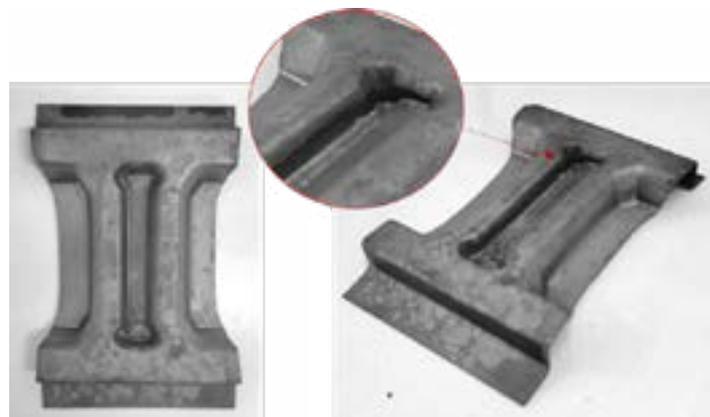


Figura 21 Protótipo de coluna B de 22MnB5 após a estampagem a quente.

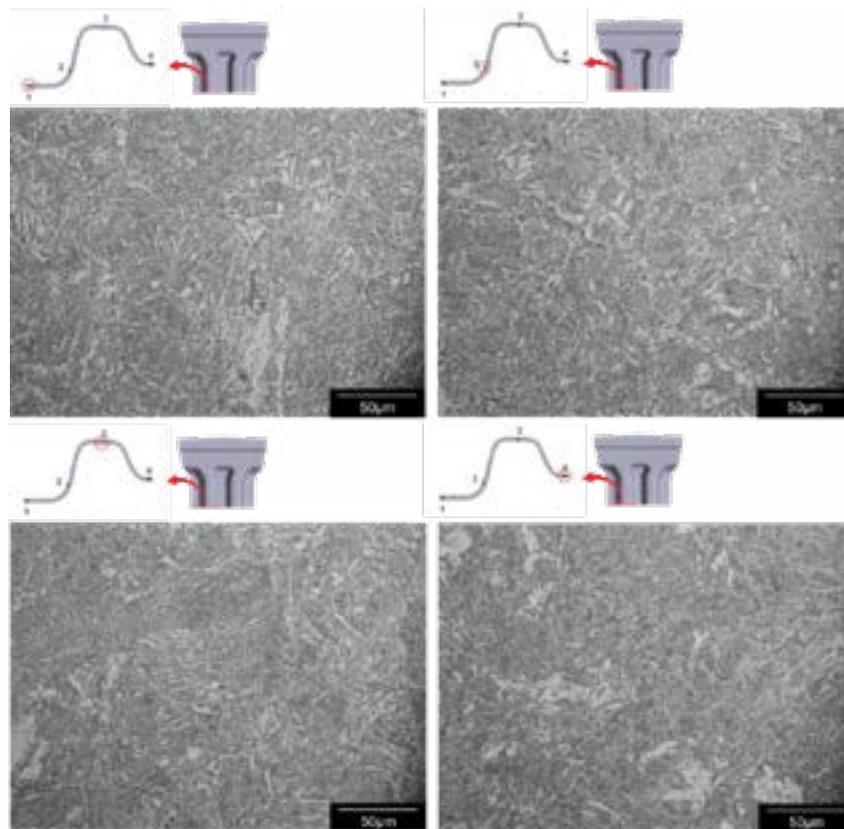


Figura 22 Micrografia óptica do aço 22MnB5 estampado a quente. Pontos 1, 2, 3 e 4 (500x).

A microestrutura da peça após a estampagem a quente é similar a observada por GEORGE et al., [26]. Os pesquisadores desenvolveram uma coluna B de 22MnB5 estampada a quente em escala de laboratório usando uma matriz segmentada com zonas locais de aquecimento e resfriamento. A microestrutura semelhante das Figuras 22, 23 e 24 foram observadas na região da peça que teve contato com a zona de aquecimento da matriz.

Não é possível quantificar a fração volumétrica dos microconstituintes por microscopia óptica. Além disso, o aspecto da microestrutura complexa gerada dificulta que diferenças significativas sejam identificadas nas regiões analisadas. Para esse fim, é fundamental analisar o perfil de dureza da peça.

A maior dureza das extremidades planas da peça (não deformadas) indicam uma maior fração volumétrica de martensita. Nestas regiões, os valores de dureza estão próximos a 450HV. Como demonstrado pela simulação numérica, nestas regiões foi estabelecido alto contato térmico (condutivo) entre a peça e a matriz. Em contraste, uma fração volumétrica significativa de bainita foi encontrada em regiões deformadas, onde ocorreu contato térmico limitado. Nestas regiões a dureza varia entre aproximadamente 300 e 350 HV.

Os resultados indicam que a simulação numérica é capaz de prever com precisão satisfatória a evolução microestrutural e a dureza final de peças estampadas a quente. Destaca-se que a precisão dos resultados depende diretamente da capacidade das condições de contorno inseridas no modelo de reproduzirem as condições reais do processamento termomecânico. A convergência entre os resultados experimentais e numéricos indicam que as informações inseridas no modelo numérico foram selecionadas corretamente e retrataram fielmente o processo real.

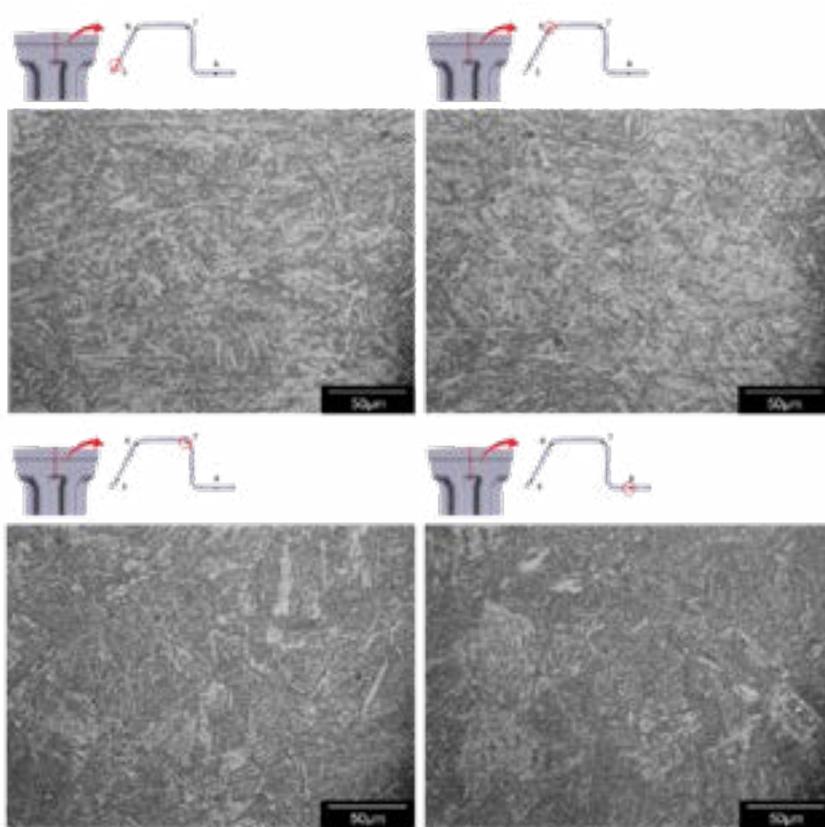


Figura 1 Micrografia óptica do aço 22MnB5 estampado a quente. Pontos 5, 6, 7 e 8 (500x).

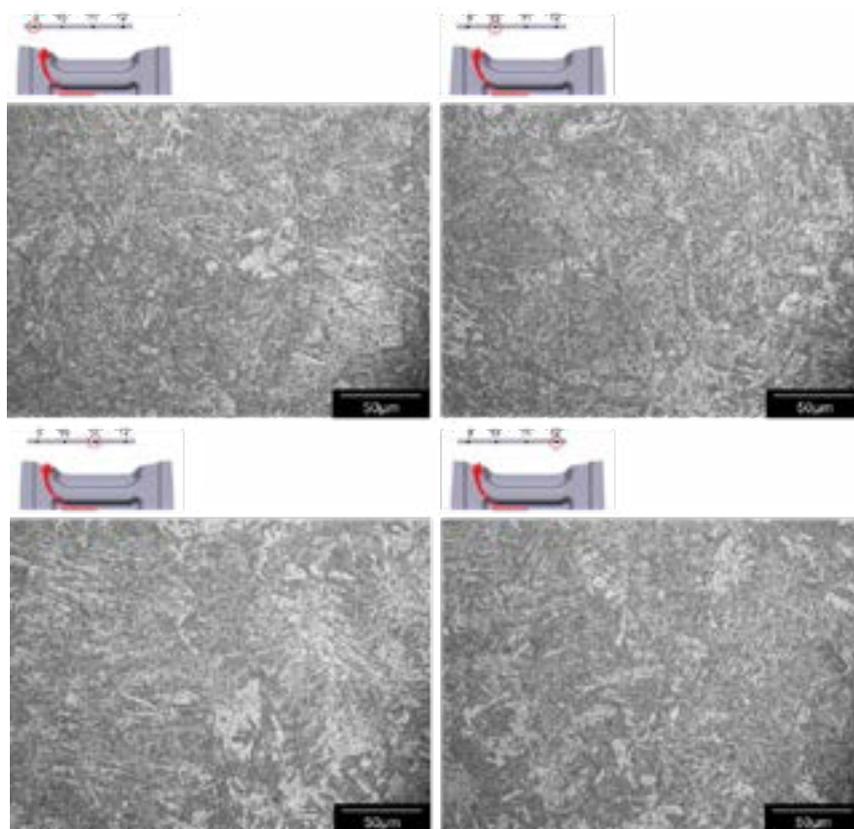


Figura 24 Micrografia óptica do aço 22MnB5 estampado a quente. Pontos 9, 10, 11 e 12. (500x).

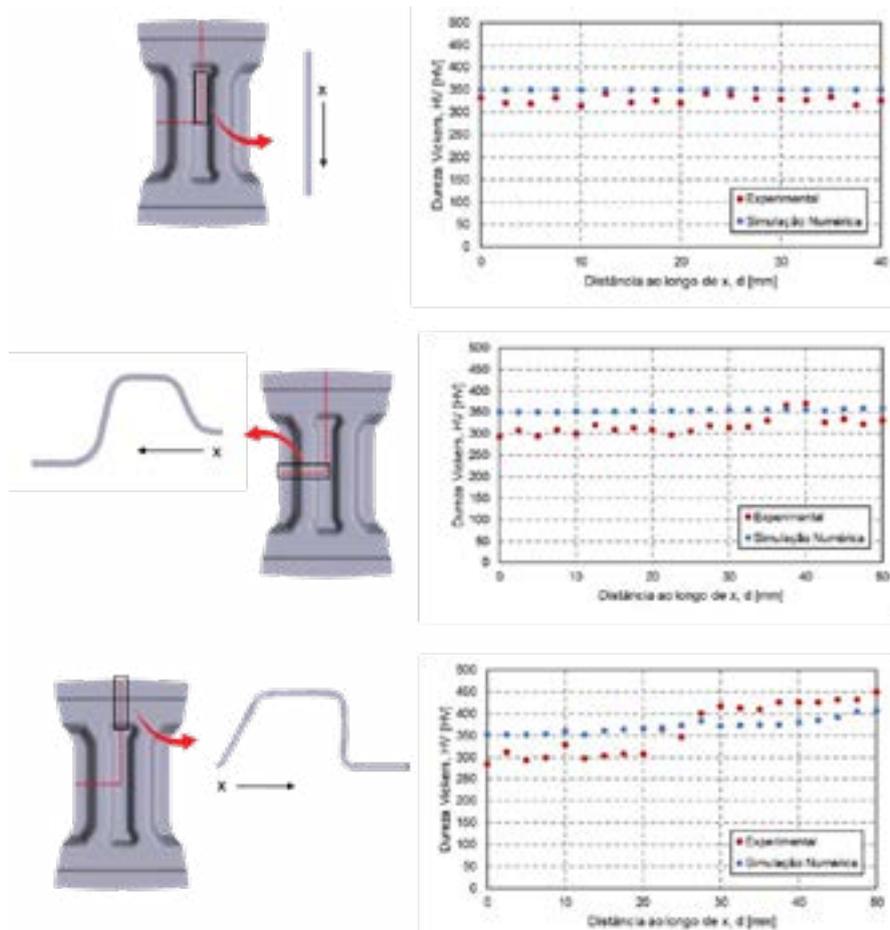


Figura 25 Dureza Vicker da peça estampada.

4 CONCLUSÕES

Neste trabalho, foi realizado um estudo abrangente sobre a estampagem a quente de peças de aço 22MnB5, com ênfase na aplicação da simulação numérica por elementos finitos para analisar o comportamento termomecânico do material em uma geometria complexa, representada por um protótipo de coluna B de automóvel. As principais conclusões e considerações finais são apresentadas a seguir:

- A simulação numérica por elementos finitos mostrou-se uma ferramenta indispensável para compreender o comportamento termomecânico do aço 22MnB5 durante o processo de estampagem a quente. A análise detalhada das deformações, distribuição de temperatura e previsão de fratura permitiu uma avaliação abrangente das condições do processo.
- A simulação numérica permitiu prever a evolução microestrutural do aço 22MnB5 durante a estampagem a quente. A presença de bainita, ferrita e martensita foi observada nas micrografias ópticas da peça estampada, sendo consistente com as previsões do modelo numérico.
- A análise da Curva Limite de Conformação (CLC) por meio da simulação numérica permitiu prever a tendência de fratura da chapa durante a estampagem a quente. As trincas observadas na peça estampada foram consistentes com as regiões indicadas pelo modelo como propensas à fratura.
- A comparação entre os resultados da simulação numérica e a caracterização experimental da peça estampada mostrou uma concordância satisfatória. Isso valida a eficácia da simulação numérica como uma ferramenta de previsão no contexto da estampagem a quente do aço 22MnB5.

- A capacidade da simulação numérica em avaliar diferentes cenários e condições do processo fornece uma base para a otimização do processo de estampagem a quente, visando obter peças com propriedades mecânicas e geométricas ideais.

Em suma, este estudo contribui para o avanço do conhecimento sobre a estampagem a quente de aços de ultra alta resistência, destacando a importância da simulação numérica na análise e otimização desse processo. A integração efetiva entre a modelagem numérica e experimentos práticos oferece uma abordagem abrangente para o desenvolvimento de processos de fabricação na indústria automotiva, contribuindo para a produção de componentes mais leves e resistentes.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (FAPERGS/CAPES 06/2018, processo: 19/2551-0000710-8); (CNPq/MCTI/FNDCT nº 18/2021, processo: 404196/2021-7); (Produtividade em Pesquisa CNPq – PQ1-4/2021; PDJ – 25/2021 150252/2022-6; GD – 2019); (processo CNPq: 309188/2021-0); (processo CNPq: 446930/2023-7); (processo CNPq: 408298/2023-5); (CAPES (PROEXIES-2020)); e ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM).

REFERÊNCIAS

- [1] Ota, E., Yogo, Y., Iwata, N., Nishigaki, H., "CAE-based process design for improving formability in hot stamping with partial cooling," *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 263, January 2019, Pages 198-206.
- [2] Rana, R., Singh, S.B. (Eds.), *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Duxford: Woodhead Publishing, 2017, 469 p.
- [3] Karbasian, H., Tekkaya, A.E., "A review on hot stamping," *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210: 2103–2118.
- [4] Huh, H., Kim, S.-H., "Optimum process design in sheet-metal forming with finite element analysis," *Journal of Engineering Materials and Technology*, October 2001, 123(4): 476-481.
- [5] Hein, P., "A global approach of the finite element simulation of hot stamping," *Advanced Materials Research*, Volumes 6–8, 2005, pp. 763-770.
- [6] Hoffmann, H., So, H., Steinbeiss, H., "Design of hot stamping tools with cooling system," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2007, 56: 269-272.
- [7] Park, M.K., Son, H.S., Kim, T.H., Choi, B.K., "Formability, flow, and heat transfer simulation of hot press forming B-pillar part and tools," In: *10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*, June 13-17, 2010, Pohang. Proceedings. College Park: American Institute of Physics, pp. 344-347.
- [8] Kirchhoff Automotive, "B Pillar," Available online: <https://www.kirchhoff-automotive.com/huEN/products/cars/b-pillar>.
- [9] Costa, L.L., Brito, A.M.G., Rosiak, A., Schaeffer, L., "Caracterização experimental do aço 22MnB5 na estampagem a quente de peças axiais," *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, 2019, 16(3): 348-357.
- [10] Lima, T.N., Callegari, B., Folle, L.F., Santos, Y.T.B., Zamorano, L.G., Silva, B.C.S., Coelho, R.S., "Microstructural evolution of a hot-stamped boron steel automotive part and its influence on corrosion properties and tempering behavior," *Materials Research*, 2023.
- [11] Cui, J., Sun, G., Xu, J., Huang, X., Li, G., "A method to evaluate the formability of high-strength steel in hot stamping," *Materials & Design*, 2015, 77: 95-109.

- [12] Hu, P., Ying, L., Li, Y., Liao, Z., "Effect of oxide scale on temperature-dependent interfacial heat transfer in hot stamping process," *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213: 1475-1483.
- [13] Tang, B., Li, C., Xiao, G., Zhao, W., Li, H., "Numerical modeling and experimental verification of ductile damage in boron steel hot stamping process," *Procedia Engineering*, 2017, 207: 675–680.
- [14] Li, H., Wu, X., Li, G., "Prediction of forming limit diagrams for 22MnB5 in hot stamping process," *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22: 2131–2140.
- [15] Bhadeshia, B.K.D.H., *Bainite in Steels*, The Institute of Materials, 1992.
- [16] Honeycombe, R.W.K., *Steels—Microstructure and Properties*, Edvard Arnold, 1981.
- [17] Costa, L.L., *Estudo da Aplicabilidade e Desempenho de Chapas Metálicas de 22MnB5 como Máscaras de Proteção em Matrizes de Forjamento a Quente*, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), 2020.
- [18] Doege, E., Behrens, B.-A., *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*, 2nd ed., Springer Verlag Berlin, 2010.
- [19] Wang, W., Ma, J.L., "Hot stamping simulation with PAMSTAMP of the B-pillar of a well-known SUV," *Advanced Materials Research*, 2015, 1063: 268-271.
- [20] Baudelet, B., Languillaume, J., Kapelski, G., "Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained materials," *Key Engineering Materials*, 1994, 97–98: 125–140.
- [21] Naderi, M., Saeed-Akbari, A., Bleck, W., "The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel," *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 487: 445-455.
- [22] Maeno, T., Mori, K.I., Fujimoto, M., "Improvements in productivity and formability by water and die quenching in hot stamping of ultra-high strength steel parts," *CIRP Annals*, 2015, 64: 281–284.
- [23] Merklein, M., Lechler, J., "Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels," *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 177(1-3): 452-455.
- [24] Taylor, T., Fourlaris, G., Evans, P., "New generation ultrahigh strength steels for automotive hot stamping technologies," *Asia Steel International Conference 2015*, Iron and Steel Institute of Japan, Yokohama, October 5-8, 2015, pp. 362–363.
- [25] Yang, Z., Zhang, F., Zheng, C., Zhang, M., Lv, B., Qu, L., "Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel," *Materials & Design*, 2015.
- [26] 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*, 2012, 212(11): 2386-2399.

INOVAÇÃO NA INDÚSTRIA: REDUZINDO CUSTOS COM A TECNOLOGIA PONTOTECH

Autor: Guilherme Catarino de Souza Filho

Setembro de 2024

Abstract

The Pontotech technology represents a significant advancement in the mechanical joining of metal sheets, eliminating the need for consumables such as screws or rivets and the application of heat. This paper discusses the working principles of Pontotech, its practical applications, and the competitive advantages it provides over traditional joining methods like welding. Key features such as material compatibility, types of tools, and test results that demonstrate its high resistance and productivity are also analyzed.

Keywords

Clinch, Pontotech, União Mecânica, Chapas Metálicas, Processo a Frio.

INOVAÇÃO NA INDÚSTRIA: REDUZINDO CUSTOS COM A TECNOLOGIA PONTOTECH

Introdução

Evolução das Aplicações

A Tecnologia Clinch, também conhecida como Tecnologia PONTOTECH, foi desenvolvida na década de 1980. Ela surgiu como uma alternativa aos métodos tradicionais de união de metais, como soldagem e rebitagem, oferecendo uma solução que não requer calor, consumíveis ou perfuração.

A evolução das aplicações industriais tem impulsionado o desenvolvimento de novas tecnologias de união de materiais. A soldagem e a rebitagem eram amplamente utilizadas em processos anteriores, mas à medida que os processos industriais evoluíram, métodos mais eficientes e econômicos foram necessários. A Tecnologia Clinch, e mais recentemente a Pontotech, surgiram como alternativas a esses métodos.

O que é Pontotech

Pontotech é uma tecnologia avançada de união mecânica a frio que elimina a necessidade de consumíveis, como parafusos ou rebites, e não requer calor, como na soldagem. Ela proporciona uma solução limpa, eficiente, e com menor impacto ambiental. O processo é particularmente útil em indústrias que lidam com chapas metálicas.

Princípios de Funcionamento

Etapas da União

Posicionamento das Chapas: As chapas metálicas são colocadas em contato, uma sobre a outra, na área onde a união será realizada.

Descida do Punção: O punção se movimenta em direção às chapas, aplicando uma pressão significativa.

Ação sobre as Chapas: Sob a pressão do punção, as chapas são pressionadas contra a matriz.

Deformação Controlada: A matriz, com um design específico, permite que as chapas sejam deformadas de forma controlada, criando uma interligação mecânica entre elas.

Formação da União: O material das chapas é moldado de maneira a formar um “botão de cravamento” sem o uso de materiais adicionais.

Retorno do Punção: O punção retorna à sua posição inicial, completando o processo de união.

Inspeção Final: A união formada é inspecionada para garantir que atende aos padrões de qualidade e resistência necessários.

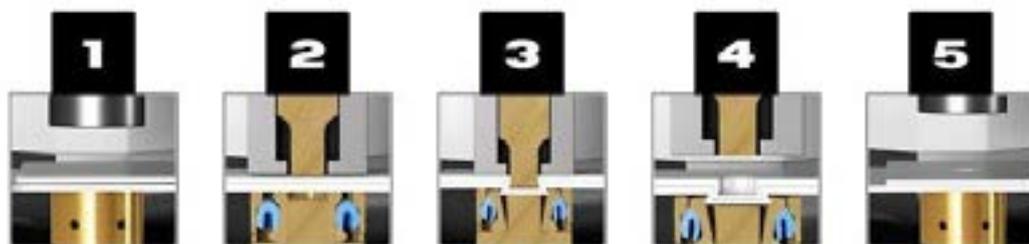


Figura 1: Processo de conformação mecânica.

Ferramentas de Conformação

As ferramentas principais utilizadas no processo de Pontotech são o punção e a matriz. Essas ferramentas são projetadas para suportar altos níveis de força e durabilidade. O diâmetro do punção define a dimensão da união, e sua geometria garante uma deformação controlada das chapas.



Figura 2: Ferramentas de união.

Dimensão das Uniões

As uniões formadas no processo Pontotech têm diferentes tamanhos, que variam de acordo com o diâmetro do punção utilizado. Os tamanhos padrão vão de 3.0mm a 7.6mm, e cada aplicação pode requerer uma dimensão de união específica para atender aos requisitos de resistência e durabilidade.



Figura 3: Dimensão das uniões.

Materiais e Espessuras

Compatibilidade de Materiais

A Tecnologia Pontotech é compatível com diversos tipos de materiais, como aço carbono, alumínio, e chapas galvanizadas. Sua versatilidade permite que seja aplicada em diferentes indústrias, desde automotiva até eletrodomésticos.



Figura 4: Tipos de materiais.

Considerações Importantes

Ao utilizar Pontotech, é importante considerar fatores como a espessura das chapas e a dureza dos materiais. Essas variáveis influenciam diretamente a resistência final da união. Para garantir o sucesso do processo, é essencial escolher o tamanho do punção e a pressão correta com base nas propriedades do material.



Figura 5: Considerações importantes.

Força Aplicada nas Uniões

A força aplicada durante a criação das uniões depende do diâmetro do punção e da resistência do material. Forças excessivas podem causar deformações inadequadas, enquanto forças insuficientes podem comprometer a integridade da união.

JOINT SIZE	PREFERRED STRIPPER SIZE	STRIPPER CONTACT FORCE	MATERIAL THICKNESS (STEEL)	FORCE REQUIRED	ACCEPTABLE POWER SOURCES		
					AIR	A/O	HYD.
3.0mm TL [.12"]	SS-10 YELLOW	0.89kN [200 lbs.]	0.5mm to 0.5mm [.020" to .020"]	18.3kN [4,117 lbs.]	44.5kN [5 TON] TOGGLE PRESS	26.7kN [3 TON]	Ø44.5mm [1.75"] BORE @ 170 BAR [2500PSI] MIN.
			0.9mm to 0.9mm [.034" to .034"]	16.5kN [3,711 lbs.]			
			1.4mm to 1.4mm [.057" to .057"]	14.9kN [3,340 lbs.]			
			0.5mm to 0.5mm [.020" to .020"]	17.6kN [3,963 lbs.]			
			0.9mm to 0.9mm [.034" to .034"]	16.8kN [3,766 lbs.]			
			1.4mm to 1.4mm [.057" to .057"]	16.6kN [3,723 lbs.]			
3.8mm TL [.15"]	SS-20 YELLOW	1.1kN [250 lbs.]		22.2kN [5,000 lbs.]	Charted force values for TL-3.8 joint are calculated. Data obtained from testing will be entered as it becomes available.		
JOINT SIZE	PREFERRED STRIPPER SIZE	STRIPPER CONTACT FORCE	MATERIAL THICKNESS (STEEL)	FORCE REQUIRED	ACCEPTABLE POWER SOURCES		
4.6mm TL [.18"]	SS-20 YELLOW	1.3kN [300 lbs.]	0.5mm to 0.5mm [.020" to .020"]	27.6kN [6,202 lbs.]	88.9kN [10 TON] TOGGLE PRESS	44.5kN [5 TON]	Ø50.8mm [2.00"] BORE @ 170 BAR [2500PSI] MIN.
			1.1mm to 1.1mm [.045" to .045"]	27.5kN [6,192 lbs.]			
			2.2mm to 2.2mm [.087" to .087"]	27.1kN [6,101 lbs.]			
			0.5mm to 0.5mm [.020" to .020"]	31.8kN [7,150 lbs.]			
			1.1mm to 1.1mm [.045" to .045"]	27.3kN [6,134 lbs.]			
			2.2mm to 2.2mm [.087" to .087"]	26.8kN [6,034 lbs.]			

Figura 6: Força aplicada nas uniões.

JOINT SIZE	PREFERRED STRIPPER SIZE	STRIPPER CONTACT FORCE	MATERIAL THICKNESS (STEEL)	FORCE REQUIRED	ACCEPTABLE POWER SOURCES		
					AIR	A/O	HYD.
5.5mm TL [.22"]	SS-25 RED	2.3kN [525 lbs.]	0.7mm to 0.7mm [.028" to .028"]	41.6kN [9,350 lbs.]	88.9kN [10 TON] TOGGLE PRESS	106.8kN [12 TON]	Ø63.5mm [2.50"] BORE @ 164 BAR [2410PSI] MIN.
			1.4mm to 1.4mm [.057" to .057"]	38.0kN [8,537 lbs.]			
			3.0mm to 3.0mm [.120" to .120"]	42.2kN [9,476 lbs.]			
JOINT SIZE	PREFERRED STRIPPER SIZE	STRIPPER CONTACT FORCE	MATERIAL THICKNESS (STEEL)	FORCE REQUIRED	ACCEPTABLE POWER SOURCES		
6.4mm TL [.25"]	SS-30 YELLOW	3.3kN [750 lbs.]	0.7mm to 0.7mm [.028" to .028"]	63.9kN [14,364 lbs.]	107.9kN [20 TON] TOGGLE PRESS	106.8kN [12 TON]	Ø62.6 [3.25"] BORE @ 148 BAR [2170PSI] MIN.
			1.9mm to 1.9mm [.074" to .074"]	45.7kN [10,280 lbs.]			
			3.0mm to 3.0mm [.120" to .120"]	57.4kN [12,913 lbs.]			
			0.7mm to 0.7mm [.028" to .028"]	63.8kN [14,338 lbs.]			
			1.9mm to 1.9mm [.074" to .074"]	43.4kN [9,752 lbs.]			
			3.0mm to 3.0mm [.120" to .120"]	56.6kN [12,789 lbs.]			
7.6mm TL [.30"]	SPECIAL	4.4kN [1000 lbs.]		80.0kN [18,000 lbs.]	Charted force values for TL-7.6 joint are calculated. Data obtained from testing will be entered as it becomes available.		

Figura 7: Força aplicada nas uniões.

Equipamentos e Ferramentas

Tipos de Pontos

Existem diferentes tipos de pontos que podem ser criados utilizando a tecnologia Pontotech. Os tipos variam de acordo com a geometria da ferramenta e o material das chapas. Os mais comuns são o TOG-L-LOC, o V-LOC, o OVAL-LOC e o LANCE-N-LOC.

TOG-L-LOC

O Tog-L-Loc é o mais utilizado nas aplicações em geral. Recomendado para união de duas chapas dos materiais mais convencionais, como: aço, aço galvanizado, cobre, galvalume, chapas pré pintadas, etc. Possui geometria redonda, com 6 diferentes opções de tamanho padrão, sendo elas: TL 3.0, 3.8, 4.6, 5.5, 6.4 , 7.6.

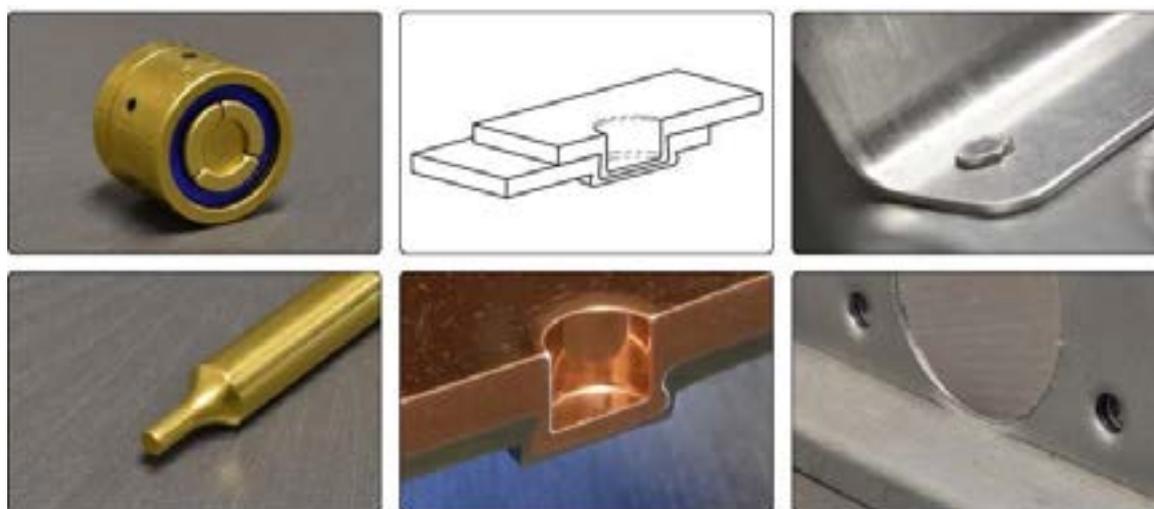


Figura 8: Ponto TOG-L-LOC.

V-LOC

O V-Loc possui geometria arredondada assim como o Tog-L-LOC, mas com maior raio nas ferramentas (Punção e Matriz). A recomendação principal de uso é para união de chapas de alumínio, a qual apresenta resistência mecânica

superior ao tradicional Tog-L-Loc. Uma característica visual interessante é a estética similar à do rebite, com formato de botão mais cônico.

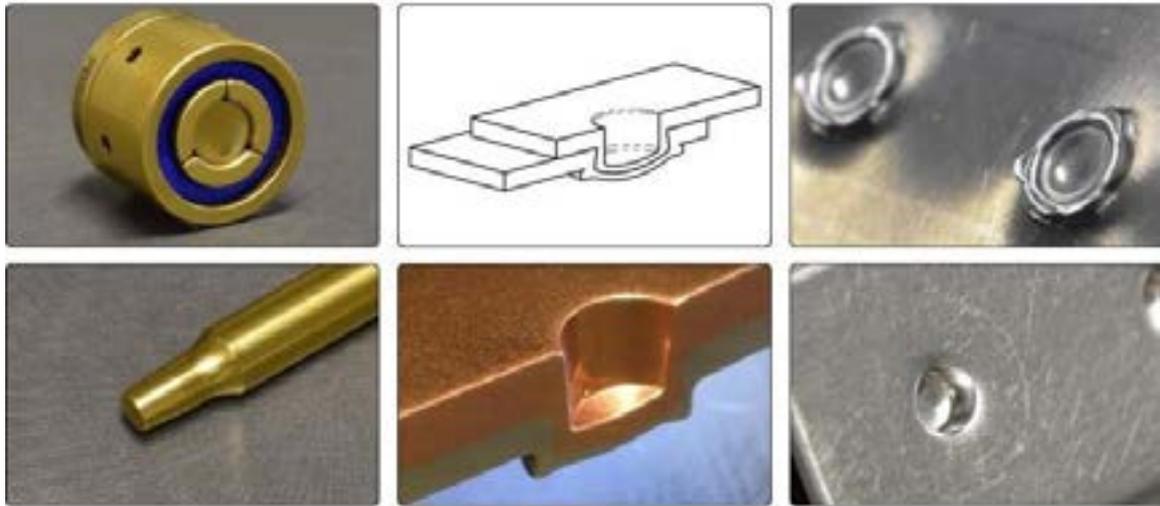


Figura 9: Ponto V-LOC.

OVAL-LOC

A geometria oval foi desenvolvida principalmente visando eliminar a possibilidade de giro em peças com acesso restrito, que não permitem acesso para realizar dois pontos Tog-L-Loc. As ferramentas Oval-Loc são ideais para aplicações de conexão de terminais elétricos, pois além de uma alta resistência mecânica em espaços estreitos, aumentam a área de condutividade devido ao aumento de área na peça.

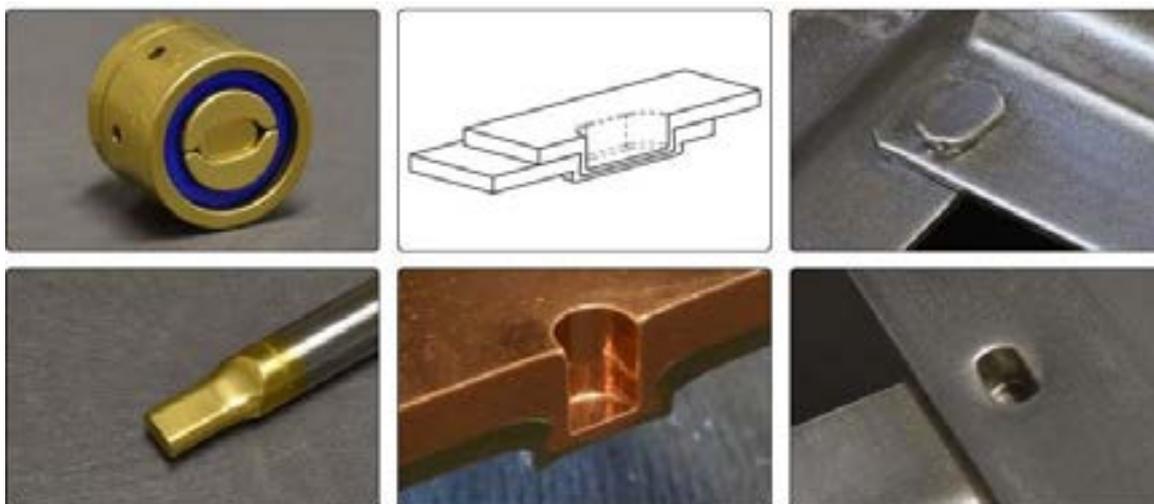


Figura 10: Ponto OVAL-LOC.

LANCE-N-LOC

O Lance-N-Loc possui um processo de conformação um pouco diferente do Tog-L-Loc. Nesse processo, a primeira chapa é transpassada pela segunda chapa, realizando um travamento externo. Uma de suas recomendações principais é a união de mais de duas chapas, além da característica de unir metais de dureza mais elevada (por exemplo, inox 430). Outra característica que direciona o uso do Lance-N-Loc é quando há algum material entre as chapas metálicas (juntas, telas de filtro, camada de borracha ou película plástica). Outro uso recomendado é quando a variação de espessura dos materiais é alta (1mm X 2mm, por exemplo).

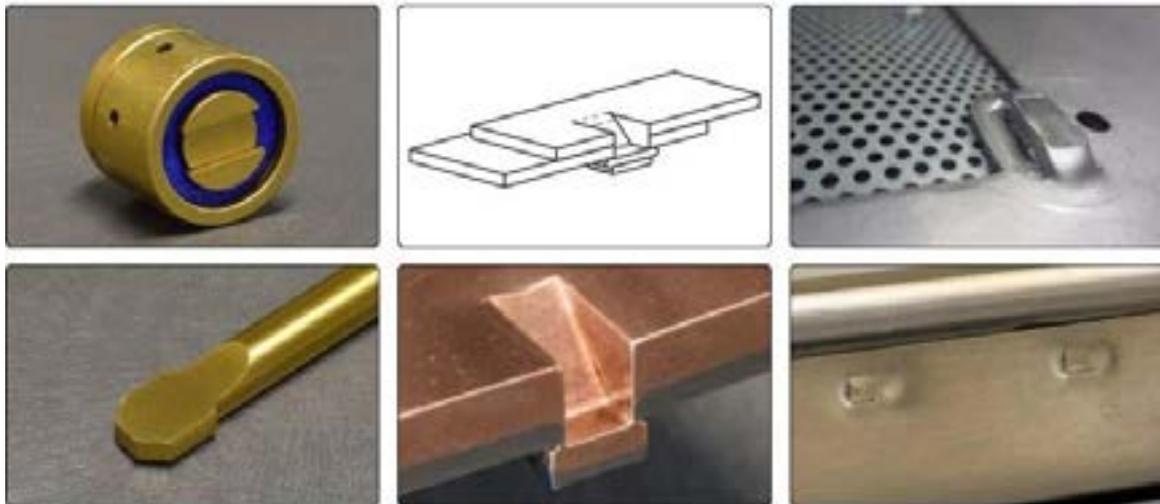


Figura 11: Ponto LANCE-N-LOC.

Principais Linhas de Equipamento

Os equipamentos utilizados na tecnologia Pontotech variam de alicates manuais até linhas robotizadas para produção em massa. Linhas semi-automáticas também são comuns em empresas de médio porte.



Figura 12: Principais linhas de equipamentos.

Testes de Resistência e Qualidade

Parametrização de Pontos

A parametrização de pontos é essencial para garantir a qualidade da união. Durante o processo, parâmetros como força e deslocamento são monitorados para assegurar a conformidade com os padrões de qualidade.

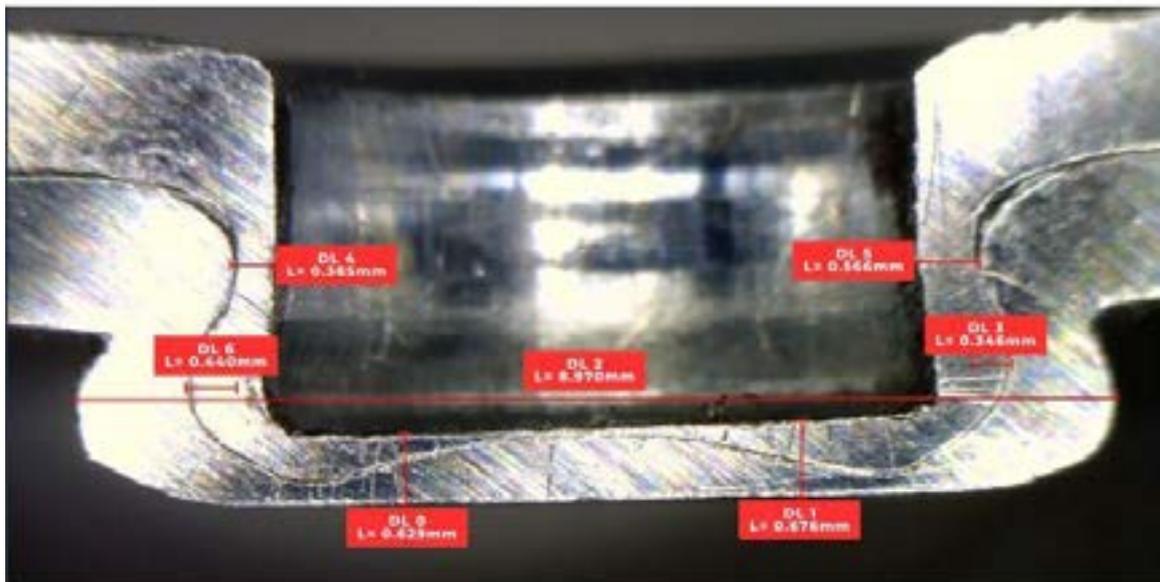


Figura 13: Parametrização de pontos.

Procedimento de Ensaio

Os ensaios de resistência são realizados em amostras de uniões para verificar sua resistência ao cisalhamento e destacamento. Esses ensaios garantem que a união atenda às expectativas de desempenho da aplicação.

- Amostras de chapas para ensaio devem ter 25mm x 100mm:
 - Cisalhamento deve sobrepor 25mm
 - Destacamento dobrar 90° em 25mm

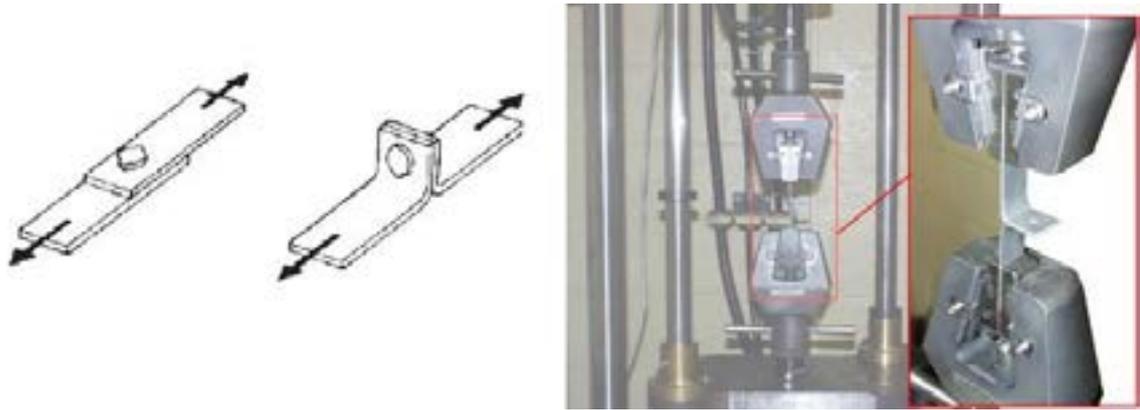


Figura 14: Procedimento de ensaio.

Controle de Qualidade

O controle de qualidade inclui a inspeção visual das uniões e a medição precisa do diâmetro do ponto para verificar a conformidade com os parâmetros especificados.



Figura 15: Controle de qualidade.

Comparativo com Outros Processos

Qualidade da União

Em comparação com a soldagem, a Pontotech oferece uma qualidade de união semelhante ou superior, sem os problemas relacionados ao calor, como a distorção térmica das chapas.

	SOLDA	PONTOTECH
VARIÁVEIS DE PROCESSO	Corrente, tensão, voltagem, sujeira, desgaste do eletrodo, temperatura da água...	Desgaste previsto das ferramentas
CONTROLE ELETRÔNICO DURANTE O PROCESSO	Restrito e de alto custo	Monitorador de força X deslocamento
CONTROLE DE QUALIDADE	Caro e destrutivo	Controlado pelo diâmetro do ponto
RESISTÊNCIA ESTÁTICA	Solda tem resistência similar ao PONTOTECH, pois este último pode variar diâmetro do ponto, aumentando a resistência. Para mesmo diâmetro, a solda é em média 15% mais resistente.	
RESISTÊNCIA DINÂMICA	A solda queima e destrói a estrutura de carbono da peça que, ao submetida a vibrações, as microfissuras transformam-se em trincas	Não causa danos à estrutura do produto, mantendo a resistência à vibrações
RESISTÊNCIA A CORROSÃO	Queima o acabamento superficial, necessitando retoques e promovendo condições para oxidação	Não afeta a qualidade superficial do produto, podendo ser aplicado em chapas revestidas

Figura 16: Comparativo – Qualidade da união.

Produtividade em 300.000 Pontos

A durabilidade das ferramentas de Pontotech é um de seus principais diferenciais, podendo realizar até 300.000 pontos sem necessidade de manutenção.

	SOLDA	PONTOTECH
SETUP	Eletrodo tem vida útil de 3.000 pontos (são necessários 100 setup)	1 troca do conjunto de ferramentas
TEMPO DE PROCESSO	1 segundo por ponto	1,2 segundos por ponto
DRESSAGEM	3.000	Não necessita intervenção
MÚLTIPLOS PONTOS	O PONTOTECH é mais versátil para realizar múltiplos pontos sobre peças, sendo possível o uso em prensas, que cravam mais pontos simultâneos	

Figura 17: Comparativo – Produtividade em 300.000 pontos.

Ensaio Dinâmico

Os ensaios dinâmicos realizados com Pontotech demonstram uma alta resistência à vibração e ciclos de fadiga, superando outros métodos de união.

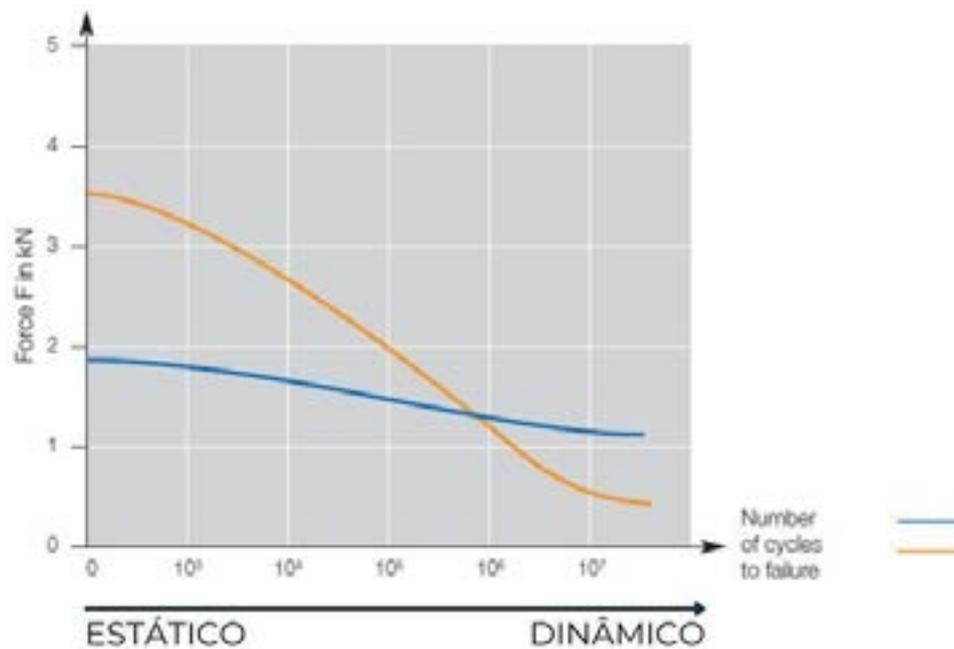


Figura 18: Ensaio dinâmico.

Aplicações Práticas e Casos de Uso

Exemplos de Acessos

A tecnologia Pontotech tem sido aplicada com sucesso em diversos setores, como ventilação, painéis elétricos e implementos rodoviários.

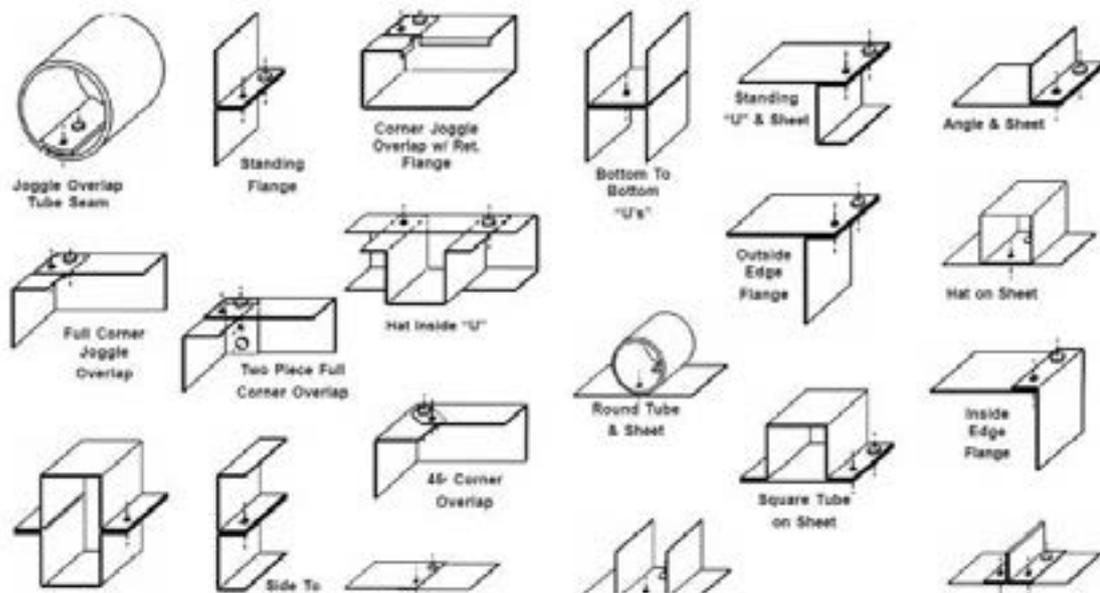


Figura 19: Exemplos de acesso.

Cases de Sucesso

Casos de sucesso incluem aplicações na indústria automotiva, eletrodomésticos e armazenagem de grãos, demonstrando a versatilidade e eficiência da tecnologia.

Armazenagem de Grãos



Figura 20: Aplicação em armazenagem de grãos.

Setor Automotivo



Figura 21: Aplicação no setor automotivo.

Ventilação



Figura 22: Aplicação em ventilação.

Estruturas Metálicas

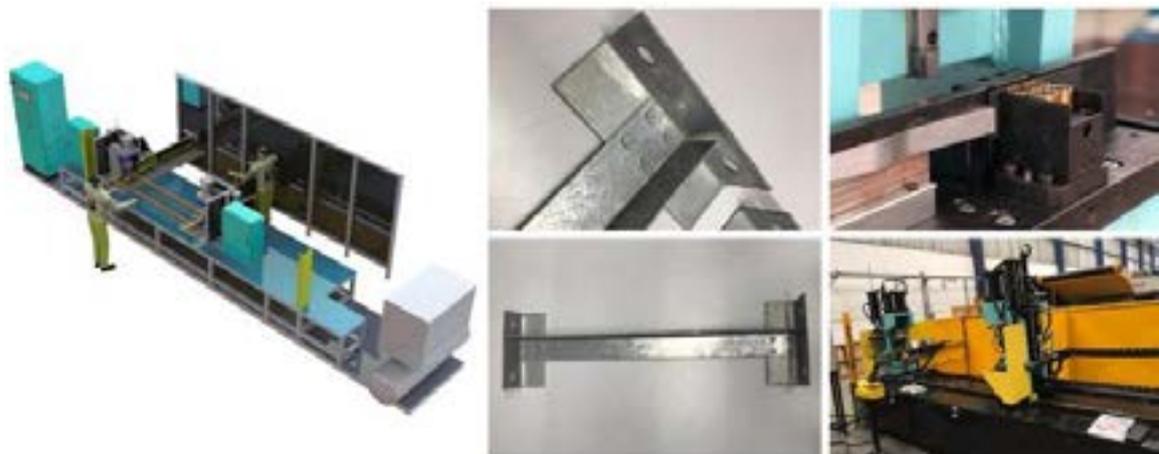


Figura 23: Aplicação em estruturas metálicas.

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

PRINCIPAIS MECANISMOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR EM PROCESSOS DE *HOT STAMPING*: UMA REVISÃO

MSc. Rafael Pandolfo da Rocha ⁽¹⁾
MSc. Matheus Henrique Riffel ⁽²⁾
Eng. Rubens Luiz Paiva ⁽³⁾
MSc. André Rosiak ⁽⁴⁾
Dr. Ing – Lirio Schaeffer ⁽⁵⁾

ABSTRACT

A taxa de transferência de calor no processo de estampagem a quente desempenha um papel crucial na qualidade dos componentes estampados e na eficiência produtiva. Isso se deve à influência da capacidade da ferramenta de dissipar o calor da chapa metálica, afetando diretamente o limite de resistência, a distribuição de temperatura e o tempo de resfriamento da peça conformada. Pesquisas têm sido direcionadas para o desenvolvimento de sistemas de resfriamento mais eficazes para chapas de AHSS, com o objetivo de melhorar a qualidade superficial dos produtos finais. A velocidade de resfriamento é regulada pelo coeficiente de transferência de calor interfacial (IHTC). Um projeto eficiente de ferramentas para estampagem a quente requer uma compreensão detalhada dos modos de transferência de calor envolvidos no processo. Compreender esses mecanismos é essencial para identificar oportunidades de otimização, como, por exemplo, a redução do tempo de resfriamento. O objetivo deste artigo é revisar as diferentes fases da transferência de calor durante o processo de estampagem a quente e apresentar uma análise dos modelos disponíveis para determinar o IHTC.

Palavras-chaves: Hot Stamping, coeficiente de transferência de calor interfacial, modelo de transferência de calor, canais conformáveis de resfriamento.

1. INTRODUÇÃO

O processo de estampagem a quente é realizado com o aquecimento de chapas de aço microligadas ao boro, como, por exemplo, o 22MnB5, a temperaturas superiores a 900 °C, para uma austenitização completamente uniforme. Posteriormente, as geratrizes são transferidas para matrizes de resfriamento a água ou a Nitrogênio para execução simultânea dos estágios de estampagem e de têmpera, com taxas de resfriamento superiores a 27 °C/s, o que forma uma microestrutura completamente martensítica no componente final, com limite de resistência na faixa de 1500 MPa (figura 1). TURETTA [1] investigaram a conformabilidade de 22MnB5 em operações de estampagem a quente. KARBASIAN e TEKKAYA [2] revisaram ainda mais os campos térmico, mecânico, microestrutural e tecnológico deste processo de conformação. Peças de aço de alta resistência estampadas a quente têm as vantagens de alta resistência, alta dureza, pouco retorno elástico e redução significativa de peso, o que torna a estampagem a quente o melhor processo para produzir componentes estruturais automotivos complexos, como pilares A, pilares B e vigas de impacto lateral etc.

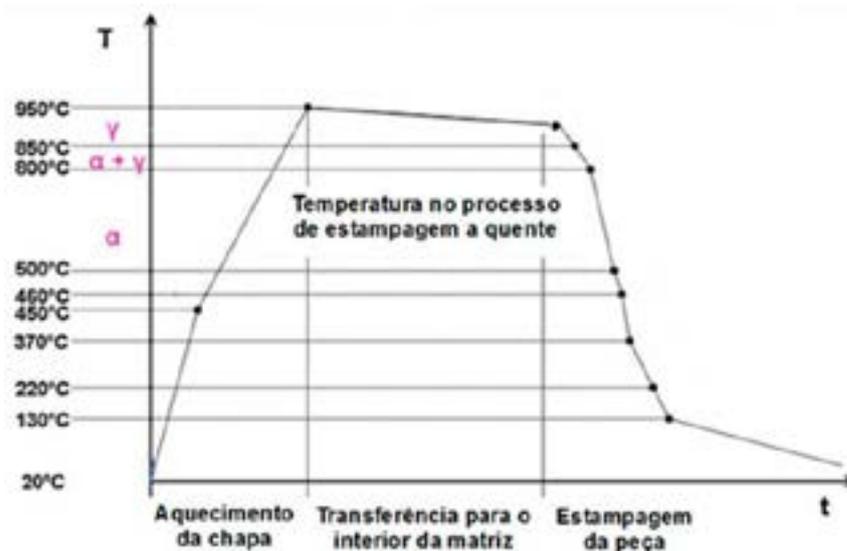


Figura 1: Comportamento da temperatura durante o processo de estampagem a quente. Fonte: KARBASIAN [2].

Durante os estágios de conformação e de têmpera, o calor é transferido do *blank* sob alta temperatura para as matrizes mantidas a baixa temperatura. O coeficiente de transferência de calor interfacial (IHTC) entre o *blank* e a matriz é um parâmetro termofísico importante que indica a transferibilidade de calor. O IHTC impacta diretamente a distribuição de temperatura no *blank* e, conseqüentemente, afeta a propriedade mecânica e a microestrutura da peça final (figura 2). O entendimento do IHTC é imprescindível para a configuração da simulação numérica (análise de elementos finitos), de forma a se obter resultados confiáveis sobre os processos de *Hot Stamping* [3].

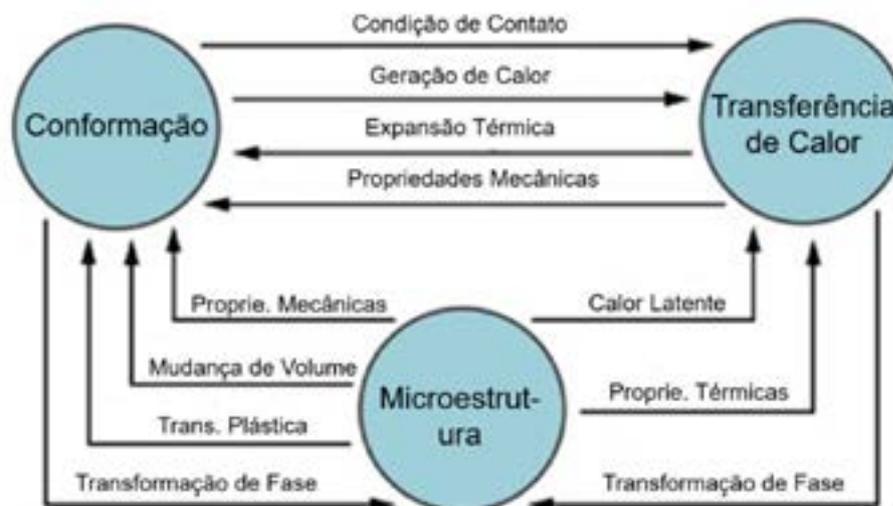


Figura 2: Parâmetros do processo que influenciam nas propriedades dos materiais.
Fonte: KARBASIAN [2].

Esforços de pesquisa têm sido feitos para desenvolver modelos para projetar e otimizar o sistema de resfriamento das ferramentas, a fim de aumentar a velocidade de resfriamento e alcançar uma distribuição de temperatura mais uniforme das superfícies das peças conformadas [4, 5, 6, 7, 8]. Os modelos desenvolvidos e métodos de otimização são úteis na determinação dos parâmetros estruturais do sistema de refrigeração que maximizam a transferência de calor. No entanto, alguns dos modelos são computacionalmente intensivos e não aplicáveis a ferramentas com geometria complexa. Outra estratégia envolve o uso de materiais de ferramentas com alta condutividade térmica [9,10,11]. Por outro lado, alguns dos materiais são caros e ainda estão em fase de desenvolvimento.

Na teoria da transferência de calor, o IHTC é um parâmetro para descrever a transferência de calor entre interfaces e, também, é considerado como um valor constante em condições ideais [12]. No entanto, uma condição ideal é difícil de ser alcançada na prática e o IHTC é influenciado por muitos fatores. IKEUCHI e YANAGIMOTO [13] demonstraram que a pressão de contato, a temperatura do blank e da matriz, a rugosidade da superfície e as propriedades termofísicas do material influenciam no IHTC (figura 3). ABDULHAY [14] obtiveram a resistência de contato térmico em diferentes locais de uma peça final no formato de U, com pressão de contato variando de 2 a 30 MPa, e aproximaram uma relação de função exponencial entre a resistência de contato térmico e a pressão de contato. SHOJAEFARD [15] estudaram a transferência de calor entre aço inoxidável e alumínio com base em experimentos de estado estacionário. BLAISE [16] analisaram as mudanças na resistência de contato térmico do aço USIBOR 1500P durante a estampagem a quente. Nos últimos anos, tem havido aplicações crescentes de aço ao boro na estampagem a quente e, conseqüentemente, aumentaram-se os estudos dos fatores que influenciam o IHTC durante a conformação e subsequente têmpera. Por exemplo, HU [17] estudaram o efeito da incrustação de óxido no IHTC para o aço ao boro 22MnB5.

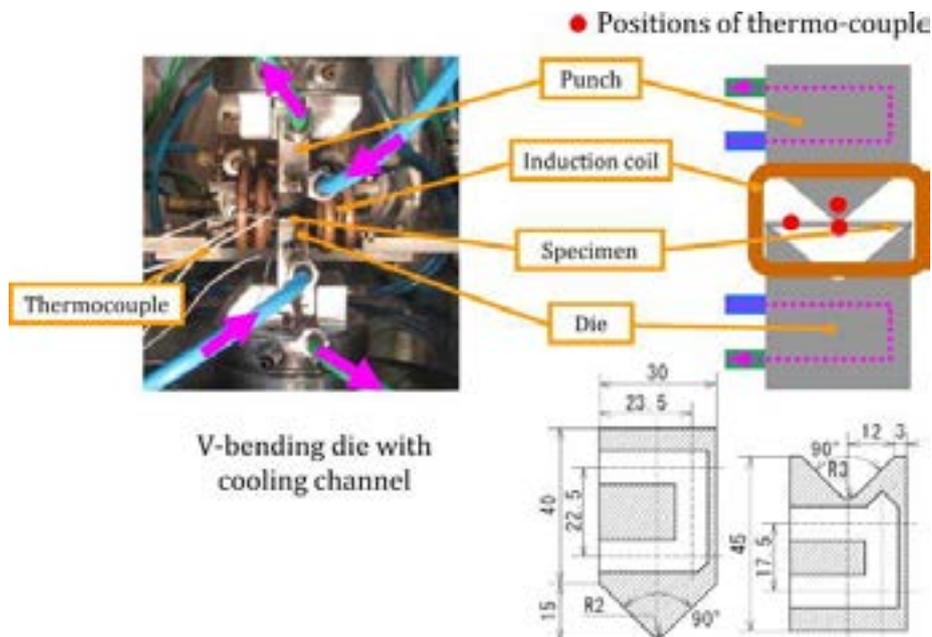


Figura 3: Processo de dobramento a quente. Fonte: IKEUCHI E YANAGIMOTO [13]

Este trabalho concentrou-se na revisão de modelos previstos na literatura internacional para determinação do IHTC. O artigo consiste em uma revisão teórica sobre os principais mecanismos de transferência de calor durante os processos de estampagem a quente, focando na determinação do IHTC, seguido de uma discussão e de um modelo proposto que rege a transferência geral de calor para o processo de *Hot Stamping*.

2. TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE AS ETAPAS DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE

O processo de estampagem a quente pode ser separado em dois métodos: direto (a) e indireto (b). Agrupado em quatro etapas, estas etapas incluem austenitização do blank a 950 °C em um forno, transferência da geratriz para as matrizes, conformação e têmpera em uma ferramenta fechada, conforme mostrado na figura 4.

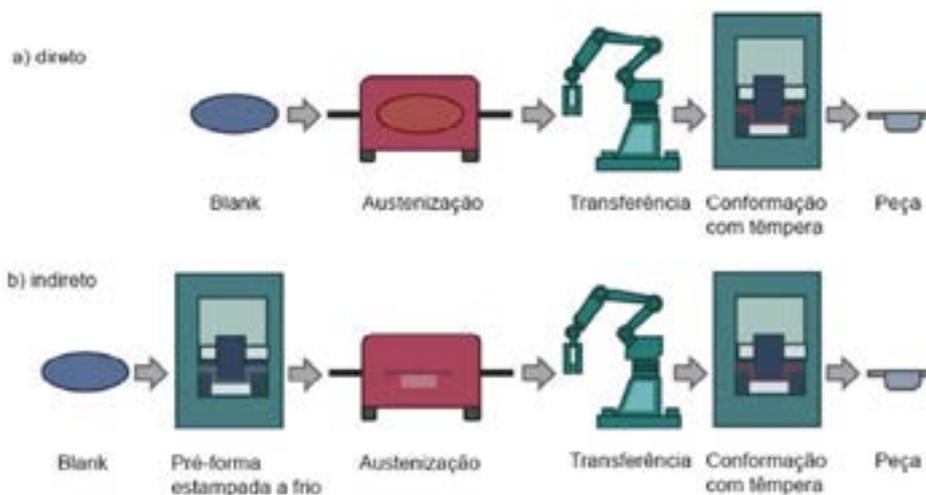


Figura 4: Processo de estampagem a quente direto (a) e indireto (b). Fonte: KARBASIAN [2].

Para estudar a transferência de calor durante o processo de estampagem a quente, é necessário analisar as etapas em que o calor é perdido do blank, que pode ser visto na figura 5. Supõe-se que a temperatura na peça seja uniforme devido à sua pequena espessura (0,6-3mm). Portanto, a taxa de perda de calor do blank $Q(t)$ pode geralmente ser expressa pela equação 1.

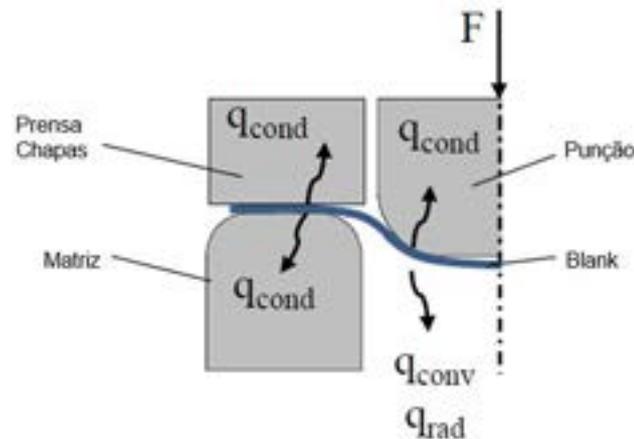


Figura 5: Principais mecanismos de transferência de calor. Fonte: KARBASIAN [2].

$$\dot{Q}(t) = mC_b \frac{dT_b}{dt} \quad (1)$$

Durante o processo de estampagem a quente, o blank perde calor quando é transferido do forno de austenitização para a ferramenta de conformação (Q_{tran}), quando é colocado nas matrizes (Q_{plac}) e quando está em contato com as ferramentas de conformação durante as fases de deformação e de têmpera (Q_{form}). O calor perdido pela peça durante as fases acima mencionadas (Q_{total}) é considerado negativo, uma vez que o calor é liberado da geratriz, podendo ser expresso matematicamente pela equação 2.

$$\dot{Q}_{total} = -\dot{Q}_{tran} - \dot{Q}_{plac} - \dot{Q}_{form} \quad (2)$$

2.1 Estágio de Transferência

Durante a transferência do forno para as ferramentas de estampagem, a geratriz perde calor por radiação e convecção para o ar circundante à temperatura atmosférica [18, 19]. Portanto, a perda de calor do blank em um determinado tempo é na forma de calor convectivo $Q_{conv,1}$ e calor radiativo $Q_{rad,1}$, conforme mostrado na equação 3.

$$\dot{Q}_{tran} = \dot{Q}_{conv,1} + \dot{Q}_{rad,1} \quad (3)$$

Supõe-se que a geratriz quente seja transferida do forno para a ferramenta de conformação em sua posição horizontal. Para determinar a transferência de calor por convecção durante a fase de transferência, a geratriz

pode ser tratada como uma placa plana que perde calor em ambos os lados por convecção para o ar ambiente [4, 19, 20], conforme mostrado na figura 6.

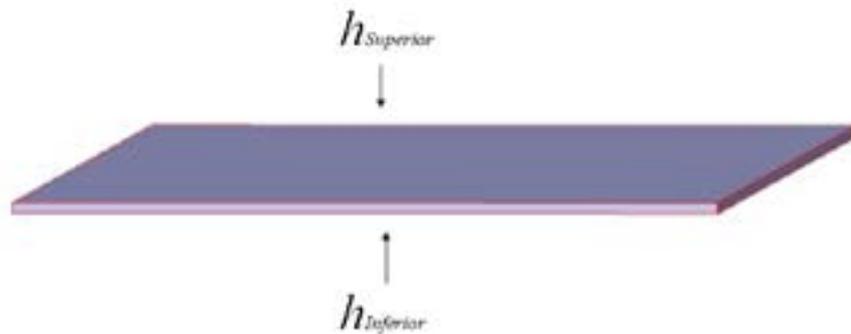


Figura 6: Perda de calor da peça nas superfícies superior e inferior. [42]

Um pequeno número de *Biot* ($Bi \ll 1$) é assumido para o blank devido à sua pequena espessura (0,6 - 3mm), alta condutividade térmica (32 W/mK) e grande relação entre área de superfície e volume, o que se traduz em um comprimento característico baixo [19, 20].

Além disso, outros autores da literatura também confirmaram um pequeno número de *Biot* para o blank [3, 22]. Com base nesta noção, considera-se que o blank tem temperatura uniforme durante a fase de transferência. O número de Biot pode ser expresso usando-se a equação 4.

$$Bi = \frac{hL}{k} \quad (4)$$

Também pode ser assumido que o calor perdido nas bordas do blank é insignificante devido à sua pequena espessura [18]. De acordo com os requisitos do processo, o blank deve ser transferido para a ferramenta de conformação logo após ser liberado do forno [23]. O efeito da convecção natural deve ser considerado dependente da configuração do processo. Se dispositivos rápidos de manuseio de material, como braços robóticos, forem usados para transferir rapidamente a geratriz para o forno, o efeito da convecção natural pode ser negligenciado ou substituído. Por outro lado, se o blank for deixado algum tempo antes do estágio de estampagem, é necessário incluir o efeito da convecção natural resultante. Para reexaminar estes efeitos, é dado preferência para incluir o efeito da convecção natural numa análise detalhada. Portanto, a perda total de calor por convecção em ambos os lados de uma placa plana quente é dada pela equação 5 [25].

$$\dot{Q}_{conv} = A_b (h_{top} + h_{bot})(T_b - T_{air}) \quad (5)$$

Os coeficientes naturais de transferência de calor por convecção na parte superior e inferior podem ser calculados usando-se as equações 6 e 7 [19, 20]. Os números de *Grashof* (Gr) e *Prandtl* (Pr) podem ser definidos pelas equações 8 e 9.

$$h_{Superior} = [0,27(GrPr)^{0,33}] \frac{k_f}{L} \quad (6)$$

$$h_{\text{inferior}} = [0,14(GrPr)^{0,25}] \frac{k_b}{L} \quad (7)$$

$$Gr = \frac{\rho \beta g^3 (T_a - T_{bl}) L^3}{\mu} \quad (8)$$

$$Pr = \frac{c_p \mu}{k} \quad (9)$$

Em relação às equações 6 e 7, o coeficiente de transferência de calor por convecção na superfície superior é maior do que na superfície inferior devido aos efeitos da flutuabilidade [24]. Substituir as equações 6 e 7 na equação 5 resultará na equação 10:

$$\dot{Q}_{\text{conv}_1} = \frac{k_b}{L} A_b [0,27 (GrPr)^{0,33} + 0,14 (GrPr)^{0,25}] (T_b - T_{air}) \quad (10)$$

A transferência de calor radiativo do blank (Q_{rad}) para as superfícies circundantes do piso e do teto da planta da fábrica pode ser expressa pela equação 11 [25]. Em relação à equação 11, foi aplicado um fator de forma unitário.

$$\dot{Q}_{rad} = \sigma \varepsilon A_b (T_b^4 - T_{fac}^4) \quad (11)$$

Foi mencionado anteriormente que a geratriz perde calor em ambos os lados, conforme mostrado na figura 6. Assim, o calor perdido na equação 11 é duplicado, conforme mostrado na equação 12.

$$\dot{Q}_{rad_1} = 2 \sigma \varepsilon A_b (T_b^4 - T_{fac}^4) \quad (12)$$

Uma única equação para a fase de transferência pode ser então reformulada com base na equação 3. Esta equação é obtida substituindo-se as equações 10 e 12 na equação 13, conforme mostrado abaixo.

$$\dot{Q}_{tran} = \frac{k_b}{L} A_b [0,27 (GrPr)^{0,33} + 0,14 (GrPr)^{0,25}] (T_b - T_{air}) + 2 \sigma \varepsilon A_b (T_b^4 - T_{fac}^4) \quad (13)$$

2.2 Fase de Colocação

A fase de colocação corresponde ao estágio em que a geratriz é colocada entre o punção e a matriz antes da conformação ocorrer, conforme mostrado na figura 7.

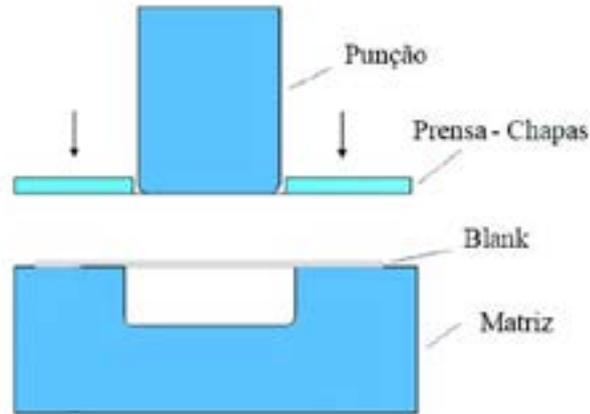


Figura 7: Transferência da chapas para a estampagem a quente [42].

Durante a fase de colocação, a superfície superior do blank é resfriada por convecção natural através do ar ambiente e pela troca de calor por radiação com o punção e o prensa-chapa. A superfície inferior pode ser dividida em três seções. Duas das seções são resfriadas por contato térmico com a superfície da matriz. Para resfriar efetivamente a geratriz, canais de resfriamento são inseridos na matriz e no punção. Portanto, presume-se que o punção e a matriz estejam a uma temperatura mais baixa que a da geratriz. A outra seção fica no topo da cavidade da matriz e é resfriada por convecção natural com ar e troca de calor por radiação com a matriz [18]. Isso pode ser expresso usando-se a equação 14.

$$\dot{Q}_{plac} = ((\dot{Q}_{conv2} + \dot{Q}_{rad2}) + (\dot{Q}_{con1} + \dot{Q}_{conv3} + \dot{Q}_{rad3})) \quad (14)$$

O calor perdido por convecção natural com o ar ambiente na parte superior do blank pode ser expresso pela equação 15 [25].

$$\dot{Q}_{conv2} = Ah_{sup} (T_b - T_{ar}) \quad (15)$$

Supõe-se que o punção e o prensa-chapa estejam na mesma temperatura inicial. Portanto, a transferência de calor por radiação da peça para o punção e o prensa-chapa pode ser expressa usando-se a expressão usual de transferência de calor por radiação mostrada na equação 16 [24]. É considerado o fator de forma de radiação (f_1) entre a área superficial superior do blank e a área superficial inferior do punção e do prensa-chapa. A área da superfície do blank, que fica exposta ao punção e ao prensa-chapa (A_{bp}), também é considerada.

$$\dot{Q}_{rad2} = \sigma \epsilon A_{bp} f_1 (T_b^4 - T_v^4) \quad (16)$$

O IHTC na interface entre a geratriz e a matriz durante a colocação (R_{plac}) é afetado pela área superficial, condições de lubrificação e integridade das superfícies de contato [26]. A figura 8 mostra que a transferência de calor ocorre em determinados pontos e isso reduz a área total de contato, afetando, assim, o IHTC.

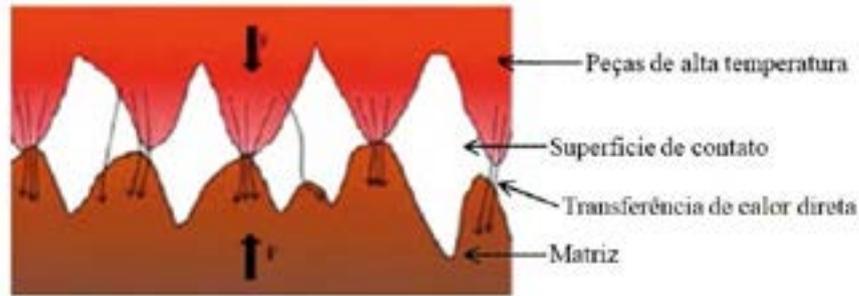


Figura 8: Topografia da superfície na interface de contato entre a peça e a matriz [42].

A Equação 17 mostra a transferência de calor na interface entre o blank e a matriz. A área superficial do blank em contato com a matriz (A_{bd1}) é novamente considerada.

$$\dot{Q}_{cont1} = R_{cont1} A_{bd1} (T_b - T_d) \quad (17)$$

A perda de calor por convecção natural entre o blank e o espaço de ar na cavidade da matriz pode novamente ser expressa pela equação 18.

$$\dot{Q}_{conv2} = h_{conv2} A_{bd2} (T_b - T_{ar}) \quad (18)$$

Deve-se notar que a posição da chapa na matriz pode limitar a quantidade de transferência de calor por convecção, dependendo da configuração do processo.

A equação 19 mostra a transferência de calor radiativo entre a chapa metálica e a cavidade. O fator de forma de radiação líquida (f_2) entre o fundo e as laterais da cavidade e o fundo do blank é considerado. A_{bd2} representa a área de superfície da geratriz sob a cavidade da matriz.

$$\dot{Q}_{rad3} = \sigma \epsilon A_{bd2} f_2 (T_b^4 - T_d^4) \quad (19)$$

O calor total perdido pelo blank durante a fase de aproximação pode ser expresso através da equação 20, que é obtida substituindo-se as equações 15, 16, 17, 18 e 19 na equação 14.

$$\dot{Q}_{plac} = [A h_{sup} (T_b - T_{ar}) + \sigma \epsilon A_{sup} f_1 (T_b^4 - T_p^4)] + [R_{plac} A_{bd1} (T_b - T_d) + h_{conv2} A_{bd2} (T_b - T_{ar}) + \sigma \epsilon A_{bd2} f_2 (T_b^4 - T_d^4)] \quad (20)$$

2.3 Estágio de Deformação e Têmpera

Supõe-se que a deformação e a têmpera ocorrem simultaneamente. Durante a fase de conformação e têmpera, ocorre transferência de calor por contato entre a peça quente e a ferramenta fria. A figura 9 mostra as interfaces durante a deformação e a têmpera. A deformação da chapa na cavidade da matriz causa o seu deslizamento na zona do prensa-chapa. No entanto, a condução de calor para o prensa-chapa durante o estágio de deformação foi considerada insignificante, devido ao pequeno intervalo de tempo de

deslizamento da chapa metálica e à pressão de contato relativamente baixa [18].

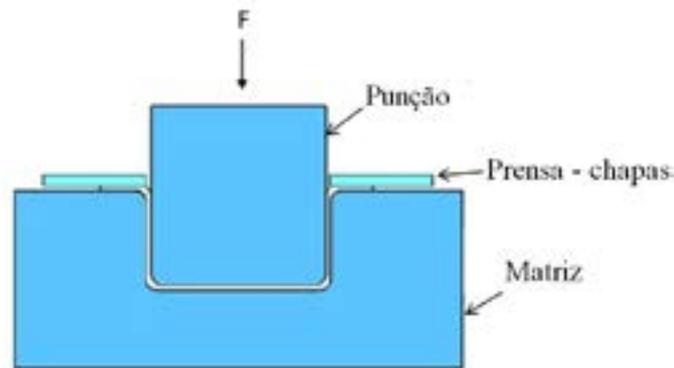


Figura 9: Interface durante a estampagem e tempera [42].

Supõe-se também que o calor perdido para o ambiente é insignificante, uma vez que as temperaturas do punção e da matriz são controladas pelo fluido de resfriamento ao longo do tempo. Após a etapa de conformação, o blank é mantido na ferramenta fechada para permitir o resfriamento por cerca de 15 a 25s [7].

2.3.1 Considerações gerais

As seguintes taxas de transferência de calor foram considerados para as fases de conformação e têmpera [7, 18]:

- Calor absorvido pelo punção da superfície do blank (Q_1);
- Calor absorvido pela matriz a partir da superfície da geratriz (Q_2);
- Calor transferido da superfície da matriz para as paredes internas do canal de resfriamento da matriz (Q_3);
- Transferência de calor das paredes internas do canal de resfriamento da matriz para o fluido refrigerante (Q_4);
- Calor transportado pelo fluido refrigerante nos canais de resfriamento da matriz (Q_5);
- Taxa de trabalho realizado no blank como resultado de forças de atrito (W_1);
- Taxa de trabalho realizado no blank devido à deformação plástica (W_2);
- Calor liberado da chapa metálica devido às transformações metalúrgicas (assumindo que se trata de uma reação exotérmica) (Q_6);

A temperatura da chapa muda em função do calor proveniente do trabalho realizado devido às forças de atrito, deformação plástica (W_2), calor liberado durante a transformação de fases (Q_6), calor absorvido pela matriz (Q_2) e pelo

punção (Q_1). Portanto, a soma da transferência de calor e das taxas de trabalho durante a conformação pode ser expressa como mostrado na equação 21.

$$\dot{Q}_{form} = (\dot{Q}_1 + \dot{Q}_2) - (\dot{W}_1 + \dot{W}_2 + \dot{Q}_5) \quad (21)$$

A quantidade de calor transferida da peça para a ferramenta depende do projeto da ferramenta, da área superficial e da geometria da peça final. Para simplificar, são ignoradas quaisquer diferenças térmicas transitórias entre o punção e a matriz refrigerados a água. Portanto, a discussão a seguir concentra-se apenas no dado. Os transientes dentro da matriz são contabilizados através do IHTC discutido abaixo. O calor perdido pela ferramenta para o ambiente é considerado insignificante. Portanto, sugere-se que o calor transferido da superfície da matriz para as paredes do canal de resfriamento (Q_3) é considerado equivalente ao calor transferido das paredes do canal de resfriamento para o refrigerante (Q_4) e ao calor transportado pelo refrigerante em movimento (Q_5) [9,30] conforme mostrado na equação 22.

$$\dot{Q}_1 = \dot{Q}_2 = \dot{Q}_3 = \dot{Q}_4 = \dot{Q}_5 \quad (22)$$

2.3.1.1 Transferência de calor da interface da superfície da peça para a superfície da matriz

O calor é transferido da superfície da peça para a superfície do punção/matriz mediante contato. Supõe-se que o punção e a matriz sejam mantidos à mesma temperatura e que o calor seja distribuído uniformemente entre eles. A transferência de calor da superfície da geratriz para a superfície da matriz é definida pela equação 23 [28].

$$\dot{Q}_2 = R_{form} A_b (T_b - T_d) \quad (23)$$

Para analisar a transferência de calor durante as fases de conformação e têmpera, é necessário determinar o IHTC entre o blank e a matriz/punção [29]. O IHTC é um parâmetro importante, pois determina o tempo de deformação e têmpera [28]. O IHTC também é necessário para realizar uma análise precisa de elementos finitos do processo de estampagem a quente [22]. Além disso, pode ser utilizado para determinar o efeito de outros parâmetros do processo (pressão, temperatura e rugosidade superficial) na transferibilidade de calor. Portanto, a seção a seguir fornece uma visão geral e análise dos métodos que foram desenvolvidos para determinar o IHTC entre a matriz/punção e o blank.

2.3.1.2 Análise de condução de calor inversa

Um dos métodos que tem sido utilizado envolve a utilização da análise de condução de calor inversa para obter o fluxo de calor entre o blank e a matriz e utilizá-la para calcular o IHTC [3, 29, 30, 31]. O método é baseado na equação 24 [30].

$$\frac{\dot{Q}}{A} = R_{form} (T_b(\tau) - T_d(\tau)) \quad (24)$$

Os valores de temperatura $T_b(t)$ e $T_d(t)$ e o fluxo de calor $\frac{\dot{Q}}{A}$ são pré-determinados para a obtenção do IHTC. O fluxo de calor é obtido usando-se a lei de condução de Fourier, conforme mostrado na equação 25 [17].

$$\frac{\dot{Q}}{A} = -k_{bd} \frac{dT_{bd}}{dx} \quad (25)$$

A limitação do método deve-se ao desafio de medir a temperatura da chapa metálica e da matriz durante a operação de conformação e têmpera. Bai *et al.* [30] desenvolveram um procedimento numérico para determinar a temperatura em locais específicos de uma peça e matriz em um processo de forjamento de pás de turbina. Medições físicas também foram feitas com termopares nos locais especificados. O fluxo de calor foi então calculado para obter o IHTC (3,5 kW/m² K). Para validar o procedimento desenvolvido, utilizou-se o IHTC calculado em um modelo de Elementos Finitos com condições semelhantes ao experimento. Os resultados mostraram que os valores de temperatura obtidos na simulação FE foram muito próximos do procedimento numérico. Li *et al.* [29] utilizaram a técnica de análise de calor inverso para desenvolver um modelo para o IHTC como função potência da pressão de contato, que foi avaliada por meio de análise de Elementos Finitos. O modelo foi testado para prever a transformação de fase de um blank em estampagem a quente. De acordo com os resultados, uma proporção de fase martensítica de 87% foi obtida nos experimentos e 84% foi obtida na Análise de Elementos Finitos. Li *et al.* [29] desenvolveram um software para cálculo do IHTC entre uma matriz de estampagem a quente e um blank utilizando a análise de condução inversa de calor. O software foi utilizado para determinar o efeito da temperatura da superfície da matriz e da pressão de contato no IHTC. De acordo com os resultados, o IHTC (W/m² K) para diferentes valores de pressão de 1, 10, 20 e 40 MPa levou à derivação de uma função linear. Descobriu-se que a temperatura da superfície do blank não teve um efeito significativo no IHTC [29].

2.3.1.3 Lei de resfriamento de Newton

A lei do resfriamento de Newton pode ser usada para determinar o IHTC [28, 31,33,34,35]. Este método é baseado na equação 26.

$$T_b(t) = (T_{bo} - T_{di})e^{\frac{-R_{form}A_b t}{\rho V C_b}} + T_{di} \quad (26)$$

Tornar R_{form} o assunto da equação resulta na equação 27 [34].

$$R_{form} = \frac{-\rho V C_b}{A_b t} \ln \left[\frac{T_b(t) - T_{di}}{T_{bo} - T_{di}} \right] \quad (27)$$

Outros parâmetros da equação podem então ser identificados e utilizados para o cálculo do IHTC. Os valores de temperatura podem ser medidos através do uso de termopares integrados no blank e na matriz [36]. Merklein *et al.* [33] estudaram o comportamento térmico de blanks personalizados, analisando-se o efeito de um IHTC constante em diferentes temperaturas da ferramenta (entre 20 e 300 K), pressão e folga entre o blank e a matriz. No estudo, a lei do resfriamento de Newton foi usada no

cálculo do IHTC e cartuchos de aquecimento resistivo foram usados para controlar a temperatura da matriz. No entanto, o desafio de assumir a temperatura ambiente constante foi uma limitação do modelo, uma vez que o calor transferido pela geratriz para a ferramenta resulta numa alteração da temperatura da ferramenta. Hung *et al.* [36] usaram a lei de resfriamento de Newton para investigar o efeito da pressão de contato no IHTC durante a estampagem a quente. Um modelo de análise de Elementos Finitos também foi desenvolvido utilizando ABAQUS [28] para avaliar os resultados. De acordo com os resultados, o IHTC aumentou de 1764 para 3782 W/m²K com um aumento na pressão de 0 para 30 MPa. Todavia, comparando-se os dois modelos, o modelo FE deu resultados mais precisos e provou que o IHTC mudou com o tempo, ao contrário da lei de resfriamento de Newton, que deu um valor constante. Bosetti *et al.* [34] também realizaram um estudo semelhante para investigar o efeito da pressão de contato no IHTC em condições semelhantes às da indústria. Duas abordagens foram utilizadas, nomeadamente a lei do resfriamento de Newton e a análise inversa da condução de calor. Ambas as abordagens mostraram que a pressão de contato afeta diretamente o IHTC. Porém, o desafio do estudo está no grande desvio entre os valores do IHTC obtidos para a mesma pressão. Por exemplo, uma pressão de contato de 5 MPa resultou em um IHTC de 1000 W/m²K usando a análise de condução de calor inversa e 1231 W/m²K usando a lei de resfriamento de Newton.

2.3.1.4 Método de balanço de calor

Zhao *et al.* [3] modificaram o modelo da lei de resfriamento de Newton para atender à mudança na temperatura da ferramenta e o chamaram de método de balanço de calor. O método de balanço de calor baseia-se na suposição de que todo o calor perdido pela chapa é absorvido pela matriz e pelo punção (lei de conservação de energia). Ao desenvolver o modelo, os autores consideraram apenas a transferência de calor para a matriz. A equação 28 pode ser usada para descrever matematicamente o método [3].

$$C_b \rho V \frac{dT_b}{dt} = - R_{form} A_b (T_b - T_d) \quad (28)$$

Em relação à equação 26, o lado esquerdo representa a variação da energia interna da geratriz e o lado direito mostra a transferência de calor do blank para a matriz. Como a temperatura da ferramenta varia durante os processos de conformação e têmpera, a equação 26 pode ser integrada para produzir a equação 29.

$$\int_{T_{bo}}^{T_{bi}} dT_b = - \frac{R_{form} A_b}{c_b \rho V} \int_{t_o}^{t_i} (T_b - T_d) dt \quad (29)$$

Ao contrário da lei de resfriamento de Newton, a temperatura da ferramenta (T_d) muda com o tempo. A equação pode ser resolvida usando-se a regra trapezoidal, conforme mostrado na figura 10, uma vez que tanto a temperatura do punção quanto a da matriz variam linearmente com o tempo. Quando a área sob o gráfico é determinada usando a regra do trapézio, dá-se origem a equação 30.

$$T_{bi} - T_{bo} = - \frac{R_{form} A_b}{c_b \rho V} * \frac{1}{2} [(T_{bo} - T_{do}) + (T_{bi} - T_{di})] * (t_i - t_o) \quad (30)$$

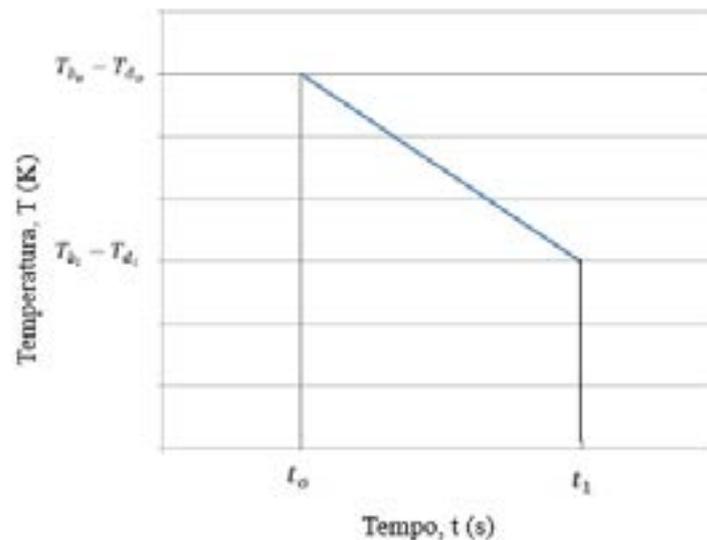


Figura 10: Área abaixo do gráfico de temperatura [3].

A diferença de tempo de t_0 a t_1 torna-se o tempo de resfriamento (t) da geratriz, conforme equação 31.

$$T_{bi} - T_{bo} = - \frac{R_{form} A_b}{2c_p \rho V} [(T_{bo} - T_{do}) + (T_{bi} - T_{di})] \quad (31)$$

Reorganizar a equação 29 e fazer R_{form} o sujeito resultará na equação 32. O volume V e a área A são divididos para fornecer a espessura característica, y , da peça.

$$R_{form} = \frac{2c_p \rho y (T_{bo} - T_{bi})}{[(T_{bi} - T_{di}) + T_{bo} - T_{do}]} \quad (32)$$

Novamente, assume-se que metade do calor perdido pela peça é transferida para o punção e a outra metade é transferida para a matriz. Assim, metade da espessura da peça é considerada a espessura característica. De acordo com Zhao *et al.* [3], a análise experimental mostra que a equação 29 fornece uma boa previsão do IHTC no início e no final do processo de têmpera. No estudo, Zhao *et al.* [3] compararam a precisão da análise inversa de condução de calor, balanço de calor e método de otimização. Dispositivos experimentais foram utilizados para coletar dados sobre a superfície e a temperatura interna da chapa e da matriz. A precisão dos métodos foi avaliada com base em uma simulação de Elementos Finitos do experimento. De acordo com os resultados, a análise inversa de condução de calor apresentou um erro de 3,7%, o método de balanço de calor apresentou um erro de 7,5% e o método de otimização teve um erro de 10,3%. Ying *et al.* [37] compararam a precisão da análise de condução inversa de calor e do método de equilíbrio de calor durante a conformação a quente de uma liga de alumínio 7075-T6. Taxas médias de erro de 3,08 e 4,4% foram obtidas usando a análise inversa de condução de calor, enquanto o método de balanço de calor resultou em 14,79 e 4,48%. Consequentemente, a análise de condução inversa de calor mostrou-se mais precisa quando comparada ao método de balanço de calor.

2.3.2 Transferência de calor da superfície da matriz para a parede do canal de resfriamento

O calor transferido da superfície da matriz para as paredes do canal de resfriamento pode ser ilustrado pela figura 11.

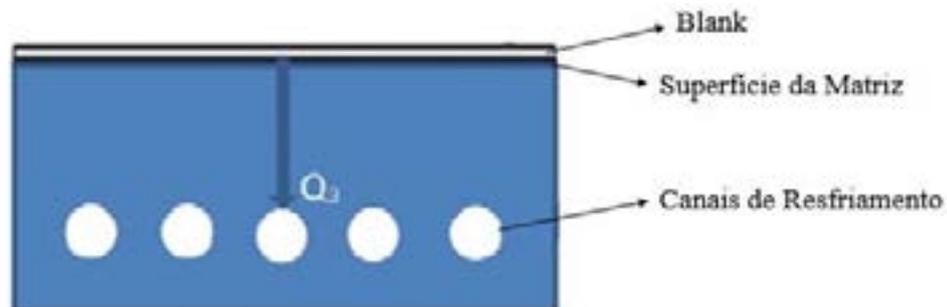


Figura 11: Transferência de calor da superfície da matriz [42].

Para determinar a quantidade de calor transferida, a análise do fator de forma de condução pode ser usada [28]. Isso é demonstrado na equação 33.

$$\dot{Q}_3 = k_d f_3 (T_d - T_{cw}) \quad (33)$$

Assumindo que a matriz é plana, o fator de forma (f_3) pode ser definido pela equação 34 [28].

$$f_3 = \frac{2\pi l}{\ln\left[\left(\frac{2w}{\pi d}\right) \sin\left(h_{3r}\left(\frac{\pi w L_3}{w}\right)\right)\right]} \quad (34)$$

A substituição da equação 34 na equação 33 resultará em equação 35:

$$\dot{Q}_3 = k_d \frac{2\pi l}{\ln\left[\left(\frac{2w}{\pi d}\right) \sin\left(h_{3r}\left(\frac{\pi w L_3}{w}\right)\right)\right]} (T_d - T_{cw}) \quad (35)$$

Para um determinado número de canais de resfriamento n , o calor total transferido da superfície da matriz para os canais de resfriamento, é utilizado a equação 36:

$$\dot{Q}_3 = n k_d \frac{2\pi l}{\ln\left[\left(\frac{2w}{\pi d}\right) \sin\left(h_{3r}\left(\frac{\pi w L_3}{w}\right)\right)\right]} (T_d - T_{cw}) \quad (36)$$

Para aumentar a transferência de calor entre a superfície da matriz e a parede do canal de resfriamento, o número de canais de resfriamento pode ser aumentado. Outra forma é melhorar o projeto dos canais de resfriamento, de modo a aumentar o valor de (f_3). Por outro lado, o uso de materiais nas ferramentas com melhor condutividade térmica também ajuda a aumentar a transferência de calor [2].

2.3.3 Transferência de calor das paredes do canal de resfriamento para o fluido refrigerante

A equação 37 pode ser usada para determinar o calor perdido da parede do canal de resfriamento para o fluido refrigerante.

$$\dot{Q}_4 = h_w A_{cw} (T_{cw} - T_w) \quad (37)$$

A área superficial dos canais (A_{cw}) pode ser definida pela equação 38.

$$A_{cw} = \pi dl \quad (38)$$

O coeficiente de transferência de calor por convecção pode ser obtido usando o número de *Nusselt*, conforme mostrado na equação 39.

$$h_w = \frac{Nuk_w}{d} \quad (39)$$

Se as equações 38 e 39 forem substituídas na equação 37, a transferência total de calor das paredes do canal de resfriamento para o fluido refrigerante para um determinado número de canais de resfriamento η torna-se (equação 40):

$$\dot{Q}_4 = \eta Nuk_w \pi l (T_{cw} - T_w) \quad (40)$$

Para melhorar a transferência de calor entre as paredes do canal de resfriamento e o fluido refrigerante, o diâmetro dos canais de resfriamento e a velocidade do refrigerante podem ser aumentados para aumentar o valor de *Nu*. Porém, o efeito da tensão de escoamento do material deve ser levado em consideração para evitar a deformação plástica da ferramenta.

2.3.4 Calor transportado pelo fluido refrigerante nos canais

A taxa de remoção de calor pela água nos canais de resfriamento é definida pela equação 41 [41].

$$\dot{Q}_5 = \dot{m} C_w (T_{fora} - T_{dentro}) \quad (41)$$

2.3.5 Equilíbrio térmico entre a superfície da ferramenta e o fluido refrigerante

A equação 42 foi proposta para o balanço de energia durante a fase de formação e têmpera.

$$nk_d \frac{2\pi l}{\ln\left(\frac{2\pi r}{2\pi r_0}\right) + \ln\left(\frac{2\pi r_0}{2\pi r}\right)} (T_d - T_{cex}) = nNuk_w \pi l (T_c - T_w) = \dot{Q}_5 = \dot{m}C_w(T_{forma} - T_{dentro}) \quad (42)$$

2.3.6 Taxa de trabalho realizado devido ao atrito e à deformação plástica

A taxa de trabalho realizado devido ao atrito depende da força normal de contato (F_1) e da velocidade de deslizamento (v_1), conforme mostrado na equação 43 [39].

$$\dot{W}_1 = \eta F_1 v_1 \quad (43)$$

A equação 44 descreve a taxa de trabalho realizado durante a deformação plástica [40,41].

$$\dot{W}_2 = \lambda V \int_0^{\epsilon} mE U / \epsilon \quad (44)$$

A fração para transformação martensítica U é dada pela lei de *Koistinen-Marburger* conforme mostrado na equação 45, onde α representa a constante de transformação dependente da tensão e T_{ms} é a temperatura inicial da transformação martensítica [35].

$$U = 1 - e^{-\alpha(T_{ms} - T_b)} \quad (45)$$

Substituindo a equação 45 na equação 44 resulta em:

$$\dot{Q}_6 = \frac{mE(1 - e^{-\alpha(T_{ms} - T_b)})}{\epsilon} \quad (46)$$

Para um aço 22MnB5 típico, os valores de E (calor latente), α e T_{ms} são 85 kJ/kg, $3,02577 \text{ K}^{-1}$ e 411,3 K, respectivamente [35].

2.3.8 Equação para transferência de calor durante a conformação

A taxa de transferência de calor no estágio de conformação é descrita pela equação 47, baseada no pressuposto de que o punção e a matriz absorvem calor em partes iguais durante as fases de conformação e têmpera ($Q_t = Q_2$).

$$\dot{Q}_{form} = 2R_{form}A_b(T_b - T_d) - \left[\eta F_1 v_1 + mE \frac{(1 - e^{-\alpha(T_{ms} - T_b)})}{\epsilon + \lambda V \int_0^{\epsilon} \tau d\epsilon} \right] \quad (47)$$

3. DISCUSSÃO

Durante a fase de transferência, a perda de calor da geratriz depende principalmente da sua área superficial e do método pelo qual ela é transferida do forno para as ferramentas de estampagem. Dependendo da configuração do processo, pode ser necessário considerar a convecção forçada. Em relação à etapa de posicionamento, a geometria da ferramenta e a velocidade da prensa são de grande importância. Para a fase de conformação, a área superficial, a rugosidade, as propriedades do material e a temperatura das superfícies de contato têm grande influência na transferência de calor.

Alguns dos modelos para determinação do IHTC utilizam medições diretas de temperatura. O desafio desta prática é que é difícil obter leituras precisas dos termopares, uma vez que as temperaturas mudam rapidamente e o tempo de resposta dos termopares precisa ser considerado. Os termopares também são expostos a condições de alta pressão e isso também pode ter um efeito negativo nas leituras resultantes. Por outro lado, o uso do FEM requer a entrada de vários parâmetros de processo e também envolve muitas iterações. A análise da literatura revelou que a análise inversa da condução de calor é o método mais preciso e o método baseado em FEM é o método menos preciso para calcular o IHTC. Com base na análise efetuada, a equação 48 é proposta para a transferência global de calor.

$$\begin{aligned} \dot{Q}_{total} = & - \left[\frac{k_b}{L} A_b [0.27 (GrPr)^{0.33} + 0.14 (GrPr)^{0.25}] (T_b - T_{ar}) + \right. \\ & 2\sigma \varepsilon A_b (T_b^4 - T_{far}^4) \left. \right] - \left[(Ah_{sup} (T_b - T_{ar}) + \sigma \varepsilon A_{bp} f_1 (T_b^4 - T_p^4)) + \right. \\ & R_{píac} A_{db1} (T_b - T_d) + h_{bor2} A_{db2} (T_b - T_{ar}) + \sigma \varepsilon A_{db2} f_2 (T_b^4 - T_d^4) \left. \right] - \\ & \left[2R_{form} A_b (T_b - T_d) - \left(\eta F_1 v_1 + mE \frac{(1 - e^{-\alpha(\tau_{ms} - \tau_b)})}{\tau + \lambda v \int_0^{\tau} \tau' d\tau'} \right) \right] \end{aligned} \quad (48)$$

A equação proposta é útil na identificação dos parâmetros críticos, que podem ser utilizados para um gerenciamento térmico eficaz do processo de estampagem a quente. O gerenciamento térmico eficaz na estampagem a quente é necessário para reduzir o tempo de resfriamento do blank, o que resulta em uma redução no tempo de ciclo, levando, em última análise, à melhoria da produtividade e à redução dos custos de produção.

4. CONCLUSÃO

O objetivo do artigo foi apresentar uma revisão sobre os modelos de transferência de calor durante o processo de estampagem a quente, previstos na literatura internacional. A próxima fase desta pesquisa, objeto de estudo de duas teses de Doutorado, envolverá a validação dos modelos propostos. Isto pode ser conseguido através da realização de experimentos e simulação do processo de estampagem a quente. Para obter mais compreensão sobre a transferência de calor durante a fase de têmpera, há necessidade de mais estudos sobre o projeto do sistema de refrigeração. É necessário examinar o efeito dos parâmetros do sistema de refrigeração na transferência de calor.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela infraestrutura para realização dos ensaios experimentais, bem como ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela concessão de bolsas que fomentam o desenvolvimento de pesquisas científicas nacionais, através dos Processos 309188/2021-0, 446930/2023-7 e 408298/2023-5.

LISTA DE SIMBOLOS

- A_b - Área do Blank [mm²]
- A_{cav} - Área Paredo do canal de resfriamento [mm²]
- A_{pp} - Área do Blank que fica exposta ao punção e no Prensa-Chapas [mm²]
- A - Área da Superfície [m²]
- A_b - Área superfície do blank [mm²]
- $A_{b,d1}$ - Área superficial do blank em contato com a matriz [mm²]
- $A_{b,d2}$ - Área superficial do blank em contato com a matriz (área de espaço de ar na cavidade da matriz) [mm²]
- Q_1 - Calor absorvido pelo punção da superfície do blank [J]
- Q_2 - Calor absorvido pela matriz a partir da superfície da geratriz [J]
- Q_3 - Calor transferido da superfície da matriz para as paredes internas do canal de resfriamento da matriz [J]
- Q_5 - Calor transportado pelo fluido refrigerante nos canais de resfriamento da matriz [J]
- Q_6 - Calor liberado da chapa metálica devido às transformações metalúrgicas (assumindo que se trata de uma reação exotérmica [J]
- c - Capacidade de calor específica [J/kg.K]
- C_b - Capacidade de calor específica Blank [J/kgK]
- h_{boc} - Coeficiente de transferência de calor por convecção inferior da chapa [W/m²K]
- h_{sup} - Coeficiente de transferência de calor por convecção superior da chapa [W/m²K]
- R - Coeficiente de transferência de calor interfacial [W/m²K]
- R_{plac} - Coeficiente de transferência de calor interfacial (na fase de colocação) [W/m²K]
- R_{form} - Coeficiente de transferência de calor interfacial (Transformação de Fase) [-]
- h - Coeficiente de transferência de calor por convecção [W/m²K]
- $h_{b,d2}$ - Coeficiente de transferência de calor por convecção inferior da chapa (área de espaço de ar na cavidade da matriz) [W/m²K]
- h_w - Coeficiente de transferência de calor por convecção (Refrigerante em canais) [W/m²K]
- l - Comprimento do canal de resfriamento [m]
- k - Condutividade térmica [W/m.K]
- k_m - Condutividade térmica Matriz [W/m.K]
- x - Direção de condução térmica [mm]
- d - Diâmetro do canal de resfriamento [mm]
- w - Distância central dos canais de resfriamento [mm]
- Z - Distância do centro do canal de resfriamento até a superfície da matriz [mm]
- Z_b - Distância do centro do canal de resfriamento até a superfície do blank [mm]
- b - Distância da superfície ao centro do canal de resfriamento [mm]
- a - Distância entre canais de resfriamento [mm]
- H - Dureza [N/m²]
- E - Energia térmica latente [J/kg]
- L - Escala de comprimento do espaço do blank [m]
- y - Espessura [mm]
- g - Espessura do espaçamento de ar [mm]
- f - Fator de forma [-]
- f_1 - Fator de forma de Radiação (entre a área superficial superior do blank e a área superficial inferior do punção e do prensa-chapa) [-]
- f_2 - Fator de forma de radiação líquida entre o fundo e as laterais da cavidade e o fundo do blank [-]
- f_3 - Fator de Forma dos Canais de Resfriamento da Matriz [-]

F - Força [N]

U - Fração de transformação de Martensita [%]

s - Inclinação da rugosidade da superfície [μm]

m - Massa [kg]

Bi - Número de Biot $Bi = \frac{hL}{k}$

n - Número de canais de resfriamento

Gr - Número de Grashof = $\frac{g\beta\rho^2(T_a - T_{bl})L^3}{\mu}$

Nu - Número Nusselt [$Nu = hD/k$]

Pr - Número Prandtl [$Pr = \mu/\rho k$]

P - Pressão [MPa]

r - Raio do canal de resfriamento [mm]

T - Temperatura [$^{\circ}\text{C}$]

t - Tempo [s]

T_b - Temperatura do Blank [$^{\circ}\text{C}$]

T_{air} - Temperatura Ambiente [$^{\circ}\text{C}$]

T_{bl} - Temperatura do blank inicial [$^{\circ}\text{C}$]

T_{fac} - Temperatura Superfícies Face [$^{\circ}\text{C}$]

T_p - Temperatura do Punção [$^{\circ}\text{C}$]

T_d - Temperatura da Matriz [$^{\circ}\text{C}$]

T_{bo} - Temperatura do Blank [$^{\circ}\text{C}$]

T_{di} - Temperatura da Matriz Inicial [$^{\circ}\text{C}$]

T_{cw} - Temperatura Parede do canal de resfriamento [$^{\circ}\text{C}$]

T_w - Temperatura Líquido Refrigerante [$^{\circ}\text{C}$]

T_{fora} - Temperatura do Líquido fora da Matriz [$^{\circ}\text{C}$]

T_{dentro} - Temperatura do Líquido Dentro da Matriz [$^{\circ}\text{C}$]

T_{ms} - Temperatura inicial da transformação martensítica [$^{\circ}\text{C}$]

t - Tempo [s]

Q_4 - Transferência de calor das paredes internas do canal de resfriamento da matriz para o fluido refrigerante [J]

$\dot{Q}_{conv,s}$ - Transferência de Calor por Convecção na Superfície Superior [W]

$\dot{Q}_{conv,i}$ - Transferência de Calor por Convecção na Superfície Inferior [W]

\dot{Q}_{total} - Transferência de Calor Total [W]

\dot{Q}_{tran} - Transferência de Calor fase de transferência [W]

\dot{Q}_{blanc} - Transferência de Calor no contato instantâneo do blank com a ferramenta [W]

\dot{Q}_{form} - Transferência de Calor durante a deformação plástica e têmpera [W]

$\dot{Q}_{conv,s}$ - Transferência de Calor por Convecção [W]

\dot{Q}_{radi} - Transferência de Calor por Radiação [W]

$\dot{Q}(t)$ - Taxa de transferência de calor [W]

W - Taxa de trabalho realizado [W]

W_1 - Taxa de trabalho realizado no blank como resultado de forças de atrito [W]

W_2 - Taxa de trabalho realizado no blank devido à deformação plástica [W]

\dot{Q}_{radi} - Taxa de Transferência de Calor por Radiação (Fase de Transferência) [W]

\dot{Q}_{radi} - Taxa de Transferência de Calor por Radiação na Superfície Superior (Fase de Colocação) [W]

\dot{Q}_{radi} - Taxa de Transferência de Calor por Radiação na Superfície Inferior (Fase de Colocação) [W]

\dot{m} - Vazão Mássica [kg/s]

v - Velocidade [m/s]

V - Volume do blank [m^3]

Simbolos Gregos

α - Fração do trabalho plástico realizado convertido em calor

β - Coeficiente de expansão volumétrica do fluido [K^{-1}]

δ - Função de erro

ε - Emissividade do blank em função da velocidade de deformação [s^{-1}]

λ - Constante do Material [K^{-1}]
 μ - Viscosidade [$kg/s.m$]
 j_i - Coeficiente de fricção
 η - Desvio padrão da rugosidade da superfície (*rad*)
 ρ - Densidade do blank [kg/m^3]
 σ - Constante Stefan Boltzmann [$Wm^{-2}K^{-4}$]
 τ - Tensão [N/m^2]
 Φ - Condutância [W/m^2K]

REFERÊNCIAS

- [1] TURETTA, A., BRUSCHI, S., GHIOTTI, A. Investigation of 22MnB5 Formability in Hot Stamping Operations. **J. Mater. Process. Technol.** Vol. 177 (1–3), P. 396–400. 2006
- [2] KARBASIAN, H., TEKKAYA, A. E. A Review on Hot Stamping. **Journal of Material Processing Technology.** Vol. 210(15). P. 2103-2118. 2010.
- [3] ZHAO K, *et al.* Comparison of the Methods for Calculating the Interfacial Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping. **Applied Thermal Engineering.** Vol. 79. P. 17-26. 2015.
- [4] LIU, H., LEI, C., XING, Z. Cooling System of Hot Stamping of Quenchable Steel BR1500HS: Optimization and Manufacturing Methods. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology.** Vol. 69(1-4). P. 211-223. 2013.
- [5] SHAN, Z. D., *et al.* Basic Study on Die Cooling System of Hot Stamping Process. **Proceedings of the International Conference of Advanced Technology Design Manufacturing.** P. 65-68. 2010.
- [6] LIM, W. S., *et al.* Cooling Channel Design of Hot Stamping Tools for Uniform High-strength Components in Hot Stamping Process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology.** Vol. 70(5-8). P.1189-1203. 2014.
- [7] STEINBEISS, H., *et al.* Method for Optimizing the Cooling Design of Hot Stamping Tools. **Production Engineering.** Vol.1(2). P. 149-155. 2007.
- [8] ZAMRI, M. F., YUSOFF, A. R. Optimization of Cooling Channel Design in the Hot Stamping Die for Hot Stamping Process. **Advances in Materials and Processing Technology.** Vol. 1(1-2). P. 27-35. 2015.
- [9] GHIOTTI, A., *et al.* Tribological Behavior of High Thermal Conductivity Steels for Hot Stamping Tools. **Tribology International.** Vol. 97. P. 412-422. 2016.
- [10] ESCHER, C., WILZER, J. J. Tool Steels for Hot Stamping of High Strength Automotive Body Parts. **Proceedings of the International Conference of Stone Concrete Machining.** Vol. 3. P. 219-228. 2015.
- [11] ALTAN, T., TEKKEYA, A. E. Sheet Metal Forming Processes and Applications, **ASM International.** 2012.
- [12] CHANG, Y., *et al.* Investigation of the factors influencing the interfacial heat transfer coefficient in hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology.** Vol. 228. P. 25–33. 2016.
- [13] IKEUCHI, K., YANAGIMOTO, J., Valuation method for effects of hot stamping process parameters on product properties using hot forming simulator. **J. Mater. Process. Technol.** Vol. 211 (8). P. 1441–1447. 2011.

- [14] ABDULHAY, B., BOUROUGA, B., DESSAIN, C., Thermal contact resistance estimation: influence of the pressure contact and the coating layer during a hot forming process. **Int. J. Mater. Form.** Vol. 5 (3), P. 1–15. 2012.
- [15] SHOJAEFARD, M.H., GOUDARZI, K., The numerical estimation of thermal contact resistance in contacting surfaces. **Am. J. Appl. Sci.** Vol. 5 (11). P. 1566–1571. 2008.
- [16] BLAISE, A., *et al.* Thermal contact resistance estimation and metallurgical transformation identification during the hot stamping. **Appl. Therm. Eng.** Vol. 61 (2) P.141–148. 2013.
- [17] HU, P., *et al.* Effect of oxide scale on temperature-dependent interfacial heat transfer in hot stamping process. **J. Mater. Process. Technol.** Vol. 213 (9). P.1475–1483. 2013.
- [18] ABDULHAY, B., BOUROUGA, B., DESSAIN, C. Experimental and Theoretical Study of Thermal Aspects of the Hot Stamping Process. **Applied Thermal Engineering.** Vol. 31(5). P. 674-685. 2011.
- [19] SHAPIRO, A. B. Using LS-Dyna for Hot Stamping. **Proceedings of the 7th European LS-DYNA Users Conference**, Salzburg, Austria, 2009.
- [20] LIU, H., *et al.* Numerical and Experimental Investigation into Hot Forming of Ultra High Strength Steel Sheet, **Journal of Materials Engineering and Performance.** Vol. 20(1). P. 1-10. 2011.
- [21] NAKAGAWA, Y., MAENO, T. MORI, K. I. Forming and Quenching Behaviors in Hot Stamping of Thin Quenchable Sheets. **MATEC Web of Conferences.** 2015.
- [22] CARON, E., DAUN, K. J., WELLS, M. A. Experimental Characterization of Heat Transfer Coefficients during Hot Forming Die Quenching of Boron Steel, **Metallurgical and Materials Transactions B.** Vol. 44(2). P. 332-343. 2013.
- [23] ABDULHAY, B., *et al.* Development of Estimation Procedure of Contact Heat Transfer Coefficient at the Part-tool Interface in Hot Stamping Process. **Heat Transfer Engineering.** Vol. 32(6). P. 497-505. 2011.
- [24] ÇENGEL, Y. A., GHAJAR, A. J. **Heat and Mass Transfer: Fundamentals & Application**, 5th Edition in SI Units. 2015.
- [25] HAGEN, K. Heat Transfer with Applications, **Prentice Hall**, New Jersey, 1999.
- [26] CHANG, Y., *et al.* Investigation of the Factors Influencing the Interfacial Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping, **Journal of Material Processing Technology.** Vol. 228. P. 25-33. 2016.
- [27] YING, X., ZHONG-DE, S. Design Parameter Investigation of Cooling Systems for UHSS Hot Stamping Dies. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology.** Vol. 70(1-4). P. 257-262. 2014.
- [28] JI, K., *et al.* Determination of Heat Transfer Coefficient for Hot Stamping Process. **Materials Today: Proceedings.** Vol. 2(2). p. 434 - 439. 2015.
- [29] LI, H., *et al.* Research on the Effect of Boundary Pressure on the Boundary Heat Transfer Coefficients between Hot Stamping Die and Boron Steel. **International Journal of Heat and Mass Transfer.** Vol. 91. P. 401-415. 2015.

- [30] BAI, Q., *et al.* An Efficient Closed-form Method for Determining Interfacial Heat Transfer Coefficient in Metal Forming, **International Journal of Machine Tools Manufacture**. Vol. 56. P. 102-110. 2012.
- [31] CARON, E. J., DAUN, K. J., WELLS, M. A. Experimental heat transfer coefficient measurements during hot forming die quenching of boron steel at high temperatures. **International Journal of Heat and Mass Transfer**. Vol. 71. P. 396-404. 2014.
- [32] HUNG, T. H., *et al.* Measurement of Heat Transfer Coefficient of Boron Steel in Hot Stamping. **Procedia Engineering**. Vol. 81. P. 1750-1755. 2014.
- [33] MERKLEIN, M., LECHLER, J., STOEHR, T. Investigations on the Thermal Behavior of Ultra High Strength Boron Manganese Steels within Hot Stamping, **International Journal of Material Forming**. Vol. 2(1). P. 259-262. 2009.
- [34] BOSETTI, P., *et al.* Interlaboratory Comparison for Heat Transfer Coefficient Identification in Hot Stamping of High Strength Steels. **International Journal of Materials Forming**. Vol. 3. P. 817-820. 2010.
- [35] GU, Z. W., *et al.* Heat Transfer Coefficient Evolution of Boron Steel during Hot Forming Die Quenching. **Material Science and Technology**. Vol. 32(2). P. 173-180. 2016.
- [36] HUANG, R., *et al.*, Energy and Emissions Saving Potential of Additive Manufacturing: The Case of Lightweight Aircraft Components. **Journal of Cleaner Production**. Vol. 135. P. 1559-1570. 2016.
- [37] 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.
- [38] ARPACI, V. S., SELAMET, A., KAO, S. **Introduction To Heat Transfer**, Upper Saddle River, 2000.
- [39] VAN DER HEIDE, E. **Lubricant failure in sheet metal forming**. Phd Thesis. University of Twente. 2002.
- [40] KAPOOR, R., NEMAT-NASSER, S. Determination of Temperature Rise during High Strain Rate Deformation. **Mechanics of Materials**. Vol. 27(1). P. 1-12. 1998.
- [41] HOSFORD, W. F., CADDELL, R. M. **Metal Forming: Mechanics and Metallurgy**, 4th Edition, Cambridge University Press. London. 2011.
- [42] MUVUNZI, R., *et al.* Heat Transfer in a Hot Stamping Process: A Review. **R&D j. (Matieland, Online)**. Vol.33. Stellenbosch, Cape Town. 2017.



43° SENAFOR

27th International Forging Conference

26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming

Conference / 10th BrDDRG Congress

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing

Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

AVALIAÇÃO DA FORÇA DE DOBRAMENTO PARA O AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA QUARD 450, 500 E 550 EM MATRIZ V

Josimar Teixeira dos Santos⁽¹⁾

Lucas Adriano Moehlecke⁽²⁾

Lírio Schaeffer⁽³⁾

RESUMO

O surgimento recente na indústria de aços com maior resistência tem dado aos componentes maior vida útil e menor peso aos equipamentos, porém, ainda pouco se sabe a respeito da conformação deste tipo de material. Este trabalho tem por objetivo analisar a força de dobramento para o aço Quard 450, 500 e 550, com dureza de 450, 500 e 550 HB respectivamente e espessura de 8 mm, de modo que não ocorra o surgimento de trincas superficiais durante o processo de conformação. Serão ainda analisadas equações teóricas apresentadas pela literatura para dar suporte aos projetos relacionados aos processos de dobramento, de componentes empregando aços de alta resistência mecânica. Para este experimento foram confeccionadas sete punções com diferentes Raios de Dobra, variando de 30 a 42mm. A conformação foi realizada a frio e todas as amostras foram dobradas com o ângulo de 90° com auxílio de uma matriz V com abertura (W) de 115 mm. Em relação à direção de laminação as chapas foram dobradas transversal e longitudinalmente ao sentido de laminação.

Palavras-chave: Dobramento, alta resistência, raio de dobra, força de dobramento.

1 INTRODUÇÃO

A tabela 1 indica alguns dos principais processos de conformação empregados na indústria atualmente. Em geral esses processos são realizados através de forças de compressão e/ou tração, a conformação também pode ocorrer em temperatura ambiente ou a quente. A tabela 1 informa se o processo é realizado através de forças de compressão ou tração, assim como, se o mesmo é realizado a frio ou a quente.

Tabela 1 – Processos de conformação mais comuns [2].

⁽¹⁾ Doutorando; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, josimartsantos@gmail.com

⁽²⁾ Mestrando; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, lamoehlecke

⁽³⁾ Prof. Dr.; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil, schaefer@ufrgs.br

Processo	Laminação	Trefilação	Extrusão	Forjamento	Estampagem (profunda)	Dobramento
Força	Compressão	✓	✓	✓	✓	✓
	Tração	✗	✗	✗	✓	✓
Temperatura	Quente	✓	✓	✓	✓	✓
	Frio	✓	✓	✓	✓	✓
Ilustração						
Produtos	Placas Chapas Barras Perfis	Barras Aramés Fios Tubos	Barras Tubos Perfis	Peças pequenas e grandes forjadas	Peças de chapas estampadas	Peças de chapas e barras dobradas

Entre os processos indicados na tabela acima, destaca-se o Processo de Dobramento (figura 1), geralmente realizado por dobradeiras com auxílio de uma matriz e um punção, onde é preciso levar em conta alguns parâmetros: o raio de dobra ou curvatura (R), a elasticidade do material, ângulo de dobra (α), espessura da chapa (s) entre outros [1]. O processo de dobramento pode ser dividido em duas categorias: dobramento a frio e dobramento a quente, sendo o primeiro mais usual na indústria, já o processo a quente é indicado para chapas com espessuras maiores que 4,76 mm ou para materiais com maior resistência [1].

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O Processo de Dobramento (figura 1) vem sendo aplicado na indústria há muitos anos, trata-se de uma técnica comum, porém os estudos realizados nessa área, voltados aos aços de alta resistência, são relativamente recentes [3].



Figura 1 – Processo de dobramento de uma chapa [4].

O dobramento ocorre através da deformação plástica que um determinado material sofre. Entre os métodos de estampagem, este apresenta grande versatilidade. O processo de dobramento se caracteriza quando a chapa é dobrada através da força exercida pela prensa em decorrência da força empregada pelo punção, sendo a chapa pressionada contra a matriz, assumindo assim, a sua forma final [6] (quando se desconsidera o Retorno Elástico). Conhecer a força de dobramento (F_d) é fundamental para realizar esse tipo de processo, assim se pode selecionar o ferramental (prensa) adequado para suportar o esforço necessário.

2.1 Força de dobramento

A força de dobramento (F_d) (ou esforço de dobra) ocorre através do deslocamento vertical e perpendicular do punção em direção da chapa. Para que seja possível determinar de forma mais assertiva, a força de dobramento, é necessário conhecer como será realizado o processo [4]. Conhecer a força de dobramento é extremamente importante para que se possa escolher o equipamento adequado, de acordo com a sua capacidade. Por esse motivo, alguns pesquisadores

desenvolveram equações para que se consiga prever o esforço de dobra necessário para realizar o processo e, então, selecionar a prensa corretamente.

Na sequência, podem ser observadas algumas equações sugeridas por diferentes autores, como Dieter (1981) que sugere a equação 1. Já Marcos (2007) e Tschätsch (1997) sugerem as equação 2 e 13 respectivamente. A fabricante do Quard indica a equação 4 para determinar o esforço de dobra para esse material. Por fim, Kalpakjian *at al* (2009) sugere a equação 5 com objetivo de encontrar a força de dobramento. Vale observar que entre as equações indicadas apenas a sugerida por Dieter (1981) leva em consideração o Rmin como uma das variáveis para se obter a força de dobramento. As demais equações utilizam os mesmos parâmetros, alternando apenas a constante de multiplicação.

$Fd = \frac{R_e \cdot l \cdot s_i^2}{2 \left(R_{min} + \frac{s_i}{2} \right)} \tan \frac{\alpha_i}{2}$	Equação 1	Dieter (1981)
$Fd = 2 \cdot \frac{R_m \cdot b \cdot s_i^2}{w}$	Equação 2	Marcos (2007)
$Fd = 1,2 \cdot \frac{R_m \cdot b \cdot s_i^2}{w}$	Equação 3	Tschätsch, (1997)
$Fd = 1,5 \cdot \frac{R_m \cdot b \cdot s_i^2}{w}$	Equação 4	NLMK
$Fd = \frac{R_m \cdot b \cdot s_i^2}{w}$	Equação 5	Kalpakjian <i>at. all</i> (2009)

Onde:

Fd = força de dobramento [N];

R_e = tensão de escoamento ou resistência ao escoamento [MPa];

l = comprimento da chapa [mm];

s_i = espessura inicial da chapa [mm];

Rmin = raio mínimo de dobra [mm];

α_i = ângulo inicial de dobramento [°].

R_m = tensão máxima [MPa];

b = largura [mm];

w = abertura da matriz [mm].

2.2 AÇO QUARD

O uso desse aço especial permite uma redução significativa no peso final do componente. A tabela 2 apresenta a composição química dos materiais utilizados neste trabalho. Quanto às suas dimensões, a chapa comercializada pode variar entre 4 e 40 mm de espessura com largura mínima de 1500 mm até 3100 mm [8].

Tabela 2 – Composição química (%) do Quard 450, 500 e 550. Fonte: NLMK (2019)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
QUARD 450	0,20	0,60	1,40	0,025	0,01	0,20	0,10	0,25	0,005
QUARD 500	0,28	0,80	1,60	0,025	0,01	1,00	1,00	0,50	0,005
QUARD 550	0,35	0,80	1,60	0,025	0,01	1,10	1,00	0,50	0,005

É possível encontrar nos catálogos da linha Quard dados técnicos importantes para a análise desses materiais. Algumas equações para se obter o raio de dobra (mostradas no tópico 2.4.1) necessitam de valores, como limite de escoamento, limite de ruptura e alongamento do material. Esses dados podem ser encontrados através da tabela 3[8].

Tabela 3 – Propriedades mecânicas da linha QUARD. Fonte: NLMK

Material	Limite de escoamento (Re) [MPa]	Tensão máxima (Rm) [MPa]	Alongamento (A) [%]	Dureza [HB]	Retorno elástico (α) [°]
QUARD 450	1250	1400	10	450	8 a 12
QUARD 500	1500	1700	8	500	10 a 14
QUARD 550	1575	1750	7	550	12 a 18

A fabricante do aço Quard indica, através da tabela 4, uma relação para o dimensionamento correto do raio de dobra e abertura da matriz para uma chapa com espessura de 8mm. Essa relação deve ser multiplicada pela espessura da chapa [8].

Tabela 4 – Dimensionamento do ferramental indicado pela NLMK.

Espessura 8mm	Raio do punção trans. à laminação (Rp)	Raio do punção long. à laminação (Rp)	Abertura mínima da matriz trans. (W)	Abertura mínima da matriz long. (W)
Quard 450	4	5	10	12
Quard 500	4,5	5	12	14
Quard 550	5	6	14	16

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina universal de ensaios MTS *Landmark*, presente no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Unisinos. Esta máquina atinge uma força máxima de 190 kN, com deslocamento de até 150 mm. O ensaio de tração foi realizado para que fosse possível identificar o limite de escoamento real, assim como, a redução de área (q) do material.

Os corpos de prova para a realização dos ensaios foram determinados através da ABNT NBR ISO 6892-1, a velocidade para a realização do ensaio foi de 0,02 mm/s, e se manteve constante, conforme indicado pela norma [12]. Para a fabricação, fez-se necessário o desenho técnico (figura 2) visando à manufatura destes componentes. Foram realizados 3 ensaios a temperatura ambiente.

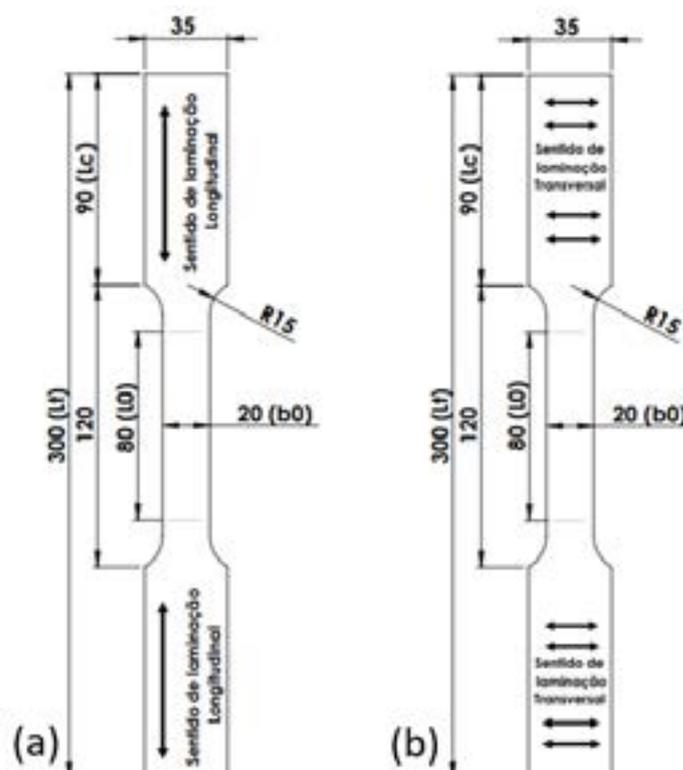


Figura 2 – (a) CP com laminação longitudinal; (b) CP com laminação transversal

Para o aço Quard 450, foram utilizados 5 corpos de prova no sentido de laminação transversal (90°). Nesse caso, não foi possível estudar a laminação longitudinal para o Quard 450, pela falta de amostras. Já para o Quard 500, foram realizados 10 ensaios, sendo 5 no sentido de laminação longitudinal (0°) e 5 no sentido transversal (90°). Do mesmo modo para o Quard 550, foram realizados 5 ensaios de tração a 0° e outros 5 a 90°, totalizando um total de 25 peças para o ensaio de tração. Cada CP foi identificado de acordo com sua dureza e sentido de laminação (0° ou 90°). Do mesmo modo, todos foram marcados com o comprimento útil de 80mm. As identificações podem ser vistas na figura 3.



Figura 3 – Identificação dos corpos de prova de tração.

Durante os ensaios, as amostras 9,10,24 e 25 precisaram ser descartadas pois houve escorregamento durante o ensaio de tração, tornando os resultados inviáveis para serem utilizados. Os corpos de prova tiveram seus resultados coletados e, através das equações 1 e 2, foi calculada a tensão (σ), bem como a deformação relativa (ϵ) para a construção da curva de engenharia ($\sigma \times \epsilon$) (figura 5) dos aços QUARD 450, 500 e 550.

$$\sigma = \frac{F}{A_0}$$

Equação 6

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0}$$

Equação 7

Onde:

F = Força em cada intervalo de tempo [N];

A₀ = Área inicial (figura 4) do corpo de prova antes do ensaio de tração [mm²];

l = Comprimento instantâneo [mm];

l₀ = Comprimento inicial [mm].

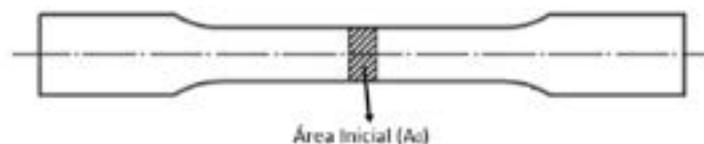


Figura 4 – Área inicial do corpo de prova antes do ensaio de tração

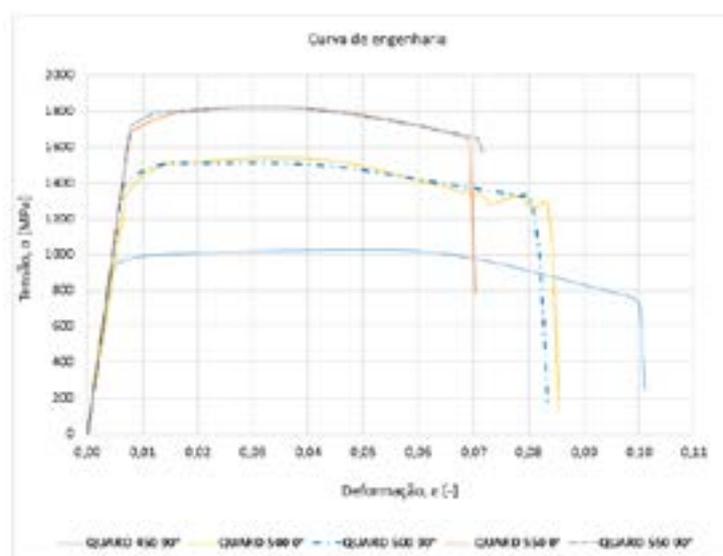


Figura 5 – Curva de engenharia média para a linha Quard.

A tabela 5 apresenta a média dos valores de tensão de escoamento (Re), tensão máxima (Rm) e deformação (ϵ) obtida nos ensaios de tração para cada dureza e seu respectivo sentido de laminação. A tabela também apresenta os valores de desvio padrão para cada um dos resultados.

Tabela 5 – Resultados médio para o ensaio de tração.

CP			Material	Laminação	Tensão de escoamento (Re) [MPa]	Desvio Padrão (Re) [MPa]	Tensão Máxima (Rm) [MPa]	Desvio Padrão (Rm) [MPa]	Deformação ϵ [%]	Desvio padrão ϵ [%]
1	a	5	450	90°	980	31	1040	36	10,0%	0,39%
6	a	8	500	0°	1505	15	1534	18	8,6%	0,39%
11	a	15	500	90°	1482	14	1515	13	8,2%	0,09%
16	a	20	550	0°	1744	68	1818	36	7,1%	0,35%
21	a	23	550	90°	1786	41	1835	15	7,5%	0,25%

Comparando os resultados obtidos nos ensaios com os valores fornecidos pela fabricante NLMK na tabela 3, é possível perceber algumas diferenças. A falta do extensômetro pode justificar a diferença encontrada experimentalmente com os resultados fornecidos pela fabricante da linha Quard, uma vez que o fator de correção utilizado não possui a precisão de um extensômetro.

3.2 Confecção dos corpos de prova para o dobramento

A elaboração dos corpos de prova (figura 6) com dimensão de 8 x 30 x 150 (espessura x largura x comprimento), seguiu os parâmetros determinados na ABNT NBR ISO 7438 [11]. foram criados dois desenhos indicando o sentido de laminação, para que fosse possível realizar a conformação nos dois sentidos de laminação (transversal e longitudinal).

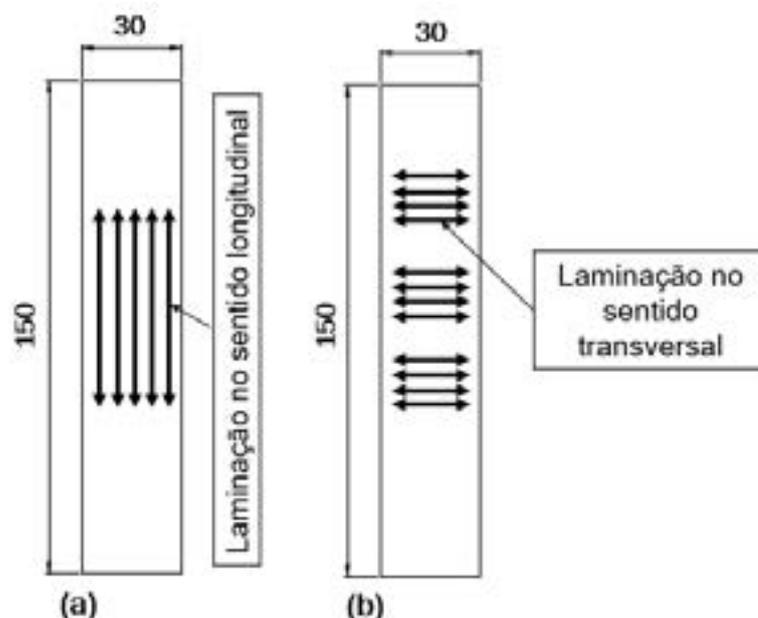


Figura 6 – Corpo de prova para o dobramento.

3.3 Simulação computacional

Neste trabalho, optou-se por utilizar o *software Simufact Forming 15*® fornecido pela empresa *Msc Software Company*, subsidiária do grupo *Hexagon*. As simulações (figura 7) foram realizadas nas dependências da UFRGS. A Matriz V utilizada na simulação, os punções e o corpo de prova foram

modelados no *Soliworks* e, posteriormente, importadas para o *Simufact* no formato *slt*. Durante a simulação, a chapa foi considerada como objeto elastoplástico, em contrapartida o ferramental (matriz V e punções) foi considerado rígido (não deformável).

A escolha da malha foi feita de acordo com o manual do software *Simufact Forming 15*®, no qual é aconselhado o uso do gerador de malha *Sheetmesh* para simulações de dobramento. Esse gerador cria elementos de malha quadrados e sólidos. De acordo com a geometria da peça, podem assumir o formato hexaédrico, evitando a sobreposição dos elementos de malha, além de fornecer uma distribuição mais eficiente.

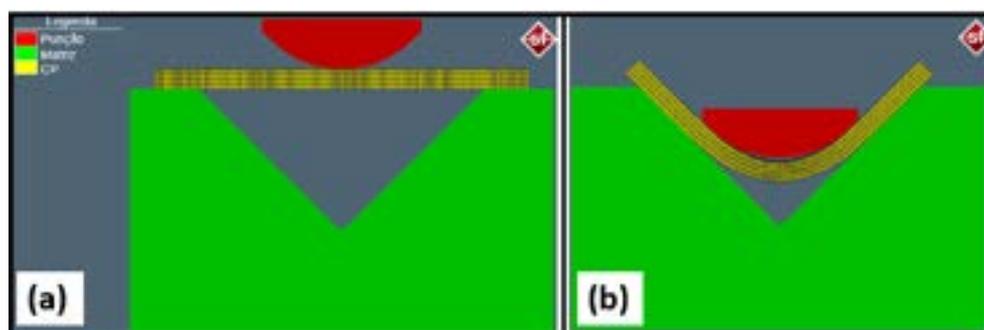


Figura 7 – a) posição inicial do punção; b) posição final do punção.

Por se tratar de uma linha de aço relativamente nova, os aços *Quard 450*, *500* e *550* precisaram ser adicionados manualmente na biblioteca do *software*. Para isso, foram utilizadas as informações recolhidas através do ensaio de tração. A tabela 6 indica os parâmetros que foram inseridos no *simufact* para cada um dos materiais. Em todas as simulações realizadas, foi considerado um material isotrópico.

Tabela 6 – Dados de entrada para os aços *Quard 450*, *500* e *550*.

Dados de entrada	QUARD 450	QUARD 500	QUARD 550
Raio do Punção (Rp) [mm]	30, 32 e 34	34, 36 e 38	38, 40 e 42
Coefficiente de atrito [-]	0,1	0,1	0,1
Coefficiente de Poisson, ν [-]	0,3	0,3	0,3
Coefficiente de resistência, C [MPa]	2370	3917	5752
Densidade, ρ [kg/m]	7860	7860	78760
Espessura da chapa (S0) [mm]	8	8	8
Índice de Encruamento (n) [-]	0,25	0,29	0,36
Limite de escoamento, Re [MPa]	980	1493	1765
Material dos ferramentais	SAE 1045	SAE 1045	SAE 1045
Módulo de Elasticidade, E [GPa]	210	210	210
Número de elementos [mm]	18000	18000	1800
Tamanho de elementos [mm]	1	1	1
Temperatura de trabalho da ferramenta [°C]	20	20	20
Temperatura de trabalho da peça [°C]	20	20	20

Finalizada a simulação, os resultados encontrados foram comentados e comparados com os resultados práticos no capítulo 4.

3.4 Projeto e fabricação do ferramental para o Processo de Dobramento em V

Para cada dureza do material conformado, foram utilizados 3 raios diferentes de punções, conforme observado na figura 8. Para o *Quard 450* foram utilizados os punções com raio de 30, 32 e 34 mm, já para o *Quard 500* os raios de 34, 36 e 38 mm e, finalmente, para o *Quard 550* os raios de 38, 40 e 42 mm. Os punções foram projetados e confeccionados para este trabalho, assim como a matriz com abertura de 115 mm e ângulo de 90°.

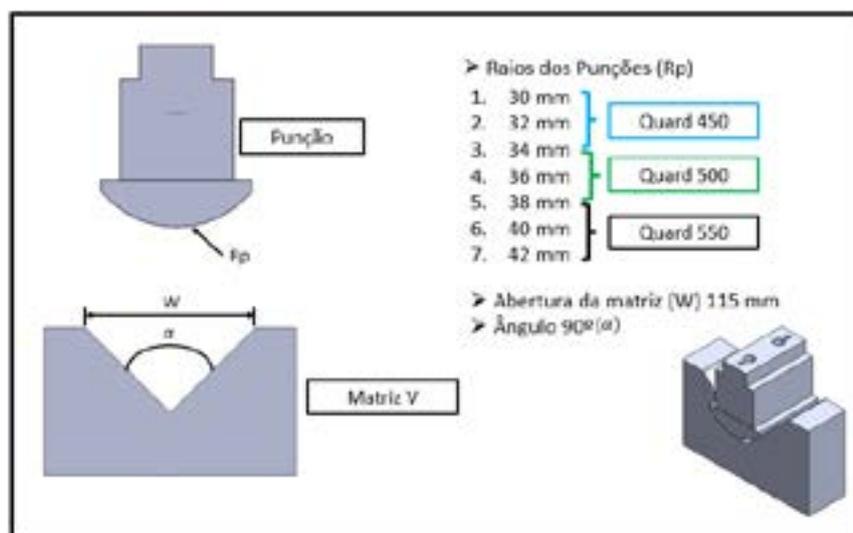


Figura 8 – Processo de fabricação do ferramental.

A tabela 7 indica com mais detalhes a quantidade de amostras para cada parâmetro utilizado. Com intuito de facilitar a discussão dos resultados, foram criados grupos, onde se encontram os CP com mesmo parâmetro. Todas as peças foram identificadas com sua dureza, sentido de laminação, número do CP e raio do Punção (Rp) conforme mostrado na figura 9. Ao todo, foram dobradas 75 Corpos de prova (Cp's).

Tabela 7 – Número de corpos de prova para cada raio de dobra, dureza e sentido de laminação

Grupo	CP	Dureza [HB]	Laminação [°]	Raio do punção (Rp) [mm]
1	1 a 5	450	90	30
2	6 a 10	450	90	32
3	11 a 15	450	90	34
4	16 a 20	500	0	34
5	21 a 25	500	0	36
6	26 a 30	500	0	38
7	31 a 35	500	90	34
8	36 a 40	500	90	36
9	41 a 45	500	90	38
10	46 a 50	550	0	38
11	51 a 55	550	0	40
12	56 a 60	550	0	42
13	61 a 65	550	90	38
14	66 a 70	550	90	40
15	71 a 75	550	90	42



Figura 9 – Identificação dos corpos de prova de dobramento.

3.5 Dobramento das amostras

Este trabalho tem o intuito de avaliar o dobramento do aço Quard com três diferentes durezas (450, 500 e 550), sendo para o Quard 450 avaliado apenas o sentido transversal (90°). Não foi possível realizar os ensaios para o Quard 450 com laminação 0° devido à falta de material. Já para os aços Quard 500 e 550 serão analisados os dois sentidos de laminação (0° e 90°). Todos os ensaios foram realizados com a velocidade de 1 mm/s conforme indicado na ABNT NBR ISO 7438. O ferramental (punções e matriz V) foram fixadas (figura 10 (a)) na máquina universal de ensaios MTS

Landmark, com capacidade máxima de 250kN, presente no Laboratório de Ensaios Mecânicos da UNISINOS. A matriz foi marcada com caneta permanente (figura 10 (b)) de modo que ajudasse a deixar as amostras centralizadas e sempre na mesma posição.

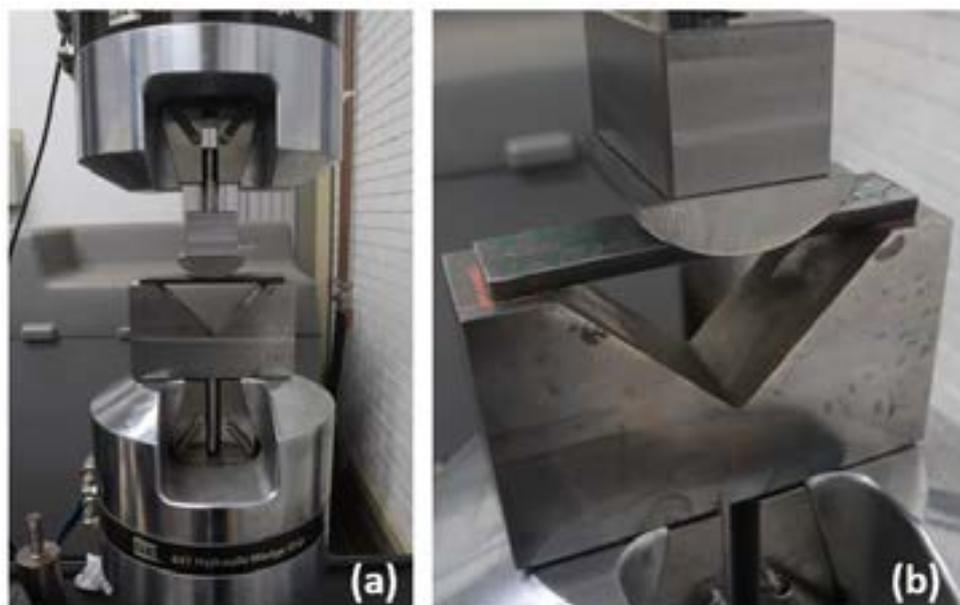


Figura 10 – Ferramental utilizado para o dobramento.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

De acordo com os resultados apresentados na tabela 8, é possível verificar que, à medida que o raio de punção (R_p) aumenta, do mesmo modo a força de dobramento se eleva, ou seja, quanto maior a área de contato do punção com o corpo de prova, maior será o esforço de dobramento. A figura 11 ajuda a compreender esse fato tomando como exemplo os raios de punção 34 e 38 mm (utilizados para o Guard 500), visto que o punção com raio de 38 possui uma largura maior que o de 34, ele se aproxima mais dos apoios da matriz, o que, por sua vez, irá necessitar de uma força maior para poder efetuar o dobramento.

Tabela 8 – Média da força máxima de dobramento para cada grupo.

Grupo	CP	Dureza [HB]	sentido de Laminação [°]	R_p [mm]	Força máxima de dobra [kN]	Desvio padrão Força máxima de dobra [kN]
1	1 a 5	450	90	30	28	0,53
2	6 a 10	450	90	32	28	0,60
3	11 a 15	450	90	34	29	1,55
4	16 a 20	500	0	34	33	2,43
5	21 a 25	500	0	36	35	1,00
6	26 a 30	500	0	38	36	0,91
7	31 a 35	500	90	34	35	0,93
8	36 a 40	500	90	36	36	1,44
9	41 a 45	500	90	38	38	1,86
10	46 a 50	550	0	38	45	2,03
11	51 a 55	550	0	40	50	1,97
12	56 a 60	550	0	42	52	1,44
13	61 a 65	550	90	38	48	1,21
14	66 a 70	550	90	40	51	0,91
15	71 a 75	550	90	42	52	1,49

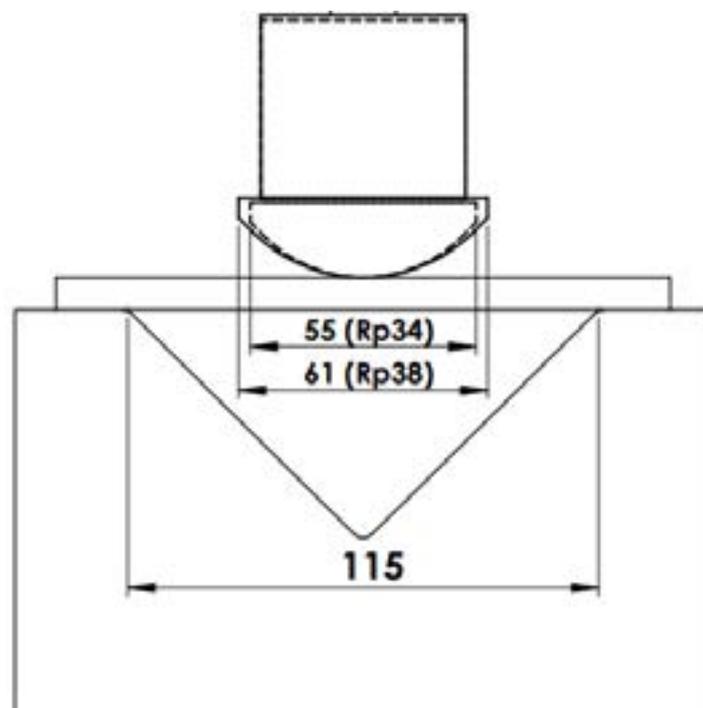


Figura 11 – Relação largura do Rp x abertura da matriz

Em relação ao sentido de laminação, o resultado médio apresentou maior esforço de dobra para as peças dobradas com sentido de laminação 90°. A tabela 9 deixa isso claro, quando observados os resultados para as amostras dobradas com Quard 500: os grupos 7, 8 e 9 apresentaram maior força de dobramento quando comparados com os grupos 4,5 e 6 respectivamente. O mesmo se observa para os corpos de prova conformados com o Quard 550: os grupos 13 e 14 apresentaram maior esforço de dobra quando comparados com os grupos 10 e 11 respectivamente. Já para os grupos 12 e 15 a força máxima se manteve a mesma, não havendo incremento para o grupo 15 com sentido de laminação 90°.

Tabela 9 – Influência do sentido de laminação para força de dobramento

Rp [mm]	Grupo [-]	Dureza [HB]	Sentido de Laminação [°]	Força máxima de dobra [kN]
34	4	500	0	33
34	7	500	90	35
36	5	500	0	35
36	8	500	90	36
38	6	500	0	36
38	9	500	90	38
38	10	550	0	45
38	13	550	90	48
40	11	550	0	50
40	14	550	90	51
42	12	550	0	52
42	15	550	90	52

A dureza do material se mostrou um fator relevante para o incremento da força de dobramento, como evidenciado na tabela 10. Nesse caso, houve um incremento da força de dobramento para os grupos com maior dureza, mantendo os demais parâmetros, como raio de dobra e sentido de laminação iguais.

Tabela 10 – Influência da dureza do material para força de dobramento

Rp [mm]	Grupo [-]	Dureza [HB]	sentido de Laminação [°]	Força máxima de dobra [kN]
34	3	450	90	29
34	7	500	90	35
38	6	500	0	36
38	10	550	0	45
38	9	500	90	38
38	13	550	90	48

Quando comparados os resultados obtidos via simulação (tabela 11) com os resultados práticos (tabela 8), nota-se que para o Quard 450 a simulação aproximou-se muito dos dados coletados durante o dobramento dos grupos 1,2 e 3, sendo a maior diferença para o raio de punção 30. Nesse caso, a simulação encontrou uma força máxima de 26 kN, e o valor médio para o grupo 1 foi 28 kN, apenas 2 kN de diferença. Para o Quard 500 a simulação em média obteve uma força de dobra máxima maior em 7 kN para as amostras dobradas com laminação longitudinal (0°) (grupos 4,5 e 6). Essa diferença diminui para 5 kN com relação às amostras do Quard 500 conformadas com laminação transversal. Por fim, os dados coletados do simufact para o Quard 550 em média tiveram um valor de 5 kN maior em relação às peças de Quard 550 dobradas com laminação 0°. Comparando com as peças dobradas com laminação 90°, essa diferença diminui para 3 kN em média. De modo geral, a simulação se aproximou bem dos resultados práticos, o que mostra que esse software pode, sim, ser utilizado como meio de prever a força máxima para, então, selecionar a prensa correta para efetuar o dobramento.

Tabela 11 – Força máxima de dobramento simulado e teórico.

Material	Raio do punção (Rp) [mm]	Simulado [kN]	Equação 11 Dieter (1981) [kN]	Equação 12 Marcos (2007) [kN]	Equação 13 Tschätsch, (1997) [kN]	Equação 14 NLMK [kN]	Equação 15 Kalpakjian (2009) [kN]
Quard 450	30	26	224	35	21	26	17
	32	27	212				
	34	28	201				
Quard 500	34	40	308	51	31	38	26
	36	41	292				
	38	43	279				
Quard 550	38	52	331	61	37	46	31
	40	53	316				
	42	56	302				

Os resultados para as equações 11, 12, 13, 14 e 15 (tabela 11) quando comparados com os valores médios na tabela 8 para os resultados práticos, nota-se que a equação 4 indicada pela fabricante da linha Quard foi a que mais se aproximou dos resultados práticos, tendo para o Quard 450 um resultado de 26 kN enquanto, na prática, a maior força para esse material foi de 29 kN quando utilizado o Rp de 34mm (grupo 3), ou seja, apenas 3 kN menor do que o maior resultado encontrado para tal aço durante o dobramento. Já o Quard 500 obteve para essa equação um valor de 38 kN, o mesmo valor registrado para a maior força encontrada na prática (grupo 9). Por último, a mesma equação apresentou um valor de 46 kN para o Quard 550, enquanto nos ensaios o maior valor observado foi para os grupos 12 e 13 sendo de 52 kN, ou seja, 6 kN menor. De modo geral, pode-se assumir que essa equação pode auxiliar na escolha da prensa para o dobramento deste tipo de material, uma vez que os valores apresentados se aproximaram da realidade.

As demais equações não chegaram tão próximas, porém cabe ressaltar a grande diferença dos resultados encontrados para equação 1 chegando à casa de 200 kN para o Quard 450, próximo dos 300 kN para o Quard 500 e 550. A equação 2 apresentou valores maiores que os observados na prática, sendo para o Quard 450 35 kN contra 29 kN dos testes realizados, indicando 6 kN a mais em relação ao grupo 3, que obteve a maior média para esse material. Do mesmo modo para o Quard 500 e 550, essa equação apresentou 13 e 10 kN a mais respectivamente para os grupos de 9 e 15 dos corpos de prova analisados. A equação 3 apresentou resultados menores dos encontrados nos

dobramentos. Para o Quard 450 a equação apresentou 8 kN a menos comparada com o grupo de amostras número 3. No Quard 500, essa diferença foi de 7 kN quando comparado com a força máxima encontrada no grupo 9, essa diferença aumenta ainda mais quando analisado os resultados para o Quard 500, sendo a diferença de 15 kN a menos, uma vez que pela equação, a força máxima foi de 34 kN enquanto, na prática (grupos 12 e 15), a força máxima obtida foi de 52 kN. Por fim, os resultados para a equação 5 foram ainda menores, o que impossibilita o uso dessa equação como meio de prever a força máxima de dobramento para essa linha de aço.

5 CONCLUSÃO

Sobre a força máxima de dobramento, é possível notar que quanto maior o raio de dobra e a dureza do material maior também foi a força de dobramento em cada material analisado. Quanto ao sentido de laminação, as peças dobradas a 90° foram as que obtiveram maior força de dobramento. Dentre as equações estudadas, a equação 4 indicada pela NLMK foi a que mais se aproximou dos resultados práticos. Do mesmo modo, os valores encontrados com auxílio do Simufact apresentam resultados semelhantes aos obtidos experimentalmente.

REFERÊNCIAS

- [1] MARCOS, F. Corte e dobragem de chapas. Ed Hemun 2007.
- [2] FILHO, ETTORRE BRESCIANI; DA SILVA, IRIS BENTO; BATALHA, GILMAR FERREIRA; BUTTON, SÉRGIO TONINI. CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS. 6. ed. São Paulo: Unicamp, 2011. 254 p. ISBN 978-85-86686-64-1. Disponível em: <http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>. Acesso em: 15 jul. 2020. SCHAEFFER, Lirio. Manufatura por conformação mecânica. Porto Alegre: IMPRENSA LIVRE, 2016.
- [3] SSAB. HARDOX. DUREZA E RESISTÊNCIA, [s. l.], ca. 2019.
- [4] FREES, MONIQUE VALENTIM DA SILVA. AVALIAÇÕES SOBRE O PROCESSO DE DOBRAMENTO DO AÇO NBR 6656 LNE 380. Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer. 2017. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/163428>. Acesso em: 19 ago. 2020.
- [5] DIETER, GEORGE E. Metalurgia Mecânica, 2ª edição. Ed Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.
- [6] PALMEIRA, Alexandre. PROCESSOS DE DOBRAMENTO & CALANDRAGEM. UNIVERSIDADE DO ESTADO DO RIO DE JANEIRO: [s. n.], 2005. Disponível em: <https://pt.slideshare.net/Thrunks/cap-7-dobramento>. Acesso em: 15 maio 2019
- [7] JUNIOR, Ivar; CAVERSAN, Elpidio. TECNOLOGIA DE ESTAMPAGEM 2. São Paulo, 2012. Disponível em: http://www.eterfs.com.br/material/mecanica/APOSTILA_DE_ESTAMPO_FATEC-220813-3.pdf. Acesso em: 2 jul. 2019.
- [8] NLMK. Aços de alta resistência ao desgaste Quard 500, [s. l.], ca. 2019. Disponível em: https://innova.vix.br/wp-content/uploads/2018/09/Ficha-tecnica_QUARD-500-1.pdf. Acesso em: 22 out. 2019.
- [9] ABNT, NBR ISO. 7438.(2016). Materiais metálicos: Ensaio de Dobramento.
- [10] ABNT, NBR ISO. 6892-1. (2013). Materiais metálicos: Ensaio de Tração-Parte, v. 1.
- [11] SCHAEFFER, Lirio; NUNES, Rafael; BRITO, Alberto. Tecnologia da estampagem de chapas metálicas. Porto Alegre: IMPRENSA LIVRE, 2017.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRGR Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

AVALIAÇÃO DE PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE LUBRIFICANTES UTILIZANDO O MÉTODO DE TESTE DE ESTAMPAGEM ERICHSEN

Gabriela Rodrigues Oliveira⁽¹⁾

Mario Wolfart Junior⁽²⁾

Matheus Ritter Pasini⁽³⁾

RESUMO

O ensaio Erichsen consiste em esticar um disco metálico até sua ruptura, utilizando a deformação resultante, medida em milímetros, como um indicador de ductilidade. Esse método se destaca por fornecer resultados mais precisos na avaliação da ductilidade, mostrando-se superior a outros procedimentos similares, assim, tornando-o relevante para o aprimoramento de processos industriais. No ensaio, realizado em uma máquina de ensaio universal (EMIC DL 10000), uma chapa metálica é posicionada entre um punção esférico e uma matriz côncava. O estudo focou na variação do tipo de lubrificação e na comparação com a sua ausência, buscando compreender a influência dos lubrificantes no processo de estampagem, além de considerar aspectos de sustentabilidade.

Palavras-chave: Estampagem, Deformação, Lubrificação.

ABSTRACT

The Erichsen test consists of stretching a metallic disc until it ruptures, using the resulting deformation, measured in millimeters, as an indicator of ductility. This method stands out for providing more accurate results in the assessment of ductility, proving superior to other similar procedures, thus making it relevant for improving industrial processes. In the test, carried out on a universal testing machine (EMIC DL 10000), a metal sheet is positioned between a spherical punch and a concave matrix. The study focused on the variation in the type of lubrication and the comparison with its absence, seeking to understand the influence of financing on the stamping process, in addition to considering sustainability aspects.

Keywords: Stamping, Deformation, Lubrication.

1. INTRODUÇÃO

Nos dias atuais, diversos setores industriais buscam a otimização de seus processos, visando redução de custos, melhorias na qualidade do produto final e adequação a normas que dizem respeito a sustentabilidade. Dentre estes processos de fabricação, destaca-se a conformação, a qual consiste na mudança de geometria do material com a aplicação de uma carga, deformando-o plasticamente, porém, sem atingir a falha. Assim, faz-se necessário o estudo de propriedades mecânicas que proporcionem essa deformação sem gerar danos ao produto final, como a conformabilidade, cujo é a habilidade de um material metálico suportar uma deformação plástica sem sofrer danos permanentes. Em chapas metálicas refere-se à sua capacidade de sofrer mudança na forma desejada sem apresentar falhas. No entanto, essa capacidade de deformação tem um limite, além do qual o material pode rasgar ou fraturar.[1].

Para garantir a eficiência do processo fatores como a geometria do punção, a lubrificação aplicada e as condições térmicas na zona de deformação mostram-se influentes. Semelhante a conformabilidade, a estampabilidade diz o quão facilmente um material pode ser conformado por estampagem, processo no qual o material é prensado ou cortado mudando a sua forma final.[2][3].

A ductilidade de um material é uma medida de sua capacidade de se deformar plasticamente antes de romper. Ela foi realizada pelo ensaio Erichsen utilizando a máquina Universal EMIC. A ductilidade é medida indiretamente pela profundidade que o punção pode penetrar na chapa antes de ocorrer a ruptura ou a formação de fissuras. Não é realizado um cálculo direto de ductilidade em porcentagem, mas sim uma medição de desempenho que indica a capacidade do material de se deformar. Essas propriedades mecânicas são fundamentais para garantir a qualidade do produto final, dentre os diversos testes para avalia-las, destaca-se o ensaio Erichsen, o qual mede a profundidade da chapa metálica até sua ruptura sob estiramento.[4].

O ensaio Erichsen, diferentemente de outros métodos como o ensaio Swift, que foca no embutimento, oferece uma avaliação direta da capacidade do material em suportar estiramento. Durante o teste, a chapa é fixada entre dois aros metálicos e submetida à pressão de um punção esférico, permitindo uma análise detalhada da estampabilidade do material. O resultado, expresso pelo índice de estampabilidade Erichsen (IE40), reflete o deslocamento do punção até o ponto de ruptura da chapa, sendo um indicador crucial da aptidão do material para processos de estiramento.[5][6].

A aplicação de lubrificantes é essencial para minimizar o atrito entre as superfícies do punção e da chapa, reduzindo a força Newton necessária que é aplicada e aumentando a eficiência do processo. Além disso, a escolha adequada do lubrificante pode contribuir significativamente para a sustentabilidade do processo, tornando-o mais eficiente e menos impactante ambientalmente. Neste estudo, o foco está na comparação entre diferentes tipos de lubrificantes, assim como a sua ausência, avaliando a capacidade de lubrificação durante o processo de estampagem.[9].

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O aço AISI 1006, um aço de baixo carbono com aproximadamente 0,08% de carbono, apresenta uma microestrutura predominante em ferrita, com mínima ou

nenhuma presença de perlita, especialmente quando não submetido a tratamentos térmicos. Essa composição confere ao aço características como alta ductilidade e baixa dureza.

Estudos de propriedades mecânica dos materiais, como a metalografia e a análise de dureza, são fundamentais para a compreender as características mecânicas e microestruturais de materiais, sendo especialmente relevantes para aplicações industriais.

Na análise metalográfica, utiliza-se a microscopia óptica, que após o polimento e ataque químico adequado (usualmente com nital), permite a observação detalhada da microestrutura, destacando os contornos de grão da ferrita. A baixa dureza do aço AISI 1006, normalmente medida em escalas como Brinell (HB) ou Rockwell B (HRB), facilita seu uso em processos de conformação, corte e usinagem.

Através da análise pode-se comprovar a baixa dureza do material, caracterizando-o como uma escolha em potencial para estampagem. Quanto à dureza, a Brinell é realizada utilizando uma esfera de aço que é pressionada contra a superfície do material sob uma carga específica. Após a aplicação da carga, a impressão deixada é medida, e a dureza é calculada com base no diâmetro da impressão. Essa técnica é fundamental para confirmar as propriedades mecânicas do aço AISI 1006, garantindo sua adequação para processos industriais.

Portanto, o aço AISI 1006 foi selecionado para os ensaios de conformabilidade Erichsen, devido à sua combinação de baixa dureza e alta ductilidade, que o tornam um material excelente para estudo e aplicação em processos industriais que requerem boa conformação. Assim, a compreensão detalhada da metalografia e dureza deste aço é crucial para otimizar seu uso e prever seu comportamento, assegurando sua eficiência e aplicações em diferentes meios industriais.

Os parâmetros utilizados durante os testes de ductilidade são representados pela tabela 1.

Tabela 1: Unidades de medida do ensaio Erichsen.

Parâmetro	Valor
Material	AISI 1006
Velocidade	10 mm/min
Espessura do Material	3,50 mm
Tensão	Mpa

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Ensaio a seco, realizados sem a utilização de lubrificantes, são frequentemente empregados para avaliar a conformabilidade de materiais em condições extremas ou quando o uso de lubrificantes é impraticável. Este estudo investiga a eficácia de diferentes métodos de lubrificação em comparação com ensaios a seco, utilizando três tipos de lubrificantes: graxa à base de lítio, grafite spray e pasta cobreada. Na figura 1 é representado o gráfico Tensão x Deformação dos ensaios realizados nas chapas de AISI 1006.

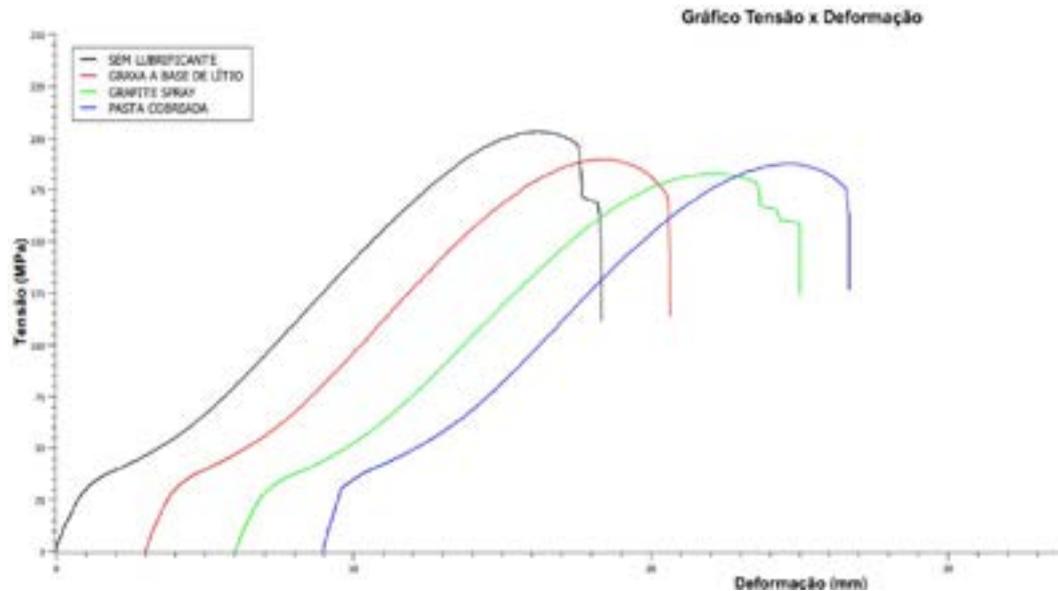


Figura 1: Gráfico da ductilidade do material durante o ensaio.

Todos os lubrificantes utilizados demonstraram alta ductilidade, mas o esforço necessário da máquina para alcançar um ponto ideal na estampagem variou entre eles. O grafite spray se destacou como o lubrificante mais eficiente, pois exigiu menos esforço da máquina para alcançar o mesmo resultado. Esse menor esforço é benéfico tanto para o ensaio Erichsen quanto para a estampagem, pois reduz o desgaste da máquina, melhora a qualidade do produto final e aumenta a eficiência do processo.

A classificação do desempenho em ductilidade pode ser resumida pela tabela 2, onde os valores do índice Erichsen são associados a categorias.

Tabela 2: Classificação do índice Erichsen.

Índice Erichsen (IE)	Classificação
IE < 4 mm	Baixa ductilidade
IE < 6 mm	Ductilidade média
IE > 6 mm	Alta ductilidade

A análise da ductilidade de acordo com o tipo de lubrificante usado durante o ensaio Erichsen é representado pela tabela 3.

Tabela 3: Análise das amostras.

Lubrificante utilizado na chapa	Classificação da ductilidade
Sem lubrificante	Alta ductilidade
Graxa à base de lítio	Alta média

Grafite spray	Alta ductilidade
Pasta cobreada	Alta ductilidade

A análise da dureza do aço AISI 1006 realizada de acordo com a norma ASTM E10, utilizando o durômetro Brinell, conforme indicado na Tabela 4.

Tabela 4: Análise de dureza.

Dureza (HB)	
Valor médio:	133,49 ± 2,53

Através dos resultados obtidos a partir da análise de dureza Brinell pode-se comprovar a baixa dureza do aço AISI 1006, isto aliado com a sua alta ductilidade caracteriza-o como um bom material para aplicações de conformação mecânica.

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no estudo reafirmam a eficácia do ensaio Erichsen como uma ferramenta crucial na avaliação da conformabilidade de chapas metálicas, com ênfase na ductilidade durante os processos de estampagem.

A análise comparativa entre diferentes lubrificantes revelou que a escolha do lubrificante exerce um impacto decisivo na eficiência do processo, na qualidade do produto final e na longevidade dos equipamentos.

O grafite spray, em particular, destacou-se como o lubrificante mais eficiente, proporcionando uma performance superior, reduzindo o desgaste das máquinas. Este ganho em eficiência traduz-se em menor geração de resíduos e um uso mais racional e consciente dos recursos.

Portanto, o ensaio Erichsen, ao comprovar sua capacidade de fornecer conhecimentos aprofundados sobre a ductilidade e conformabilidade dos materiais, confirma-se como uma ferramenta indispensável na engenharia de materiais e nos processos de conformação.

Os resultados deste estudo poderão servir de base para melhorias contínuas nos processos de fabricação, assegurando produtos de alta qualidade, menor impacto ambiental e maior competitividade no mercado global, contribuindo para o avanço tecnológico e a sustentabilidade na indústria.

5. REFERÊNCIAS

REFERÊNCIAS

- [1] Schaeffer, L. (2004). *Conformação mecânica*. Porto Alegre: Imprensa Livre.
- [2] Kobayashi, S., Oh, S., & Altan, T. (1989). *Metal forming and the finite-element method*. New York: Oxford University Press.
- [3] Silva, JW e Mazzaferro, JAE (2018). Avaliação de lançamentos para estampagem utilizando o ensaio de estampabilidade Erichsen. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- [4] INSP, S.; SÃO PAULO. Utilização do Ensaio Erichsen para a Avaliação do Desempenho de Juntas Soldadas. 15, n. 1, pág. 22-030, 2010.

- [5] TALAPATRA, A. et al. Formability Characteristics of Different Sheet Metals By Erichsen Cupping Testing With NDT Methods. *i-manager's Journal on Material Science*, v. 1, n. 1, p. 15–20, 15 jun. 2013.
- [6] ADINEL GAVRUS et al. An inverse analysis approach of the Erichsen test starting from a finite element model. *International Journal of Material Forming*, v. 1, n. S1, p. 5–8, 1 abr.
- [7] ISO 20482. (2013). *Geneva: ISO copyright Office*.
- [8] MADEIRA, R; MODENESI, P. Utilização do Ensaio Erichsen para a Avaliação do Desempenho de Juntas Soldadas (Using Erichsen Testing to Evaluate the Performance of Welded Joints). v. 15, n. 1, p. 22-030, 2010.
- [9] Tigrinho, J. (2005). *Influência da lubrificação na estampagem*.



41th SENAFOR

25ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

25th International Forging Conference

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

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

11ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

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

Centro de Eventos do Hotel Continental

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

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

DIELESSCLINCHING E DIELESS RIVET-CLINCHING PARA UNIÃO DE JUNTAS DISSIMILARES COM LIGAS DE Mg. DIELESSCLINCHING AND DIELESS RIVET-CLINCHING FOR JOINING DISSIMILAR JOINTS WITH Mg ALLOYS.

Guilherme Dias Grassi ⁽¹⁾, Eduardo Luis Schneider ⁽¹⁾, Halston Mozetic⁽²⁾, Lirio Schaeffer⁽³⁾

RESUMO

A união por deformação plástica de ligas de magnésio é cerceada pela insuficiente capacidade de deformação plástica do magnésio à temperatura ambiente. A partir dessa realidade, para confeccionar-se juntas razoáveis sem fissuras, normalmente é preciso que haja o aquecimento das peças a temperaturas a partir de 220 °C. Além disso, as execuções de procedimentos de união por deformação plástica de última geração como por exemplo, rebiteagem autoperfurante (*Self-Pierce-Riveting*) ou rebiteagem com matriz contornada (*Clinching*) resultam em intervalos de tempo de pré-aquecimento de no mínimo três a seis segundos para conseguir-se juntas de qualidade razoável. Assim, duas novas tecnologias de união por deformação plástica, *DielessClinching* e *Dieless Rivet-Clinching*, que trabalham com uma punção e rebite respectivamente como ferramenta e uma bigorna plana como contra-ferramenta ao invés de matriz contornada, são abordadas nesse artigo. Nesses métodos, a transferência de calor de uma bigorna plana para as peças pode ser muito mais rápida do que de uma matriz contornada de mesmo diâmetro. Além disso, há uma melhor distribuição das tensões de tração indutoras de trincas nas peças que são reduzidas consideravelmente durante a união. Neste trabalho é apresentada uma revisão bibliográfica sobre as técnicas mais modernas de união por conformação que contemplam seus princípios e modos de funcionamento. Assim, a combinação de ambas as vantagens do *DielessClinching* e *Dieless Rivet-Clinching* comparadas com o *Self-Pierce-Riveting* e o *Clinching*, especialmente na união de juntas de ligas metálicas de Mg/Mg (magnésio/magnésio), Al/Mg (alumínio/magnésio) ou Fe/Mg (ferro/magnésio), torna possível a diminuição dos intervalos de tempo de pré-aquecimento para menos de 1 segundo ao permitir a união rápida e confiável de peças de magnésio conseqüentemente; e esses novos procedimentos, conseqüentemente, se tornam promissores para formação de conexões de chapas dissimilares.

Palavras-chave: Ligas de magnésio, Juntas, União por deformação plástica, *DielessClinching*, Chapas dissimilares.

ABSTRACT

Plastic deformation joining of magnesium alloys is hampered by the insufficient plastic deformation capacity of magnesium at room temperature. Given this reality, in order to produce reasonable joints without cracks, it is usually necessary to heat the parts to temperatures above 220 °C. Furthermore, the execution of state-of-the-art plastic deformation joining procedures, such as self-pierce-riveting or clinching, result in preheating times of at least three to six seconds to achieve joints of reasonable quality. Thus, two new plastic deformation joining technologies, DielessClinching and Dieless Rivet-Clinching, which work with a punch and rivet respectively as a tool and a flat anvil as a counter-tool instead of a contoured die, are discussed in this article. In these methods, heat transfer from a flat anvil to the parts can be much faster than from a contoured die of the same diameter. In addition, there is a better distribution of crack-inducing tensile stresses in the parts, which are considerably reduced during joining. This work presents a literature review on the most modern forming joining techniques that contemplate their principles and modes of operation. Thus, the combination of both advantages of DielessClinching and Dieless Rivet-Clinching compared to Self-Pierce-Riveting and Clinching, especially in the joining of Mg/Mg (magnesium/magnesium), Al/Mg (aluminum/magnesium) or Fe/Mg (iron/magnesium) metal alloy joints, makes it possible to reduce preheating time intervals to less than 1 second, allowing the rapid and reliable joining of magnesium parts consequently; and these new procedures, consequently, become promising for forming connections between dissimilar sheets.

Keywords: Magnesium alloys, Joints, Plastic deformation joining, DielessClinching, Dissimilar sheets.

(1) Departamento de Engenharia de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, Farroupilha, Rio Grande do Sul, RS, Brasil.

(2) Dr. Eng. Prof. Eng. Mecânica. Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: halston.mozetic@ufrgs.br

(3) Prof. Dr. - Ing. Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), Depto. de Metalurgia, (PPGE3M), UFRGS. Av. Bento Gonçalves, 9500. CEP: 91501-970, Porto Alegre / RS / Brasil. - Fone: (051) 3308.6134 - e-mail: schaefer@ufrgs.br

1. INTRODUÇÃO

Por razões econômicas e ambientais, o *design* leve ganhou importância nos últimos anos, porque materiais leves estão substituindo os aços e estruturas de materiais mistos que economizam peso estão sendo cada vez mais aplicadas. A partir dessa realidade, devido à sua baixa densidade, o magnésio possui um dos maiores potenciais de redução de peso entre os materiais leves. Além disso, o magnésio e suas ligas têm alta rigidez específica, desempenho de amortecimento superior, boa biocompatibilidade, grande capacidade de armazenamento de hidrogênio e alta capacidade teórica específica para baterias que favorecem o potencial de aplicação desses materiais nos setores aeroespacial, automotivo, 3C (computadores, comunicações e eletrônicos de consumo), biomédico e energético no mundo [1-4]. No entanto, muitas dificuldades ainda precisam ser superadas para expandir-se as aplicações futuras das ligas de magnésio que são: a resistência mecânica relativamente baixa, a plasticidade ruim e a baixa resistência à corrosão delas que impedem as aplicações estruturais [1,2], porque em comparação com os materiais metálicos de estrutura cúbica, como cúbica de corpo centrado (CCC) e cúbica de face centrada (CFC), a estrutura de empacotamento hexagonal compacta (HC) tem menor número de sistemas de escorregamento que afetam principalmente sua conformabilidade [3]. Contudo, infelizmente, a união entre peças fabricadas com ligas de magnésio e peças feitas de outros metais a fim de formarem-se estruturas de materiais mistos que reduzam o peso ainda apresenta desafios [1,2]

Os métodos tradicionais de união, como por exemplo, soldagem a arco ou soldagem a ponto por resistência, só podem ser usufruídos de forma muito limitada para confeccionarem-se juntas entre peças feitas de chapas de magnésio e peças feitas de outras chapas metálicas [5]-[7]. A partir dessa situação, tecnologias alternativas de união, como por exemplo, *Clinching* ou *Self-Pierce Riveting*, podem ser usadas, mas não são tão eficientes quanto para unir outros materiais; e a razão para isso é a conformabilidade extremamente limitada do magnésio e suas ligas à temperatura ambiente. Além disso, as operações de *Clinching* ou *Self-Pierce Riveting* só são viáveis quando o material é aquecido localmente, porque a ductilidade melhora em temperaturas mais elevadas. Assim, para o magnésio e suas ligas, geralmente são impostas temperaturas superiores a 220 °C [6]-[8]. O aquecimento das peças antes da operação de união ocupa uma proporção considerável do tempo do processo ao diminuir assim o rendimento do equipamento de união. Além disso, as deformações induzidas pelo calor no equipamento de união podem resultar em desalinhamentos entre as ferramentas de união que causam a fabricação de juntas defeituosas [7]-[9].

Como abordado anteriormente, a união por conformação mecânica do magnésio e suas ligas é restringida pela limitada capacidade de deformação do magnésio à temperatura ambiente, mesmo com baixos percentuais de alongamento, fissuras nas juntas confeccionadas não podem ser evitadas. No entanto, como a capacidade de deformação das ligas de magnésio melhora significativamente a temperaturas mais elevadas, é possível formarem-se juntas sem fissuras ao utilizar o *Clinching* ou *Self-Pierce Riveting*, e se as peças forem aquecidas a temperaturas de 220 °C ou mais. A partir disso, pesquisas anteriores sobre esses métodos de união mostraram que é necessário um tempo mínimo de aquecimento de três a seis segundos para obterem-se conexões de qualidade aceitável [8], [10,11]. Assim, os longos tempos de aquecimento devem-se principalmente à alta temperatura necessária e à limitada transferência de calor para as peças a partir da borda estreita da matriz contornada usada no *Clinching* ou *Self-Pierce Riveting* [8].

Em contrapartida, o *Dieless Clinching* é um novo método de união por conformação na qual uma bigorna plana é usada como contra-ferramenta ao invés de uma matriz contornada. A partir disso, nesse método, as tensões de tração que induzem fissuras nas peças são reduzidas consideravelmente durante a união [8], [12,13]. Embora a união sem fissuras e sem aquecimento das peças de magnésio não tenha sido bem-sucedida até agora, um aquecimento das peças de magnésio a temperaturas de cerca de 150 °C é muitas vezes suficiente no *Dieless Clinching* [8]. Além disso, devido ao aumento da área de contato, a transferência de calor de uma bigorna plana para as peças pode ser muito mais rápida do que a partir de uma matriz contornada do mesmo diâmetro; e a combinação de ambos os efeitos permite diminuir consideravelmente o tempo de aquecimento [8]. Portanto, nesse artigo, será feita uma pesquisa na literatura científica sobre as técnicas de união por conformação: *Clinching*, *Self-Pierce Riveting* e *DielessClinching* e em seguida uma comparação entre

esses métodos de união de juntas de ligas metálicas de Mg/Mg (magnésio/magnésio), Al/Mg (alumínio/magnésio) ou Fe/Mg (ferro/magnésio).

2. FORMAÇÃO DAS JUNTAS POR SELF-PIERCE-RIVETING-SPR

SPR é um processo de conformação a frio usado para unir duas ou mais chapas de materiais, cravando um rebite na chapa superior e virando o rebite na chapa inferior sem penetração na inferior. A união é obtida pelo travamento do rebite na chapa inferior. Como o processo depende de um intertravamento mecânico em vez de fusão, ele pode ser usado em quaisquer materiais e combinações de materiais. Exemplos são combinações de aço com ligas de alumínio [14] e titânio com ligas de cobre e alumínio [15], e até mesmo ligas de alumínio com alguns metais de baixa ductilidade, como aços de ultra-alta resistência [16] e ligas de magnésio [17].

O processo SPR é ilustrado na Figura 1. Esta técnica é dividida nas quatro etapas distintas a seguir [18–21]: **1. Fixação e/ou Dobramento:** As chapas a serem unidas são primeiro fixadas entre um suporte de chapa e uma matriz. Em alguns casos, a pré-fixação não está envolvida, e as chapas dobram como rebites sendo empurrados por um punção perpendicularmente à superfície da chapa. O punção é acionado para baixo usando um sistema hidráulico ou elétrico. Nesta fase, o rebite prende as chapas. **2. Perfuração:** A haste do rebite atua como um punção de cisalhamento que perfura toda a espessura da chapa superior. A chapa inferior é perfurada apenas parcialmente até que o rebite reaja contra a influência da matriz. **3. Alargamento:** O rebite penetra na matriz e forma um intertravamento mecânico entre as chapas. A chapa inferior sofre deformação plástica e flui para a cavidade da matriz devido à grande força aplicada. Portanto, a chapa inferior se adapta ao formato da cavidade, formando uma casa de botão na parte inferior. **4. Compressão e liberação:** O punção continua o curso, empurrando o rebite para dentro das chapas metálicas ainda mais. O punção para quando atinge uma força ou curso predeterminado e então libera lentamente.

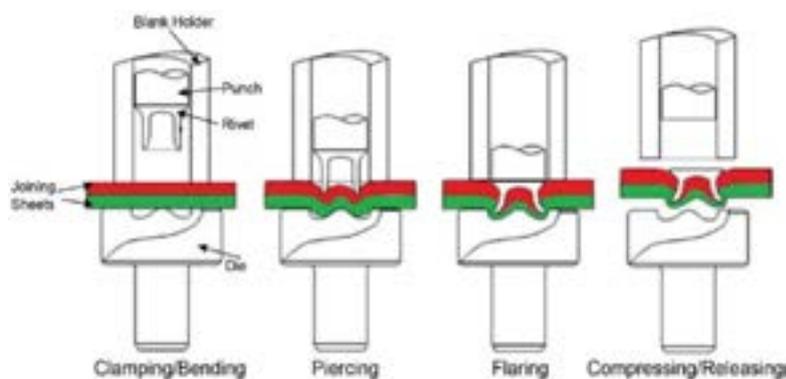


Figura 1: Ilustração esquemática do processo *Self Pierce-Riveting* [22].

3. O PROCESSO CLINCHING

Clinching é um processo de união por conformação a frio que une duas ou mais chapas finas sobrepostas. Uma matriz e um punção são usados para criar uma conexão de força-fechamento, força-fechamento e, em alguns casos, material-fechamento [23]. A Figura 2 mostra uma ilustração esquemática do processo *Clinching*. Primeiramente, as chapas finas são fixadas entre o punção e a matriz. Uma vez que a posição adequada das chapas a serem unidas é garantida, o punção é movido em direção à matriz até que a lacuna entre a matriz e as chapas seja preenchida. Durante este procedimento, as chapas adaptam a geometria imposta pelas geometrias do punção e da matriz. O punção será finalmente retirado e a junta clinchada pode ser removida.

Comentado [ES1]: chapa (trocar em todas as aparições)

Comentado [GG2R1]: Corrigido.

Comentado [ES3]: plural

Comentado [GG4R3]: Corrigido.

Comentado [ES5]: diminuir o tamanho da figura em 15%

Comentado [GG6R5]: Corrigido.

Comentado [ES7]: atualizar citações e legendas

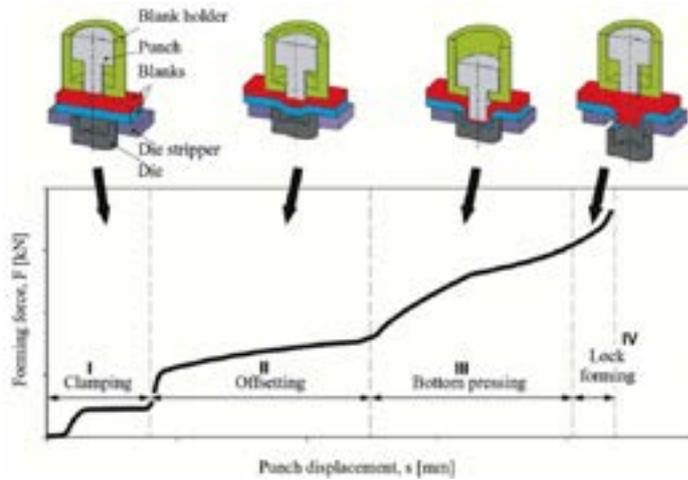


Figura 2: O processo de formação de uma junta por *Clinching* nos seguintes estágios sucessivos: I-fixação, II-deslocamento, III-prensagem do fundo e IV-formação da junta; e uma curva de formação deles [24].

Para melhor identificação das zonas de deformação durante o processo de união, a junta por *Clinching* fabricada com chapas finas de alumínio EN AW-6014 que têm espessura de 2 mm foi dividida em quatro áreas distintas (Figura 3 a). Começando na área de alimentação do punção, ocorre uma intercalação do punção nos constituintes de união até que o material seja esticado e reduza a espessura, levando a um aumento da superfície e ao ajuste do pescoço. Esta etapa é sobreposta pela compressão do material no canal do anel fechado, formando o rebaixo. Além disso, a espessura do fundo é reduzida devido ao fluxo de material da área do fundo para o canal do anel. Uma vez que o processo de *Clinching* é concluído, a qualidade da junta é descrita pelos parâmetros geométricos para o rebaixo (u), espessura do pescoço (nt) e espessura do fundo (b) (Figura 3 b), onde a espessura do fundo, como regra, é a única característica usada como padrão de qualidade para testes não destrutivos dos componentes *Clinching* acabados. No estudo apresentado, a contrapartida do rebaixo (uc), a altura do pescoço (nh), a espessura do fundo para a chapa lateral da matriz (bd) e a chapa lateral do punção (bp) foram determinadas adicionalmente. Diferentes geometrias de ferramentas podem atingir diferentes propriedades de junta alterando as proporções de forma-fechamento, força-fechamento e material-fechamento [25].

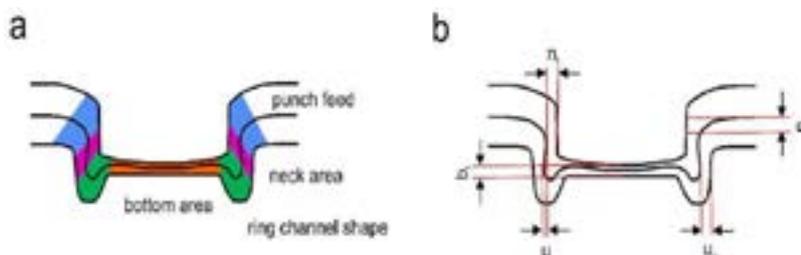


Figura 3: a) áreas da junta do *Clinching* e b) parâmetros geométricos (espessura do pescoço nt , rebaixo u , espessura do fundo b , altura do pescoço nh e contraparte do rebaixo uc) [25].

Comentado [ES8]: diminuir o tamanho da figura em 15%. Inserir uma descrição para cada etapa do desenho e Colocar "adaptado de" na fonte

Comentado [GG9R8]: Corrigido.

4. TECNOLOGIAS DE UNIÃO POR CONFORMAÇÃO SEM MATRIZ: *DIELESS CLINCHING* E *DIELESS RIVET-CLINCHING*

Como pode ser visto na Figura 4 em ambos os métodos, uma parte superior (3) será unida a uma parte inferior (4). No início do processo de união (Figura 4, a), essas duas partes a serem unidas (3, 4) estão parcialmente sobrepostas em uma bigorna plana (5). Para formar a conexão, o grampo (2) e o punção (1) são movidos em direção às partes a serem unidas (3, 4). Primeiro, o grampo (2) entra em contato com a parte superior (3) e uma pressão limitada é aplicada nas partes (3, 4) sem deformá-las. Então, no *Dieless Clinching* (Figura 4, superior), o punção (1) é pressionado diretamente nas partes (3, 4) com uma força alta. No caso do *Dieless Rivet-Clinching* (Figura 4, inferior), o punção (1) está pressionando o rebite (6) nas partes (3, 4). O material das peças (3, 4) é deslocado parcialmente e flui na direção oposta ao movimento do punção (1), empurrando assim o grampo (2) para cima. Assim, uma elevação é formada na parte inferior da chapa inferior (é importante que a pressão do grampo seja suficiente para evitar a deformação das peças, mas ainda permita a formação da elevação). O tamanho desta elevação aumenta quanto mais o punção (1) ou o rebite (6) são pressionados nas peças (3, 4). Assim que o material da parte superior (3) entra em contato com o ombro do punção (1), o fluxo de material contra o movimento do punção (1) é interrompido (Figura 4, b). Quando o punção (1) é pressionado ainda mais nas peças (3, 4), a elevação na parte inferior da parte inferior é achatada e o material deslocado pelo punção (1) ou pelo rebite (6) é forçado a fluir na direção radial, formando assim um intertravamento entre as peças (Figura 4, c). A conexão é formada em uma única etapa.

O volume de material que o punção (1) no *Dieless Clinching* e o rebite (6) no *Dieless Rivet-Clinching* desloca é totalmente direcionado para a formação da elevação. No *Dieless Clinching*, o punção (1) é puxado para fora da conexão após o término do processo de união. No *Dieless Rivet-Clinching*, o rebite (6) permanece na conexão e, portanto, a estabiliza, aumentando substancialmente a resistência ao cisalhamento da conexão [26]. O formato do rebite e sua deformação no processo de união podem suportar a formação do intertravamento. Assim, é possível unir peças feitas de magnésio ou unir peças feitas de magnésio a peças feitas de outros materiais, como alumínio ou aço [13, 27].

Se o aquecimento das peças for necessário, cartuchos de aquecimento podem ser fixados na bigorna plana. A transferência de calor ocorre assim que as peças são fixadas entre a bigorna e o grampo. Ao contrário dos métodos de união por conformação que trabalham com uma matriz contornada, não haverá problemas causados por deformações induzidas pelo calor do equipamento de união, pois os desalinhamentos das ferramentas não afetam a formação da conexão na união sem matriz por conformação [26, 28].

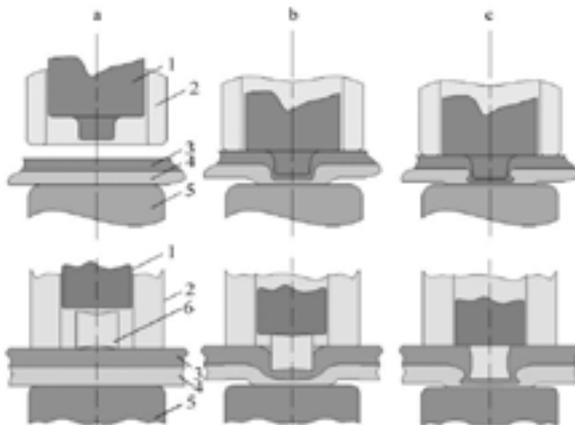


Figura 4: *Dieless Clinching* (parte superior) e *Dieless Rivet-Clinching* (parte inferior) divididos nas seguintes etapas sucessivas: a) fixação, b) deslocamento e c) prensagem do fundo e formação da junta [7].

Comentado [ES10]: A legenda precisa mencionar o que se ve em a, b e c.

Comentado [GG11R10]: Corrigido.

5. COMPARAÇÃO ENTRE AS TRANSFERÊNCIAS DE CALOR NAS UNIÕES POR CONFORMAÇÃO DE MAGNÉSIO E SUAS LIGAS

Devido à conformabilidade limitada das ligas de magnésio à temperatura ambiente, a fabricação de conexões sem trincas usando métodos de união por conformação, como *Clinching* ou *Self-Pierce-Riveting*, requer um pré-aquecimento das peças a serem unidas a temperaturas mínimas de cerca de 220 °C. O aquecimento pode ser feito de várias maneiras usando vários efeitos físicos, como resistência elétrica, condutividade térmica, convecção, indução ou outros. Para métodos de união por conformação de suporte, provou ser melhor usar aquecimento por indução [29] ou o aquecimento das peças por transferência de calor de ferramentas aquecidas [30]. A transferência de calor ocorre durante uma etapa de pré-aquecimento após as ferramentas aquecidas terem fixado as peças. O processo de união real é executado após as peças terem atingido a temperatura apropriada.

O tempo necessário para aquecer as peças até a temperatura necessária de 220 °C ou mais costumava ser entre 3 e 6 segundos, dependendo das condições de aquecimento, da espessura e do tamanho das peças [11, 30]. A Figura 5 mostra uma comparação das curvas de temperatura para *Clinching* tradicional usando uma matriz contornada aquecida e um punção aquecido e *Dieless Clinching* usando apenas uma bigorna plana aquecida do mesmo diâmetro que a matriz no *Clinching* normal. Como pode ser visto, a transferência de calor da bigorna plana para as peças é muito mais rápida do que a transferência de calor da matriz contornada. Isso ocorre devido à diferença na área de contato das duas contra-ferramentas. Enquanto o calor flui de toda a superfície da bigorna plana para as peças, no caso da matriz contornada, a superfície de contato com a peça é confinada à área da borda no formato de um anel circular.

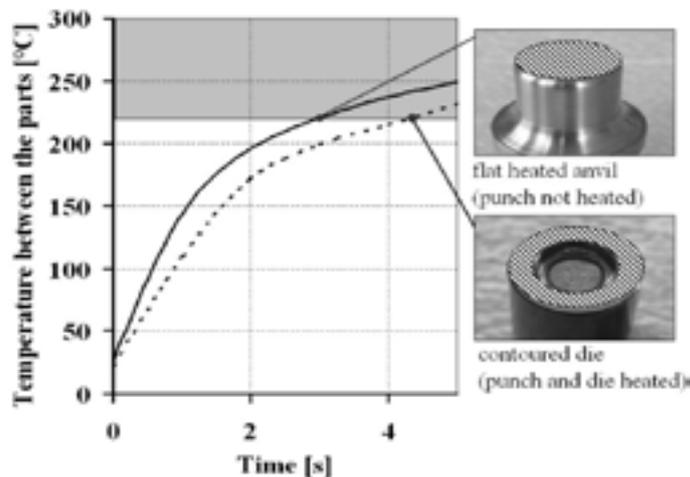


Figura 5: Aquecimento das partes (temperatura das ferramentas aquecidas: 390 °C) [7]

Comentado [ES12]: diminuir o tamanho da figura em 20%.

Comentado [GG13R12]: Corrigido.

Além da transferência de calor aprimorada da bigorna plana para as peças no *Dieless Clinching* na Figura 5 acima, há mais uma vantagem para as tecnologias de união por conformação sem matriz de peças de magnésio (*Dieless Clinching* e *Dieless Rivet-Clinching*): a melhor distribuição de tensões durante o processo de união. Em métodos de união por conformação que trabalham com uma matriz contornada, altas tensões trativas são induzidas nas peças ao formá-las na cavidade da matriz (Figura 6, letra b). Ao contrário disso, nas tecnologias de união por conformação sem matriz, as tensões de compressão prevalecem durante todo o processo (Figura 6, letra a). Como a abertura de fissuras durante a formação da junta se deve principalmente às tensões de tração, as peças tendem a rachar muito mais facilmente em métodos de união que utilizam uma matriz contornada (*Clinching* ou *Self-*

Pierce-Riveting) do que em métodos de união por conformação sem matriz (*Dieless Clinching* e *Dieless Rivet-Clinching*) [7,9].

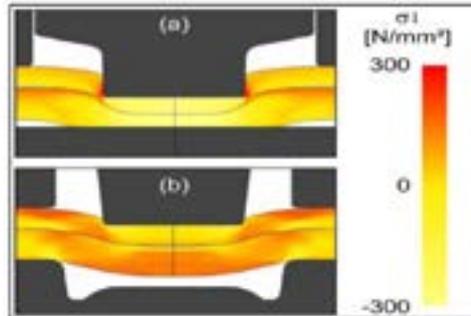


Figura 6: Comparação entre as distribuições de tensões nos processos de união por conformação sem matriz contornada (a) e com matriz contornada [7,9].

Comentado [ES14]: diminuir o tamanho da figura em 20%.

Comentado [GG15R14]: Corrigido.

6. UNIÃO POR CONFORMAÇÃO DE JUNTAS DISSIMILARES COM LIGAS DE MAGNÉSIO

Apesar de o *Dieless Clinching* ou o *Dieless Rivet-Clinching* sem pré-aquecimento das peças de magnésio não tenham sido bem-sucedidos até agora para fazer conexões sem fissuras, um aquecimento das peças a temperaturas de cerca de 150 °C geralmente é suficiente. A melhoria da conformabilidade a essa temperatura mais baixa provou ser suficiente para fazer juntas sem fissuras. Ambos os efeitos, a transferência de calor aprimorada para as peças da bigorna plana e a redução da temperatura necessária nas peças resultam em tempos de pré-aquecimento consideravelmente reduzidos para *Dieless Clinching* e o *Dieless Rivet-Clinching*. De fato, até mesmo a junção sem fissuras e sem pré-aquecimento pode ser possível sob certas condições conforme as figuras 6 e 7 abaixo).

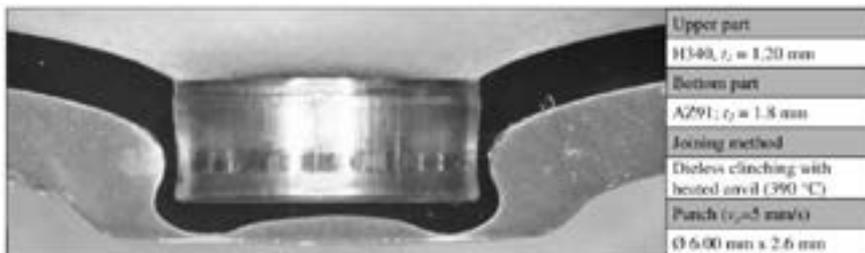


Figura 6- Juntas de aço H340 e liga de magnésio AZ91 por *Dieless Clinching* sem pré-aquecimento [7].

Comentado [ES16]: diminuir o tamanho da figura em 10%.

Comentado [GG17R16]: Corrigido.

Em investigações posteriores, os limites para união sem trincas e sem pré-aquecimento foram pesquisados. Como uma temperatura mínima nas peças é necessária para união sem fissuras, o processo só pode funcionar sem pré-aquecimento se a velocidade do punção for limitada. Na figura 7 é mostrado como a ocorrência de trincas depende da temperatura da bigorna e da velocidade do punção. Quanto maior a temperatura da bigorna, maior pode ser a velocidade do punção [7].

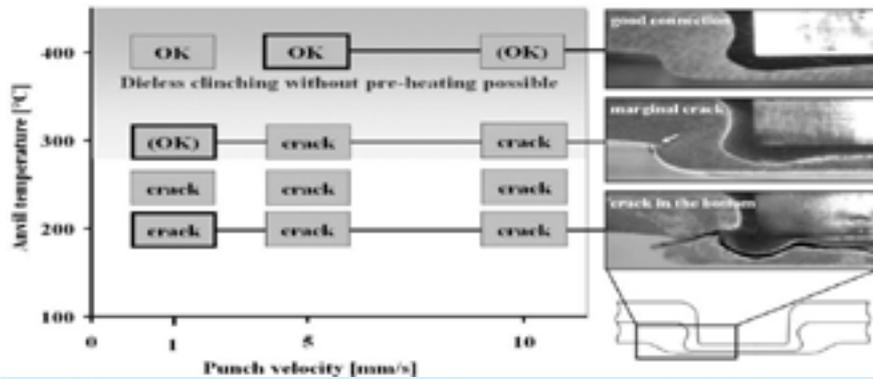


Figura 7- Ocorrência de fissuras durante o *Dieless Clinching* sem pré-aquecimento de liga de alumínio (AlMg3/1,2 mm) com liga de magnésio (AZ31/1,4 mm; e dp=5 mm) [7].

Em contrapartida, as propriedades das juntas, como o tamanho do intertravamento f , a espessura do pescoço t_n e especialmente a carga máxima no ensaio de cisalhamento F_{max} são quase semelhantes para todas as ligações que apresentam boa qualidade (ou seja, sem fissuras), independentemente dos parâmetros do processo: temperatura da bigorna T_a e velocidade do punção v_p [7].

Como os parâmetros do processo: temperatura da bigorna T_a e velocidade do punção v_p têm apenas uma pequena influência nas propriedades da união, os seus valores devem ser escolhidos tão elevados quanto possível por razões econômicas. A partir disso, quanto menor a duração do processo, mais conexões poderão ser fabricadas com o equipamento, porque nos processos *Dieless Clinching* ou *Dieless Rivet-Clinching* o tempo de pré-aquecimento pode ser evitado ou reduzido ao mínimo. Assim, esses métodos de união têm uma grande vantagem em comparação com os métodos de união tradicionais por conformação que funcionam com uma matriz contornada e necessitam de tempos de pré-aquecimento de 3-6 segundos conforme a Figura 8 abaixo [7].

anvil temperature T_a	punch velocity v_p	interlock f	neck thickness t_n	maximum load F_{max}	Cross cut of the connection
300 °C	1 mm/s	0.17 mm ± 16 %	0.37 mm ± 1 %	1664 kN ± 8 %	
400 °C	5 mm/s	0.16 mm ± 23 %	0.39 mm ± 2 %	1612 kN ± 4 %	
400 °C	10 mm/s	0.14 mm ± 19 %	0.42 mm ± 2 %	1733 kN ± 4 %	

Figura 8- Propriedades da junta de *Dieless Clinching* sem pré-aquecimento de liga de alumínio (AlMg3/1,2 mm) com liga de magnésio (AZ31/1,4 mm; e dp=5 mm) [7].

Comentado [ES18]: diminuir o tamanho da figura em 10%.

Comentado [GG19R18]: Corrigido.

Comentado [ES20]: diminuir o tamanho da figura em 10%.

Comentado [GG21R20]: Corrigido.

7. CONCLUSÕES

Os métodos de união por conformação sem matriz contornada *Dieless Clinching* e *Dieless Rivet-Clinching* são aplicáveis para unir chapas dissimilares de ligas de magnésio com ligas metálicas de alumínio ou aço. Dessa forma, a transferência de calor das bigornas planas (sem matriz) para as peças desses processos pode ser muito mais rápida do que de uma matriz contornada de mesmo diâmetro para as uniões por conformação *Clinching* e *Self Pierce-Riveting*. Além disso, há uma melhor distribuição das tensões de tração de trincas nas peças que são reduzidas consideravelmente durante *Dieless Clinching* e *Dieless Rivet-Clinching*. Portanto, o tempo de aquecimento necessário das uniões por conformação sem matriz é reduzido consideravelmente em comparação com o período dos procedimentos de união por conformação convencionais com matriz contornada; e consequentemente, é possível fazer-se conexões sem pré-aquecimento se a temperatura da bigorna plana for alta o suficiente para que isso ocorra.

Pode-se inferir, a partir da busca dessa revisão bibliográfica acerca dos limites para união sem trincas e sem pré-aquecimento que na medida em que uma temperatura mínima nas peças é necessária para união sem fissuras, o processo só pode funcionar sem pré-aquecimento se a velocidade do punção for limitada. Assim, a ocorrência de trincas depende da temperatura da bigorna e da velocidade do punção na seguinte proporção: quanto maior a temperatura da bigorna, maior pode ser a velocidade do punção e, por razões econômicas, quanto menor a duração do processo (velocidade do punção elevada), mais conexões poderão ser fabricadas com os equipamentos.

8. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Laboratório de Transformação Mecânica (LDTM), à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), ao SENAFOR, e ao suporte financeiro da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pelo apoio para confecção desse artigo.

9. REFERÊNCIAS

- [1] Yan Yang, Xiaoming Xiong, Jing Chen, Xiaodong Peng, Daolun Chen, Fusheng Pan, Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022, *Journal of Magnesium and Alloys*, Volume 11, Issue 8, 2023, Pages 2611-2654, ISSN 2213-9567. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.07.011>.
- [2] Sen Wang, Hucheng Pan, Dongsheng Xie, Dongdong Zhang, Jingren Li, Hongbo Xie, Yuping Ren, Gaowu Qin, Grain refinement and strength enhancement in Mg wrought alloys: A review, *Journal of Magnesium and Alloys*, Volume 11, Issue 11, 2023, Pages 4128-4145, ISSN 2213-9567. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.11.002>.
- [3] S.S.A. Shah, Manping Liu, Azim Khan, Farooq Ahmad, M.R. Abdullah, Xingquan Zhang, Shiwei Xu, Zhen Peng, Twinning aspects and their efficient roles in wrought Mg alloys: A comprehensive review, *Journal of Magnesium and Alloys*, Volume 12, Issue 6, 2024, Pages 2201-2230, ISSN 2213-9567. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2024.04.035>.
- [4] Guo Li, Bin Li, Xingyu Bai, Hao Chen, Yuanding Huang, Yan Yang, Guobing Wei, Weidong Xie, Xiaodong Peng, Junwei Liu, Research advances in multi-scale numerical simulations of forming and microstructures for magnesium alloys, *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, ISSN 2213-9567, <https://doi.org/10.1016/j.jma.2024.06.031>.
- [5] J. Ruge: *Handbuch der Schweißtechnik*, Band I (Springer-Verlag, Germany, 1991)
- [6] C. Kammer: *Magnesium-Taschenbuch*, (Aluminium-Verlag Düsseldorf, Germany 2000).
- [7] Neugebauer, R., Dietrich, S., Kraus, C., 2007, Dieless clinching and dieless rivet-clinching of magnesium, *Key Engineering Materials Vols. 344:693-698*, Trans Tech Publications, Switzerland.
- [8] Neugebauer, R., Mauermann, R., Dietrich, S. et al. A new technology for the joining by forming of magnesium alloys. *Prod. Eng. Res. Devel.* 1, 65–70 (2007). <https://doi.org/10.1007/s11740-007-0045-5>.
- [9] R. Neugebauer, C. Kraus, S. Dietrich, Advances in mechanical joining of magnesium, *CIRP Annals*, Volume 57, Issue 1, 2008, Pages 283-286, ISSN 0007-8506, <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.03.025>.
- [10] Behrens, A.; Hübner, S.: Heated clinching of Magnesium Sheet Metal. *Production Engineering, Research and Development*, 2005.

- [11] Hübner S (2005) Clinchen Moderner Blechwerkstoffe. Dissertation, University Hannover, Germany.
- [12] Neugebauer, R.; Mauermann, R.; Dietrich, S.: Chances and Challenges in Joining by Forming with a Flat Counter Tool. In 11th International Conference on Sheet Metal SheMet 05, Erlangen, Germany, 2005, pp. 203-209.
- [13] Neugebauer, R., Dietrich, S. Kraus, C., 2007, Joining by Forming with a Flat Counter Tool – a New Way of Joining Magnesium Components, THERMEC 2006, Materials Science Forum Vols. 539-543:3949-3954, Trans Tech Publications, Switzerland.
- [14] K Mori, Y Abe, T Kato. Self-pierce riveting of multiple steel and aluminium alloy sheets. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(10): 2002-2008.
- [15] X He, Y Wang, Y Lu, et al. Self-piercing riveting of similar and dissimilar titanium sheet materials. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, 80: 2105-2115.
- [16] K Mori, T Kato, Y Abe, et al. Plastic joining of ultra high strength steel and aluminium alloy sheets by self piercing rivet. CIRP Annals, 2006, 55(1): 283-286.
- [17] Y B Li, Z Y Wei, Z Z Wang, et al. Friction self-piercing riveting of aluminum alloy AA6061-T6 to magnesium alloy AZ31B. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2013, 135(6): 061007.
- [18] E Atzeni, R Ippolito, L Settineri. Experimental and numerical appraisal of self-piercing riveting. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2009, 58(1): 17-20.
- [19] R Haque, N S Williams, S E Blacket, et al. A simple but effective model for characterizing SPR joints in steel sheet. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 223: 225-231.
- [20] R Haque, J Beynon, Y Durandet. Characterisation of force-displacement curve in self-pierce riveting. Science and Technology of Welding and Joining, 2012, 17(6): 476-488.
- [21] B Xing, X He, Y Wang, et al. Study of mechanical properties for copper alloy H62 sheets joined by self-piercing riveting and clinching. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 216: 28-36.
- [22] D Li, A Chrysanthou, I Patel, et al. Self-piercing riveting-a review. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017, 92: 1777-1824.
- [23] L. Ewenz, J. Kalich, M. Zimmermann, U. Füssel, Effect of Different Tool Geometries on the Mechanical Properties of Al-Al Clinch Joints, KEM 883 (2021) 65-72. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.883.65>.
- [24] Mucha, Jacek. "Clinching technology in the automotive industry." The Archives of Automotive Engineering – Archiwum Motoryzacji, vol. 76, no. 2, 2017. doi:10.14669/AM.VOL.76.ART4.
- [25] Lars Ewenz, Martin Kuczyk, Martina Zimmermann, Effect of the tool geometry on microstructure and geometrical features of clinched aluminum, Journal of Advanced Joining Processes, Volume 5, 2022, 100091, ISSN 2666-3309. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2021.100091>.
- [26] R. Neugebauer, R. Mauermann, S. Dietrich: Spot-Joining – New technologies in the field of joining by forming, Journal of the JSTP, 507 (Volume 44) (2003), p. 52-53 (p.370-371).
- [27] R. Neugebauer, S. Dietrich, C. Kraus: Matrizenloses Clinchverfahren verkürzt Prozesszeiten beim temperierten Fügen von Magnesiumbauteilen, 12th Paderborner Symposium Fügetechnik, Paderborn, Germany (2005), p. 100-110.
- [28] R. Neugebauer, R. Mauermann, S. Dietrich: Chances and challenges in joining by forming with flat a counter tool, Advanced Materials Research, Vol. 6-8 (2005), p.203-208.
- [29] O. Hahn, Y. Tan, M. Schroeder, M. Horstmann: Thermally supported Mechanical Joining of Magnesium Components, Materials Science Forum Vols. 488-489 (2005), p. 365-370
- [30] E. Doege, S. Hübner, V. Thoms, S. Bräunling: Thermisch unterstütztes Clinchen von Blechen und Bauteilen aus Magnesium-Knetlegierungen, Forschungsbericht Nr. 203, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e. V., Hannover, Germany (2003).



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
 Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

MODELAMENTO DO ESCOAMENTO PLÁSTICO DO AÇO BIFÁSICO DP800

Helena Bonow Silveira ⁽¹⁾
 Marina Barletta Sommer ⁽²⁾
 Luana de Lucca de Costa ⁽³⁾
 André Rosiak ⁽⁴⁾
 Lirio Schaeffer ⁽⁵⁾

RESUMO

Neste artigo, o comportamento plástico de chapas de aço bifásico DP800 de 1 mm de espessura é investigado através de ensaios de tração em diferentes direções no plano e compressão de discos empilhados. Os resultados experimentais são ajustados a diferentes leis de encruamento para a avaliação do modelo mais adequado para caracterizar o comportamento do material quando deformado plasticamente. Devido à variação da taxa de encruamento com o aumento da deformação, os modelos que supõem encruamento constante mostraram-se incapazes de descrever com precisão o comportamento de encruamento do aço DP800. A lei de endurecimento isotrópico de Voce demonstrou precisão e robustez em todas as condições analisadas, sendo capaz de representar de maneira adequada as variações da taxa de encruamento do material.

Palavras-chave: Dual-phase; leis de endurecimento; deformação plástica.

1. INTRODUÇÃO

A simulação numérica tornou-se uma ferramenta indispensável para o desenvolvimento de tecnologias de conformação mecânica otimizadas e bem-sucedidas. Nas análises numéricas, informações confiáveis sobre o comportamento mecânico do material quando deformado plasticamente são cruciais. As características de conformação de um componente, embora dependam da geometria e das técnicas de conformação, estão intimamente relacionadas à capacidade do material de distribuir a deformação uniformemente e de resistir a estrição [1]. Com o desenvolvimento recente de novas ligas, como os aços de ultra alta resistência, a necessidade de investigar o comportamento dos materiais tornou-se um aspecto ainda mais crítico. Para que um componente seja fabricado de forma eficaz, estes novos

materiais requerem um grau muito maior de precisão e parametrização para responder às necessidades de simulação de conformação [2].

A plasticidade pode ser estudada em várias escalas, mas para aplicações industriais de conformação de chapas, os modelos macroscópicos são mais apropriados. Devido à diferença de escala entre a microestrutura e um componente projetado, a quantidade de informação microscópica do material necessária para armazenar em uma simulação de conformação seria monumental. Simplesmente não seria possível rastrear detalhadamente todas as características microestruturais relevantes durante a simulação. Portanto, é mais apropriado integrar todas as características e efeitos microestruturais relevantes em algumas variáveis macroscópicas [3].

Em um estado de tensões multiaxiais, a plasticidade é bem descrita por uma superfície de escoamento que define o início da deformação plástica através de um critério de escoamento e uma lei de encruamento [4]. Logo, em modelos de simulação para conformação de chapas, o comportamento do material é descrito por um critério de escoamento e uma lei de encruamento.

Diversas descrições matemáticas foram postuladas para representar o comportamento mecânico dos metais quando deformados plasticamente. Em geral, a precisão do modelo constitutivo depende da capacidade de capturar os fenômenos físicos envolvidos na deformação plástica. Neste trabalho, são realizados ensaios de tração uniaxial e compressão de discos empilhados para investigar o comportamento mecânico do aço avançado de alta resistência bifásico DP800. A partir dos dados experimentais, avalia-se a precisão de diversas leis de encruamento na representação do comportamento do material durante a deformação.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, são analisadas chapas de aço bifásico DP800 com 1mm de espessura nominal. A análise química do aço DP800 obtida por espectrometria de emissão óptica por centelha é mostrada na Tabela 1. A composição está dentro da faixa nominal encontrada na literatura.

Tabela 1 Resultado da análise química do aço DP800 (% em massa).

C	Mn	P	S	Si	Cr	B	Mo	Al
0,149	1,94	<0,01	<0,01	0,488	0,036	0,002	0,046	0,029

A microscopia óptica do aço (Figura 1) revela a microestrutura típica de ferrita-martensita de um aço bifásico, no qual as partículas da segunda fase estão localizadas geralmente nos limites dos grãos de ferrita e são distribuídas em faixas paralelas, típicas de aços laminados a quente. A fração volumétrica média da segunda fase é de 34,5%. A dureza média do aço é de 304HV.

O comportamento mecânico do material foi investigado em ensaios de tração uniaxial e compressão de discos empilhados. Os ensaios de tração foram realizados, seguindo as especificações da normativa ASTM E8/E8M-21, em uma máquina universal de ensaios marca EMIC com capacidade de 600kN. Os corpos de prova de tração foram retirados em diferentes direções no plano da chapa (0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação).

Em contraste com o teste de tração, o ensaio de compressão de discos empilhados não é padronizado. O ensaio proposto por Pawelski em 1967 [5], consiste na compressão de uma amostra cilíndrica formada por discos circulares empilhados. Esta técnica já foi utilizada por vários pesquisadores para investigar o comportamento mecânico de chapas em um estado de tensão biaxial [6-8].

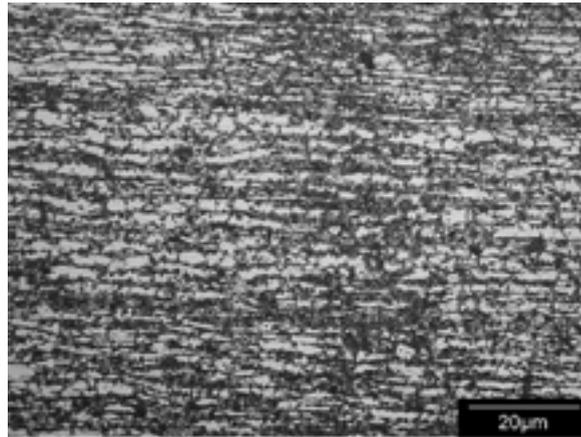


Figura 1 Microestrutura do aço DP800.

A Figura 1 mostra o desenho esquemático do procedimento experimental do ensaio de compressão de discos empilhados. Os corpos de prova de compressão são formados pelo empilhamento de 16 discos circulares de 16mm de diâmetro cuidadosamente unidos com adesivos cianoacrilatos. Os discos foram obtidos a partir do corte por cisalhamento de chapas de DP800. Para minimizar o atrito durante a compressão, estearato de zinco foi aplicado na interface de contato entre as placas planas de compressão e o material de trabalho. A compressão foi realizada na mesma máquina utilizado nos ensaios de tração.

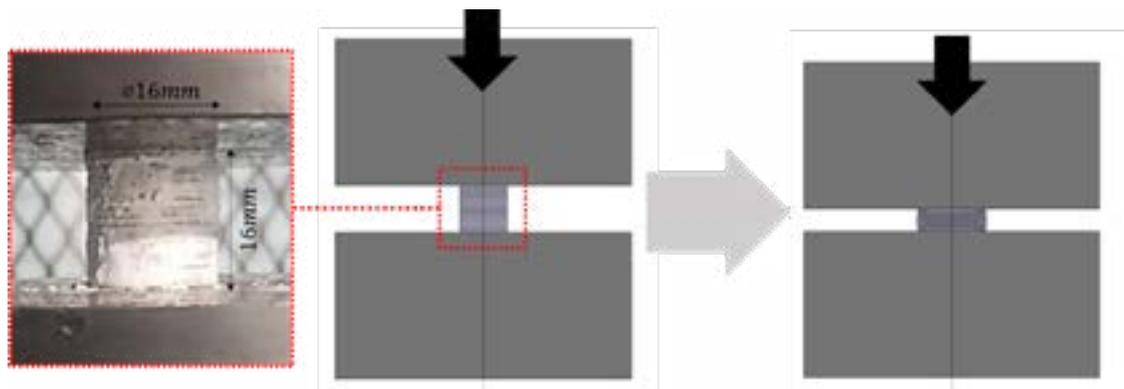


Figura 1 Ensaio de compressão de discos empilhados.

Os dados experimentais foram ajustados a diferentes modelos matemáticos postulados para representar o comportamento mecânico dos metais quando deformados plasticamente.

As leis de encruamento utilizadas são fornecidas na Tabela 2, onde K_f e φ representam a tensão de escoamento e a deformação verdadeira, e $C_1 \dots C_3$ são as constantes do material que precisam ser identificadas.

Tabela 2 Leis de encruamento.

Lei de Encruamento	Equação
Hollomon	$K_f = C_1 \varphi^{C_2}$
Ludwik	$K_f = C_1 + C_2 \varphi^{C_3}$
Swift	$K_f = C_1 (C_2 + \varphi)^{C_3}$
Voce	$K_f = C_1 - (C_1 - C_2) e^{-\varphi^{C_3}}$

O ajuste de dados experimentais a equação de Hollomon pode ser realizada de maneira simples por regressão linear para determinar os parâmetros C_1 e C_2 . Contudo, as outras equações envolvem três parâmetros que devem ser determinados usando métodos de iteração de estimativa e regressão linear.

O ajuste dos dados experimentais e os modelos de encruamento foi realizado a partir de um algoritmo de Levenberg-Marquardt para a minimização dos quadrados dos erros. Este algoritmo de otimização não linear combina as abordagens do método do gradiente e do método de Gauss-Newton. É particularmente eficaz para problemas de ajuste de curva onde o modelo é uma função não linear dos parâmetros, sendo utilizado principalmente para minimizar funções de erro quadrático.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

O diagrama de engenharia construído a partir dos ensaios de tração em diferentes direções do plano da chapa de DP800 é mostrado na Figura 2. As propriedades mecânicas extraídas do diagrama são listadas na Tabela 3.

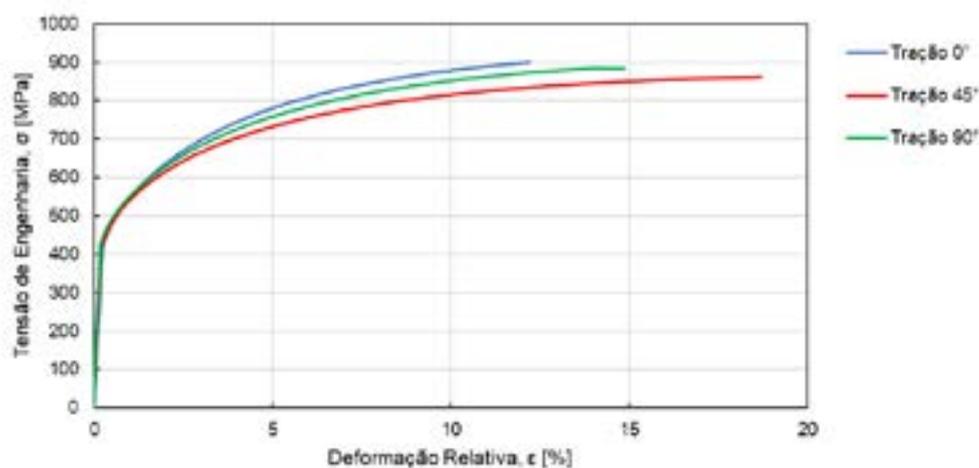


Figura 2 Diagrama de engenharia do DP800.

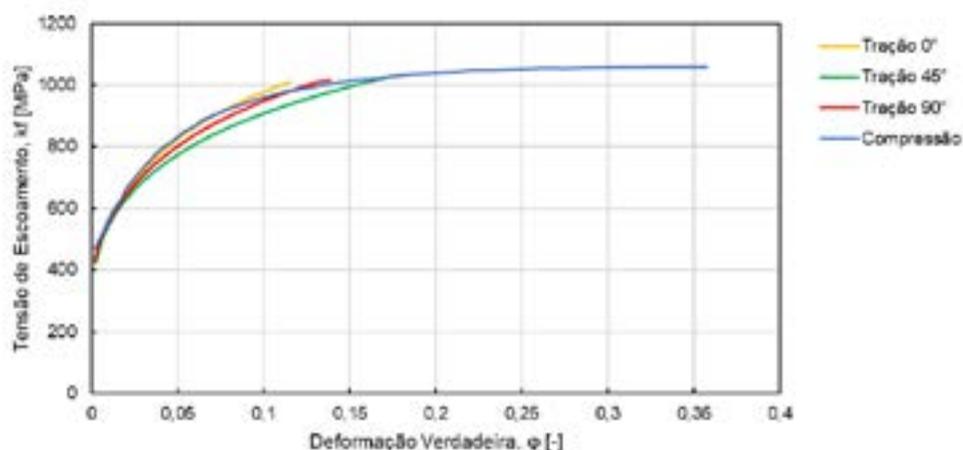
Nos aços bifásicos, a incorporação da martensita como segunda fase em uma matriz de ferrita resulta em um baixo limite de escoamento, escoamento contínuo e uma alta taxa de encruamento em baixas deformações. Embora a taxa de encruamento diminua com o aumento da deformação, o alongamento uniforme é ampliado. Essas características melhoram a conformabilidade desses aços, tornando-os adequados para uma ampla gama de aplicações industriais.

O processo de fabricação de chapas metálicas envolve etapas de laminação que geram uma orientação preferencial na microestrutura do aço. Os grãos são alongados na direção de laminação, gerando diferenças nas propriedades mecânicas da chapa em diferentes direções. Isso explica a discrepância entre as curvas mostradas no diagrama de engenharia do DP800. A anisotropia manifesta-se na resistência superior na direção de laminação (0°) e na maior ductilidade observada a 45° da direção de laminação.

A Figura 3 mostra a curva de escoamento obtida através do ensaio de compressão de discos empilhados sobreposta as curvas de tração. O comportamento da curva obtida em compressão desvia ligeiramente das curvas construídas a partir de ensaios de tração. Resultados semelhantes foram observados por Sener et al. (2021). Em relação a tração, o ensaio de compressão oferece a vantagem da obtenção de resultados para níveis mais elevados de deformação. Na compressão, a fratura dos corpos de prova ocorre em $\varphi \approx 0,36$.

Tabela 3 Propriedades mecânicas do DP800 obtidas em tração.

Direção	Limite de escoamento, $R_{p0.2}$ [MPa]	Limite de resistência, R_m [MPa]	Alongamento, A [%]
0°	429	899	12
45°	418	863	18,7
90°	419,5	883	14,8

**Figura 3** Curva de escoamento do DP800 obtida por compressão e tração.

A Figura 4 mostra a variação da taxa de encruamento ($dk_f/d\phi$) do DP800 em função da deformação verdadeira. No início da deformação o material apresenta elevada taxa de encruamento. Os valores máximos de $dk_f/d\phi$ observados foram de 23602, 20433, 19186 e 18101 para as curvas obtidas por tração a 0°, tração a 45°, tração a 90° e compressão, respectivamente. Contudo, com o aumento da deformação a taxa de encruamento reduz gradativamente. Na compressão, em que níveis mais elevados de deformação são atingidos, a taxa de encruamento final é de apenas **13 MPa**.

Os aços DP são caracterizados por um elevado encruamento inicial, que se deteriora gradualmente com o aumento da deformação [9-12]. No início, o encruamento é elevado devido a concentração da deformação na matriz macia de ferrita. A continuidade da deformação resulta na distribuição das deformações tanto na ferrita, quanto na martensita, causando a redução da taxa de encruamento [13].

Essa característica é visível nas curvas de escoamento obtidas em tração, mas torna-se ainda mais perceptível na curva obtida em compressão. A curva de compressão é praticamente idêntica a curva de tração a 0° até $\phi \approx 0,07$. A partir deste ponto, a taxa de encruamento em compressão é inferior ao observado na tração e a curva de compressão intercepta as curvas de tração. Após $\phi \approx 0,25$ a curva atinge um patamar em que a tensão praticamente não aumenta. A tensão máxima observada é de **1059 MPa**.

Os parâmetros correspondentes para o ajuste dos dados experimentais as leis de encruamento são listados na Tabela 4 e os resultados do ajuste são exibidos nas figuras 5 e 6. A diferença entre os modelos é mínima para pequenas deformações, mas torna-se perceptível à medida que a deformação plástica aumenta. Fica evidente que a precisão das leis de encruamento é muito sensível à tensão extrapolada em grandes deformações.

A Figura 7 mostra os valores do coeficiente de determinação (R^2) para os modelos de Hollomon, Swift, Ludwik e Voce após o ajuste das curvas de escoamento

experimentais. Para os ensaios de tração, uma concordância excelente entre as curvas ajustadas e medidas é alcançada usando os modelos de Hollomon, Swift e Voce. Destaca-se o desempenho da lei de Swift que atingiu um R^2 médio de 0,999. O modelo de Ludwik apresentou ajuste satisfatório apenas para a curva de escoamento em que a tração ocorreu na direção de laminação. Nessa condição o coeficiente de determinação foi de 0,999. Nas outras direções o modelo apresentou baixa precisão, evidenciado por valores de R^2 de 0,974 na tração a 45° da direção de laminação e $R^2 = 0,966$ a 90°.

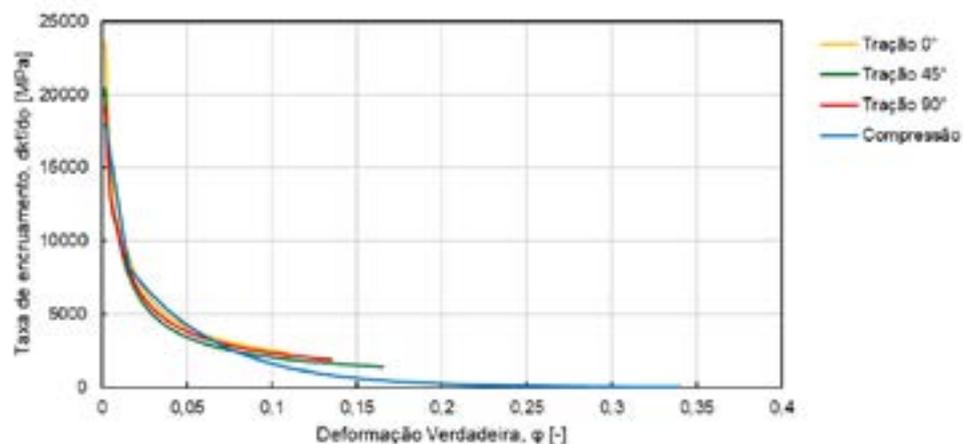


Figura 4 Variação da taxa de encruamento ($dk_f/dφ$) do DP800 em função da deformação verdadeira.

Tabela 4 Resultados da calibração dos modelos de encruamento do DP800.

Tração 0°			
Lei de Encruamento	C_1	C_2	C_3
Hollomon	1715,3	0,25	-
Ludwik	148,1	1696,9	0,31
Swift	1782,9	0,0015	0,26
Voce	1047,1	428,3	21,0
Tração 45°			
Lei de Encruamento	C_1	C_2	C_3
Hollomon	1504,9	0,22	-
Ludwik	4289897,3	-4288640,4	-0,00004
Swift	1549,4	0,0018	0,23
Voce	1037,6	456,6	15,9
Tração 90°			
Lei de Encruamento	C_1	C_2	C_3
Hollomon	1599,2	0,23	-
Ludwik	4268953,7	-4267660,7	-0,00004
Swift	1688,1	0,0027	0,25
Voce	1054,6	452,8	17,7
Compressão			
Lei de Encruamento	C_1	C_2	C_3
Hollomon	1327,7	0,16	-
Ludwik	12543,9	-11303,3	-0,012
Swift	1314,3	-0,0012	0,16
Voce	1054,7	460,8	19,2

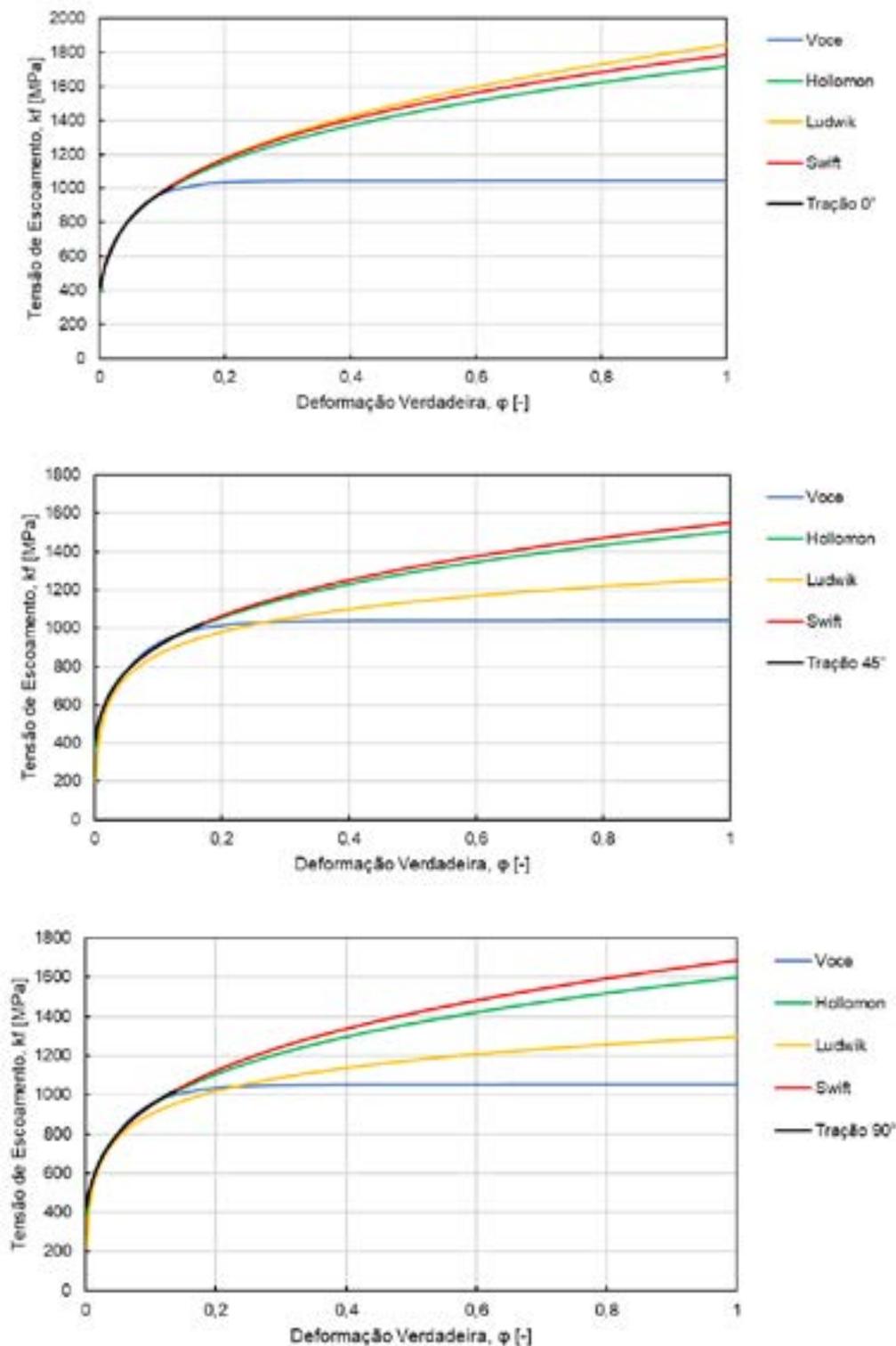


Figura 5 Curva de escoamento do DP800 a 0, 45 e 90° da direção de laminação.

Na compressão, apenas a lei de Voce apresentou robustez e precisão, com um valor de $R^2 = 0,998$. Os modelos de Hollomon, Ludwik e Swift apresentaram valores inferiores de R^2 , 0,949, 0,968 e 0,953, respectivamente.

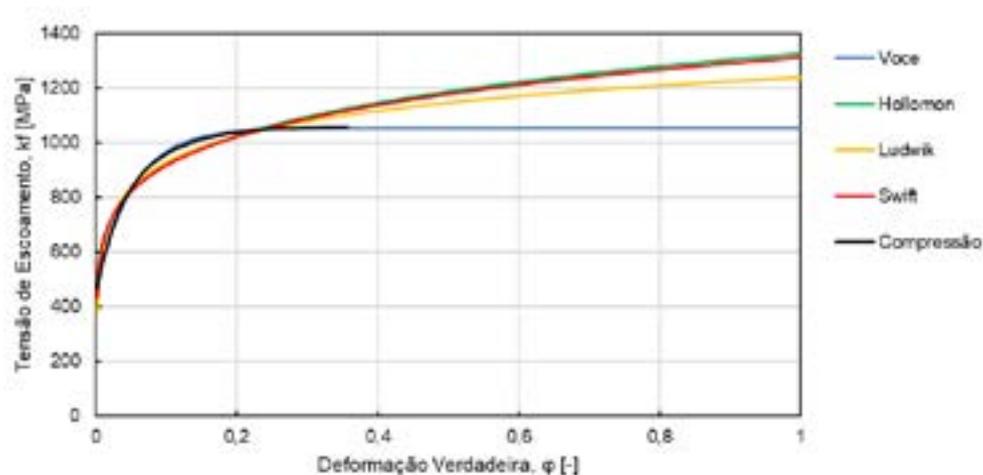


Figura 6 Curva de escoamento do DP800 obtida por compressão.

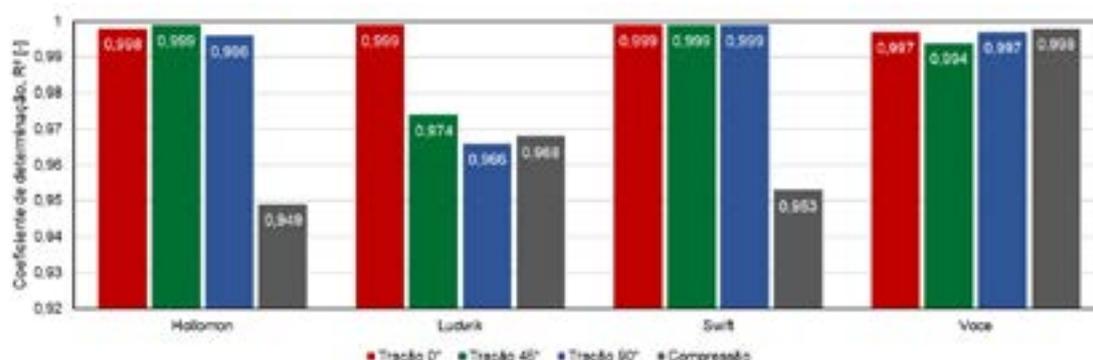


Figura 7 Grau de ajuste dos modelos de encruamento aos dados experimentais.

O modelo de endurecimento isotrópico de Voce possui formulação baseada na forma exponencial com a adição de um termo de saturação. Essa formulação assume que o endurecimento eventualmente atingirá um ponto máximo de tensão [14]. Este é o caso observado para a compressão do DP800, em que após um determinado nível de deformação a tensão atinge um valor máximo e mantém-se praticamente constante.

É frequentemente relatado que a lei de Voce fornece uma melhor aproximação da curva de escoamento para ligas de alumínio [15, 16], mas diversos pesquisadores já confirmaram a precisão do modelo para a conformação de ligas de aço. Sainath et al. (2015) encontraram boas correlações entre os parâmetros de endurecimento obtidos pela equação de Voce e as respectivas propriedades experimentais de tração para o aço ferrítico P92. Vadayar et al. (2019) também usaram o modelo Voce para prever o comportamento do aço maraging grau C250. Duc-Toan (2015) apresentaram bons resultados para o modelo Voce na representação do comportamento plástico de um aço ao boro em diferentes faixas de temperatura.

A baixa precisão dos modelos de Hollomon, Ludwik e Swift na previsão do comportamento mecânico do aço DP800 em elevadas deformações, como as alcançadas em compressão, está relacionada à variação da taxa de encruamento durante a deformação. Nos aços bifásicos ferrita-martensita, o encruamento não é constante e muda continuamente com o aumento da deformação. A suposição desses modelos de que o encruamento é constante em toda a faixa de deformação uniforme os torna incapazes de descrever com precisão o comportamento de encruamento do aço DP800.

4 CONCLUSÕES

A partir da investigação do comportamento de endurecimento por encruamento do aço bifásico DP800 é possível concluir que:

- A lei de encruamento de Ludwik não é adequada para descrever o comportamento plástico do aço DP800.
- Para baixas deformações, como as desenvolvidas em ensaios de tração uniaxial, os modelos de Hollomon, Swift e Voce alcançam uma concordância excelente entre as curvas ajustadas e experimentais.
- Para níveis de deformação mais elevados, como os desenvolvidos em ensaios de compressão de discos empilhados, a variação da taxa de encruamento característica de aços bifásicos torna os modelos de Hollomon e Swift incapazes de descrever com precisão o comportamento de encruamento do aço DP800.
- A lei de endurecimento isotrópico de Voce mostrou precisão e robustez em todas as condições analisadas, sendo capaz de representar de maneira adequada as variações da taxa de encruamento do material. Este modelo fornece uma melhor aproximação aos resultados experimentais e devido à sua simplicidade e precisão aprimorada, deve ser útil para a modelagem numérica de operações de conformação de chapas do aço bifásico DP800.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES e FAPERGS pelo apoio financeiro (FAPERGS/CAPES 06/2018, processo: 19/2551-0000710-8); (CNPq/MCTI/FNDCT nº 18/2021, processo: 404196/2021-7); (Produtividade em Pesquisa CNPq – PQ1-4/2021; PDJ – 25/2021 150252/2022-6; GD – 2019); (processo CNPq: 309188/2021-0); (processo CNPq: 446930/2023-7); (processo CNPq: 408298/2023-5); (CAPES (PROEXIES-2020); e ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM).

REFERÊNCIAS

- [1] K. Yoshida and K. Miyauchi, in D. P. Koistinen and N. M. Wang (eds.), *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Plenum, New York, 1978, pp. 19-52.
- [2] TISZA M., Numerical modelling and simulation in sheet metal forming, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 151, Issues 1–3, 1 September 2004, Pages 58-62
- [3] Hosford, W. F., and Caddell, R. M., 1983, *Metal Forming-Mechanics and Metallurgy*, Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, NJ.
- [4] Barlat, F., Cazacu, O., Zyczowski, M., Banabic, D., and Yoon, J. W., 2004, _“Yield Surface Plasticity and Anisotropy,” *Continuum Scale Simulation of Engineering Materials—Fundamentals—Microstructures—Process Applications*, D. Raabe, F. Roters, F. Barlat, and L. Q. Chen, eds., Wiley-VCH Verlag GmbH Berlin, Germany, pp. 145–177.
- [5] Pawelski, O., Über das Stauchen von Holzzylindern und seine Eignung zur Bestimmung der Formänderungsfestigkeit dünner Bleche. *Archiv für Eisenhüttenwesen*, 38:437-442, 1967
- [6] Lee, D.; Backofen, W. A. An Experimental Determination of the Yield Locus for Titanium and Titanium-Alloy Sheet. *Trans. TMS-AIME* 1966, 236, 1077–1084.
- [7] Tozawa, Y. Plastic Deformation Behavior Under Conditions of Combined Stress. In *Mechanics of Sheet Metal Forming*; Koistinen, D. P., Wang, N.-M., Eds.; Plenum Press: New York, 1978; pp 81–110.
- [8] Alves L.M., Nielsen C.V., Martins P.A.F., Revisiting the Fundamentals and Capabilities of the Stack Compression Test, *Experimental Mechanics* 51(9):1565-1572, 2011.
- [9] Sener B., Esener E., Firat M., Modeling plastic anisotropy evolution of AISI 304 steel sheets by a polynomial yield function, *SN Applied Sciences*, 2021.

- [10] S. Hayami, T. Furukawa, H. Gondoh and H. Takechi, in A. T. Davenport (ed.), *Formable HSLA and Dual Phase Steels*, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1979, pp. 167-180.
- [11] M. S. Rashid, in A. T. Davenport (ed.), *Formable HSLA and Dual Phase Steels*, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1979, pp. 2-24.
- [12] G. R. Speich and R. L. Miller, in R. A. Kot and J. W. Morris (eds.), *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1979, pp. 146-182.
- [13] Sugimoto K. & Mukherjee M., *TRIP aided and complex phase steels*, Automotive Steels, Elsevier, 2017.
- [14] Lian J., Jiang Z., Liu J., *Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel*, *Materials Science and Engineering, A* 147, 1991.
- [15] R. Chales, A.S.M. Cardoso, J.M. Pardal, S.S.M. Tavares, M.M. Silva, D.A.P. Reis, *Modeling and Numerical Validation of Stress-Strain Curves of Maraging Steels, Grades 300 and 350 Under Hydrogen Embrittlement*, *Materials Research*, 2021.
- [16] M. G. Lee, C. Kim, E. J. Pavlina, F. Barlat, *Advances in Sheet Forming—Materials Modeling, Numerical Simulation, and Press Technologies*, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2011.
- [17] Jain M. Lloyd D.J., MacEwen S.R., *Hardening laws, surface roughness and biaxial tensile limit strains of sheet aluminium alloys*, *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 38, Issue 2, February 1996.
- [18] G. Sainath, B.K. Choudhary, J. Christopher, E. Isaac Samuel, M.D. Mathew, *Applicability of Voce equation for tensile flow and work hardening behaviour of P92 ferritic steel*, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Volumes 132–133, August–September 2015.
- [19] Vadayar KS, Mehta KK, Prasad L. *Constitutive flow stress model of maraging steels in cold flow formed and aged conditions*. 2019;14(4):1041.
- [20] Duc-Toan N, Tien-Long B, Dong-Won J, Seung-Han Y, YoungSuk K. *A modified Johnson-Cook model to predict stress-strain curves of boron steel sheets at elevated and cooling temperatures*. *High Temp. Mater. Process.* 2015;31(1):37.
- [21] SELLARS, C.M.; WHITEMAN, J.A. *Recrystallization and grain growth in hot rolling*. The Metals Society, 1979.
- [22] SOLTANPOUR, M.; YANAGIMOTO, J. *Material data for the kinetics of microstructure evolution of Cr-Mo-V steel in hot forming*. *J. Mater. Process. Technol.*, 417-426 (2012) 212.



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRGG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
 Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

TAILORED BLANKS: INOVAÇÕES PARA A MOBILIDADE SUSTENTÁVEL

Luana De Lucca de Costa ⁽¹⁾
 André Rosiak ⁽²⁾
 Matheus Riffel ⁽³⁾
 Lirio Schaeffer ⁽⁴⁾

RESUMO

Os *tailored blanks* desempenham um papel significativo na absorção de energia em caso de colisão, ajudando a proteger o motorista e os ocupantes dos veículos. O papel dos *tailored blanks* na segurança de veículos a combustão interna é bem conhecido, mas é ainda mais crucial para veículos elétricos a bateria e híbridos elétricos, pois esses veículos têm mais peso a gerenciar devido à presença de baterias pesadas. Este artigo apresenta exemplos de como a combinação da ciência dos materiais com processos de fabricação inovadores dos *tailored blanks* proporciona soluções sustentáveis na engenharia automotiva.

Palavras-chave: Tailored *blanks*, eficiência energética, sustentabilidade, engenharia automotiva.

ABSTRACT

Tailor blanks perform a significant role in energy absorption during collisions, helping to protect the driver and passengers. The role of tailor blanks in the safety of internal combustion engine vehicles is well known, but it is even more critical for battery electric vehicles and hybrid electric vehicles due to the additional weight from heavy batteries. This article presents examples of how the combination of materials science with innovative manufacturing processes of tailor blanks provides sustainable solutions in automotive engineering.

Keywords: Tailored blanks, Energy efficiency, Sustainability, Automotive engineering.

^{1,2,3} Membros do grupo de pesquisa em chapas metálicas do Centro Brasileiro de Conformação Mecânica na Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

⁴ Professor Titular na Universidade Federal do Rio Grande do Sul e coordenador do Centro Brasileiro de Conformação Mecânica na Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

HISTÓRIA E DESENVOLVIMENTO

Independentemente da motorização empregada em um veículo, a eficiência energética ao longo de sua vida útil é um aspecto fundamental. A redução de peso não só contribui para a diminuição das emissões de CO₂ em veículos com motores de combustão interna, como também promove o aumento da autonomia em veículos elétricos a bateria e híbridos elétricos, otimizando o desempenho e a sustentabilidade dessas tecnologias [1]. A Figura 1 ilustra a redução de peso, conhecida como “*lightweighting*”, juntamente com as mudanças nos requisitos de segurança para veículos mais compactos ao longo dos anos de lançamento.



Figura 1 – Redução de peso e mudanças nos requisitos de segurança.

A Figura 2 apresenta o desempenho em colisões de “*crash tests*” realizados pelo Euro NCAP, comparando o mesmo modelo de veículo com um intervalo de 20 anos entre seus lançamentos. Os testes iniciais revelaram deficiências significativas de segurança nos carros de passeio mais vendidos, o que resultou em uma revisão completa dos projetos automotivos, visando prevenir acidentes e salvar vidas [2].



Figura 2 - Resultados dos testes de colisão de dois automóveis de passeio, construídos com uma diferença de 20 anos, ressaltam os enormes avanços na segurança veicular desde 1997 [2].

Nas últimas décadas, a indústria siderúrgica desenvolveu diferentes combinações de ligas e processos para produzir microestruturas que fornecem alta resistência, permitindo a redução da espessura e do peso dos componentes. A impressionante combinação de alta resistência e ductilidade dos AHSS (Aços de Alta Resistência Avançada) foi projetada para ajudar a indústria automotiva a atender aos requisitos de design leve.

O projeto da União Europeia "Super Light Car" (SLC) foi iniciado no início de 2005 com o objetivo de reduzir o peso das carrocerias de veículos por meio da produção economicamente viável de estruturas multimateriais. Um dos principais objetivos do projeto foi reduzir o peso da carroceria na fase "body in white" (BIW) em pelo menos 30% [3]. A Figura 3 mostra a complexidade metalúrgica dos componentes de uma longarina, feita com ligas de diferentes finalidades, projetadas para absorção e desaceleração de impactos.



Figura 3 - Representação dos diferentes materiais que compõem a longarina de um veículo modelo T-Cross.

Além da construção leve, questões como a viabilidade econômica e a confiabilidade dos processos de fabricação para estruturas individuais, montagens e a carroceria foram examinadas. Hoje, a construção leve não pode mais ser alcançada apenas pelo uso de materiais. Princípios de construção adequados, tecnologias de fabricação e de união também devem ser considerados como pontos focais no design multimaterial. As abordagens de solução mostram tendências positivas em direção a conceitos de veículos mais leves, mas devem ser continuamente analisadas em relação aos requisitos de reciclagem. Esses aspectos foram estudados no projeto SLC por diversos parceiros do projeto, provenientes da indústria e de campos de pesquisa [3,4]. A Figura 4 mostra a redução de peso em função do consumo de combustível e da emissão de CO₂.



Figura 4 - Tendência atual da indústria automotiva: otimização de resistência ao impacto e peso dos componentes [3].

As propriedades mecânicas orientam a seleção dos tipos de aço para aplicações específicas. Os componentes são projetados de forma que, juntos, formem uma estrutura capaz de atender a todos os requisitos, principalmente os relacionados a casos de colisão, tanto os impostos pelos órgãos reguladores regionais quanto os definidos internamente pelas montadoras. Considera-se que as menores deformações em colisões devem ocorrer na chamada célula de sobrevivência, visando à proteção dos

passageiros [5]. Na Figura 5, é possível observar a relação entre a tensão de engenharia e a deformação relativa para diferentes partes de um veículo, de acordo com as resistências solicitadas.

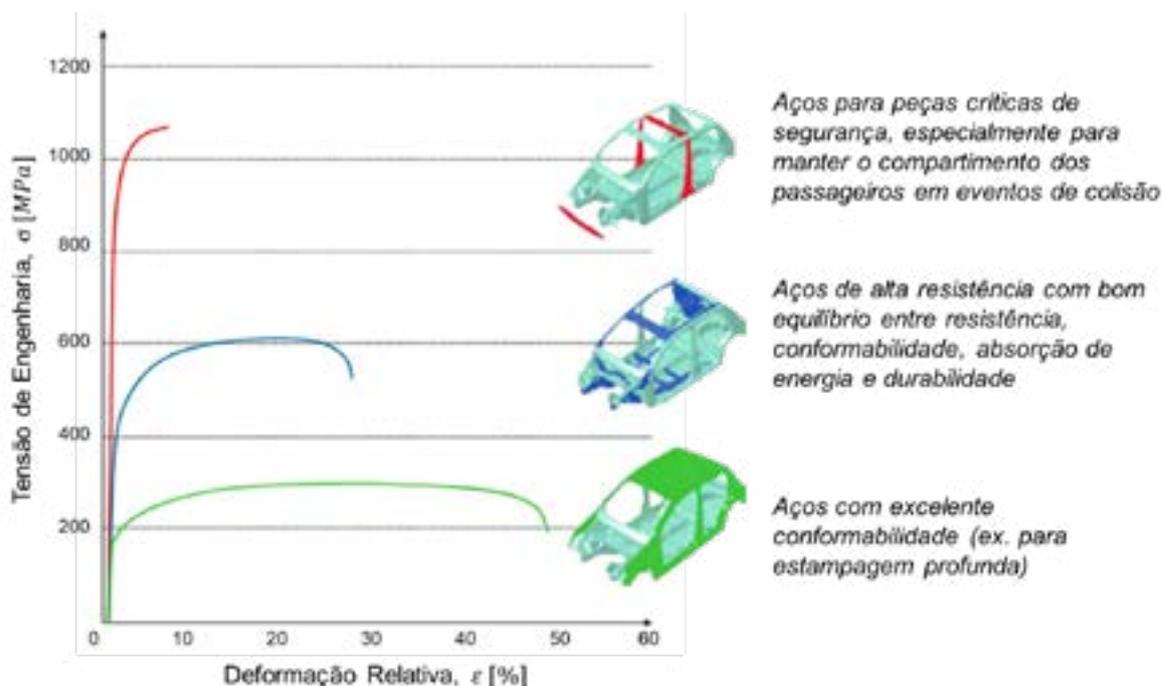


Figura 5 - Diferentes diagramas de engenharia e aplicações de aços automotivos.

A utilização média de aços de alta resistência (AHSS) em veículos leves produzidos na América do Norte quase quadruplicou em 10 anos, de 2006 a 2016, e espera-se um crescimento linear contínuo, podendo chegar a mais de 200 kg em 2025. Esse crescimento tem sido de aproximadamente 10% ao ano, superando as estimativas iniciais. Esse desenvolvimento também pode ser observado em fabricantes específicos de automóveis. Por exemplo, a evolução cronológica do modelo Opel Astra mostra que a filosofia de arquitetura da carroceria mudou gradualmente ao longo dos anos, com um claro impulso em direção ao uso de aços de alta resistência (Figura 6). Além da incorporação de aços de maior resistência, o número de diferentes tipos de aço utilizados na construção também aumentou. No caso do Opel Astra, entre quatro gerações de modelos (1998–2003–2009–2015), a quantidade de HSS e AHSS quase dobrou, claramente em detrimento dos aços mais macios.

O Audi A8 será composto por 40,5% de aço, uma mudança drástica em relação à carroceria totalmente de alumínio originalmente desenvolvida em 1994, e um aumento considerável em relação aos 8% de aço presentes no modelo de 2009. A transição para um veículo mais intensivo em aço ocorre em detrimento do alumínio, que passou de 100% da composição do veículo em 1994 para 92% em 2009 e agora para 58%, com a última mudança de design. Cerca de 17% da carroceria do Audi A8 já é composta por aço endurecido por prensagem (PHS) [6].

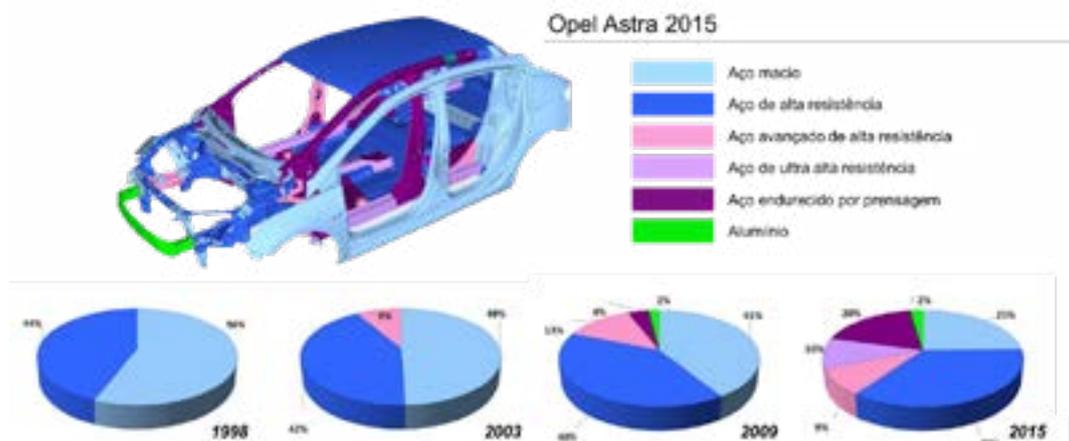


Figura 6 - Carroceria do modelo atual do Opel Astra e conceitos de materiais usados para peças automotivas [6].

AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

A utilização dos novos materiais desenvolvidos por pesquisadores em veículos exige o desenvolvimento paralelo de novos processos de fabricação que sejam robustos em termos de qualidade e capazes de produzir em escala global, na ordem de milhões de unidades por ano.

Conforme os aços de alta resistência foram sendo desenvolvidos e aprimorados, diversas nomenclaturas surgiram para designar e classificar esses materiais de acordo com diferentes critérios. Aproximadamente 30 tipos de aço são utilizados atualmente na indústria automotiva, podendo ser classificados de acordo com aspectos metalúrgicos, de resistência ou de conformabilidade.

Os aspectos metalúrgicos designam classes de aço com base em informações sobre composição, processamento ou microestrutura. Quando o aço é classificado de acordo com a conformabilidade, os parâmetros que diferenciam os materiais são o coeficiente de encruamento (n) e o alongamento total (A).

O principal método de classificação na indústria automotiva é pela resistência mecânica. Geralmente, os aços para a indústria automotiva podem ser classificados como aço macio, aço de alta resistência (*High strength steel* – HSS) e aço avançado de alta resistência (*Advanced high strength steel* – AHSS). Os termos HSS e AHSS também são usados para designar todos os aços de alta resistência. Os AHSS são, às vezes, chamados de aços de ultra alta resistência (*Ultra high strength steel* – UHSS) ou aços de extra alta resistência (*Eextra high strength steel* – EHSS) para resistências à tração superiores a 780 MPa e 1000 MPa, respectivamente [7]. AHSS com resistência à tração superior a 1000 MPa também são chamados de aços GigaPascal [8]. A nomenclatura comumente aceita está apresentada na Tabela 1.

Tabela - 1 Classificação dos tipos de aço de acordo com a resistência [7,8].

Nomenclatura	Limite de escoamento, $R_{p0,2}$ [MPa]	Limite de resistência, R_m [MPa]
Aço macio	<210	-
Aço de alta resistência (HSS)	210 - 550	-
Aço avançado de alta resistência (AHSS).	>550	-
Aços de ultra alta resistência (UHSS)	>550	>780
Aços de extra alta resistência (EHSS)	>550	>1000
Aço GigaPascal	>550	>1000

Os aços de interesse atual envolvem combinações inovadoras de ligas e processos para produzir microestruturas únicas, sendo conhecidos por diversos identificadores, como aços de *dupla fase* (DP), aços com plasticidade induzida por transformação (TRIP), aços de alta resistência e baixa liga (HSLA), aços de fase complexa (CP), aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) e aços martensíticos (MS). As propriedades desses aços multifásicos derivam de combinações apropriadas de mecanismos de fortalecimento, cujos fundamentos foram amplamente desenvolvidos na literatura sobre aços. O limite de resistência em função do alongamento desses aços pode ser observado na Figura 7.

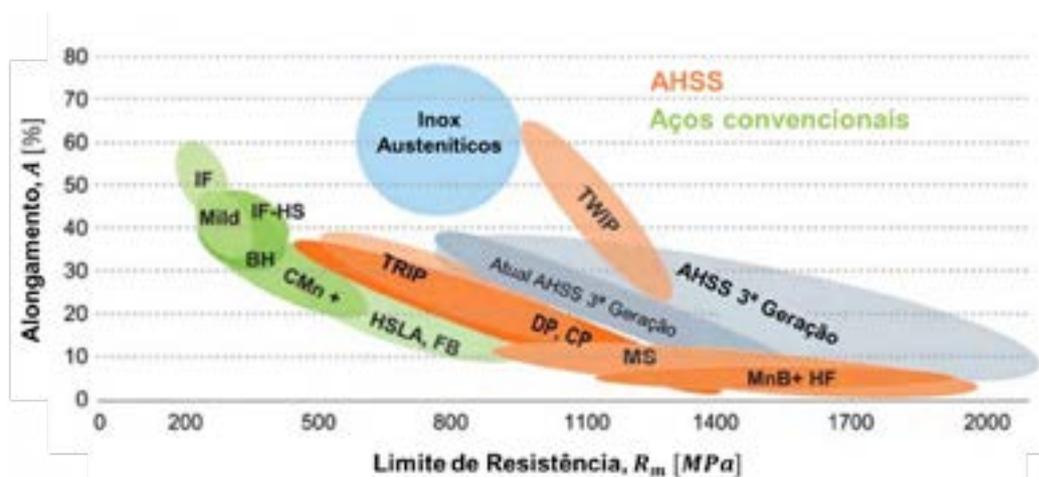


Figura 7 - Diagrama de propriedades disponíveis nas classes de AHSS atuais [7].

Como mencionado, os aços avançados de alta resistência são formados pela combinação de pelo menos dois componentes microestruturais diferentes, em arranjos e proporções cuidadosamente projetados. Algumas das microestruturas básicas desses aços podem ser observadas de forma esquemática na Figura 8, enquanto a Figura 9 apresenta as aplicações recomendadas desses aços em um veículo leve.

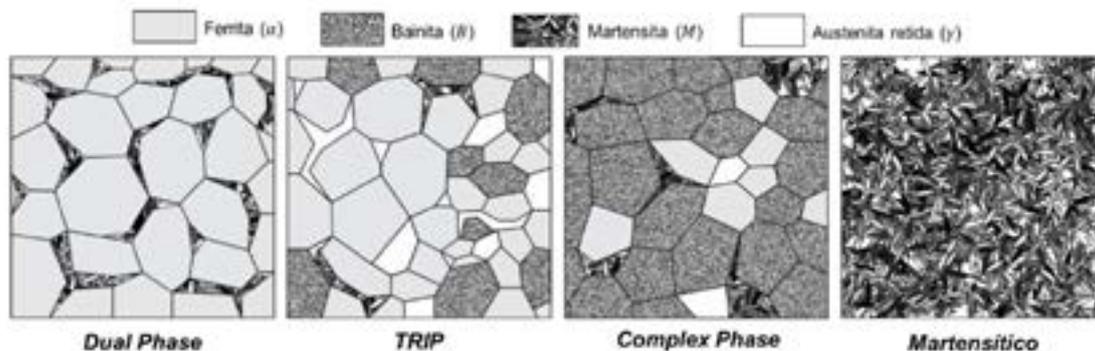


Figura 8 – Desenho esquemático da microestrutura dos aços DP, TRIP, CP e MS.

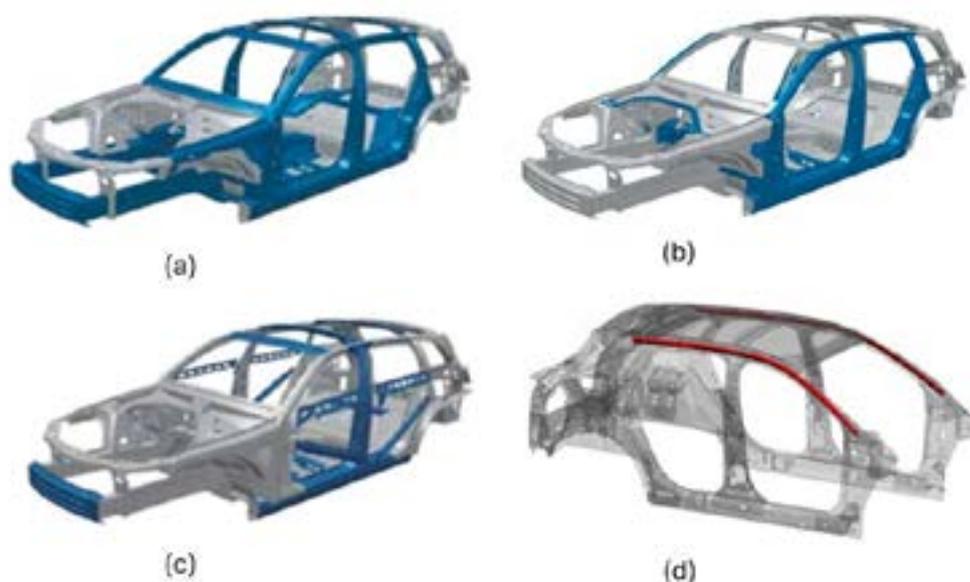


Figura 9 - Aplicação de aços na estrutura dos veículos (a) DP, (b) TRIP, (c) CP e (d) MS [13].

AÇOS ENDURECIDOS POR PRENSAGEM (PHS – PRESS HARDENED STEELS)

O aço endurecido por prensagem tem vários nomes que indicam seu uso, incluindo estampagem a quente, conformação por prensagem a quente (HPF) e conformação a quente (HF). O PHS também é nomeado com base em sua composição química, como boro estampado a quente, boro-manganês-carbono e boro 22MnB5.

As propriedades mecânicas finais dos aços PHS são definidas pela estampadora, não pela usina siderúrgica. Os aços estampados a quente, "conforme fornecidos" pelas usinas siderúrgicas, possuem uma microestrutura ferrítica-perlítica e, quando aquecidos acima de 900°C pelo fabricante, convertem-se em uma microestrutura austenítica. Durante a têmpera, a taxa de resfriamento determina a quantidade de martensita formada. Quando ocorre a formação total de martensita, o material é considerado "totalmente endurecido" (FH, ou *Full Hard*) [10], como mostrado na Figura 10.

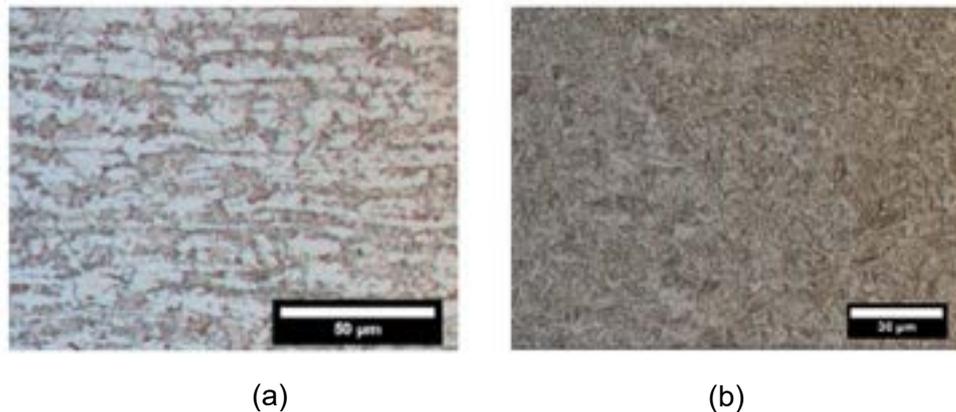


Figura 10 - (a) Microestrutura do aço 22MnB5 na condição laminada e (b) após a estampagem a quente.

As resistências muito altas dos aços PHS permitem designs com paredes finas ("redução da espessura", ou "*downgauging*"), proporcionando uma leveza significativa aos componentes automotivos sujeitos a colisões. O endurecimento por prensagem também permite que o aço UHSS seja conformado em formatos complexos, maximizando o potencial para a redução de peso dos veículos por meio das mais altas resistências: limite de escoamento de até 1380 MPa e resistência à tração de 2040 MPa. Além disso, oferece excelente precisão no formato final, com pouca ou nenhuma recuperação elástica.

Uma única peça de PHS pode desempenhar diferentes funções de resistência (por exemplo, transferência e absorção de energia) por meio de processos como aquecimento parcial (*tailored blanks*), *blanks* soldados sob medida (*tailored welded blanks* - TWBs) e *blanks* laminados sob medida (*tailored rolled blanks* - TRB).

Elementos que aumentam a temperabilidade desses aços deslocam as curvas C para a direita, favorecendo a formação de martensita. Boro (B), manganês (Mn) e cromo (Cr) são adicionados com esse objetivo. A adição de boro (entre 0,002% e 0,005%) é fundamental para obter uma microestrutura totalmente martensítica em um processo típico de estampagem a quente. O manganês (Mn) também permite a redução da temperatura de austenitização, o que é importante, pois economiza energia e reduz as emissões de carbono durante o aquecimento da chapa. O teor de carbono é mantido em níveis baixos para não prejudicar a soldabilidade.

O grau PHS mais comum é o PHS1500 (CR 1500). Na Europa, esse aço é comumente chamado de 22MnB5. Conforme fornecido, possui uma microestrutura ferrítico-perlítica e um limite de escoamento entre 300 e 600 MPa, dependendo do trabalho a frio. Nessa condição, a resistência à tração varia entre 450 e 750 MPa, e o alongamento total deve ser superior a 12%. Após a estampagem a quente, o aço atinge um limite de escoamento mínimo de 950 MPa e uma resistência à tração que normalmente varia entre 1300 e 1650 MPa [11].

O uso automotivo dos aços ao boro começou em 1984, com vigas de portas. Até 2001, o uso automotivo de componentes estampados a quente era limitado a vigas de portas e para-choques feitos de 22MnB5 não revestido. A grande limitação para sua aplicação era a oxidação associada ao aquecimento das chapas, sendo fundamental remover a oxidação de cada peça, por meio de jateamento, antes da pintura ou soldagem dos componentes. Essa operação de jateamento gerava custos proibitivos em termos de competitividade em relação ao processo convencional de estampagem a frio.

Com os avanços nos revestimentos protetivos, capazes de suportar resfriamentos bruscos sem se desprender das chapas, a aplicação dos aços PHS cresceu

substancialmente nas últimas décadas. O aço ao boro Usibor®, produzido pela ArcelorMittal, alcançou uma produção de mais de 2,5 milhões de toneladas até o final de 2018, volumes que devem continuar a aumentar no futuro [12]. A Figura 11 mostra exemplos de aplicações dos aços ao boro. As aplicações incluem peças de segurança, como sistemas de para-choques, vigas de impacto de portas e colunas A e B, reforços de soleira, travessas, incluindo tetos e painéis, e reforços da coluna do para-brisa.



Figura 11 - Exemplos de aplicações dos aços ao boro [13].

TAILORED BLANKS

O termo "*tailored blanks*" referia-se originalmente a *blanks* fabricados a partir de chapas de espessura semelhante, unidas por um processo de soldagem. À medida que a tecnologia evoluiu, pequenos *blanks* começaram a ser soldados ou fixados sobre uma chapa principal para obter reforços locais. Além disso, foi desenvolvido um método para fabricar chapas com uma transição contínua de espessura por meio de um processo de laminação. Paralelamente a esses três princípios, surgiu a ideia de ajustar as propriedades do material por meio de um tratamento térmico localizado.

O conceito de *tailored blanks* se divide em quatro subgrupos: *blanks* soldados sob medida (*tailor welded blanks*), *blanks* com *patchwork* ou reforçados (*patchwork blanks*), *blanks* laminados sob medida (*tailor rolled blanks*) e *blanks* tratados termicamente sob medida (*tailor heat treated blanks*). *Blanks* soldados e laminados sob medida contribuem para o design leve, pois eliminam a necessidade de *blanks* de reforço e reduzem o uso de muitos elementos de junção, como mostrado na Figura 12.

O uso de tratamento térmico localizado melhora o comportamento de conformação, permitindo sua utilização na construção da carroceria (*tailor heat treated blanks*). Além da redução de peso, o uso de *tailored blanks* também melhora o desempenho em colisões. No entanto, a aplicação de *tailored blanks* não se limita ao setor automotivo, podendo ser encontrada em outros campos técnicos [14].

Tailor welded blanks (TWBs), conforme mostrado nas Figuras 13 e 14, são peças semiacabadas que consistem em pelo menos duas chapas individuais soldadas juntas antes do processo de conformação. Essas chapas podem ter diferentes espessuras, materiais ou revestimentos, permitindo a personalização das propriedades mecânicas da peça final. Esse processo de união é geralmente realizado por soldagem a laser, criando uma transição suave entre as áreas de diferentes materiais, o que é crucial para otimizar o uso de material em termos de resistência e peso. O laser é o tipo de soldagem mais comum devido à precisão que oferece e à redução de peso, já que não há necessidade de sobreposição de materiais. Tanto lasers de CO₂ quanto lasers Nd podem ser usados no processo de soldagem [15]. A solda antes do processo de conformação reduz o número de ferramentas necessárias, aumentando a precisão e diminuindo os custos de produção.

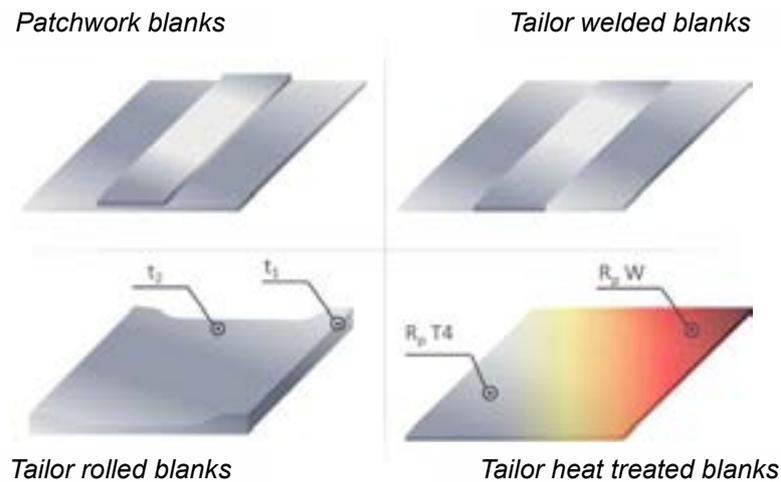


Figura 12 – Classificação dos *Tailored blanks* [14].

O uso de *blanks* soldados sob medida permite adaptar as condições de carga localmente, além de atender a outros requisitos específicos da peça. O uso de uma linha de solda contínua, em vez de pontos de solda, resulta em maior rigidez estrutural e melhor desempenho em colisões. Outras vantagens da união antes da conformação incluem a redução do número de ferramentas de conformação necessárias, maior precisão no processo de conformação e melhor aproveitamento do material, o que contribui para a redução dos custos de produção. A principal vantagem das peças feitas de *blanks* soldados sob medida é a redução de peso em comparação com produtos convencionais.

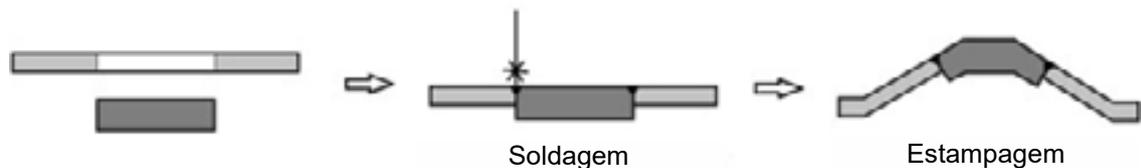


Figura 13 – Princípio do *tailor welded blanks* [16].

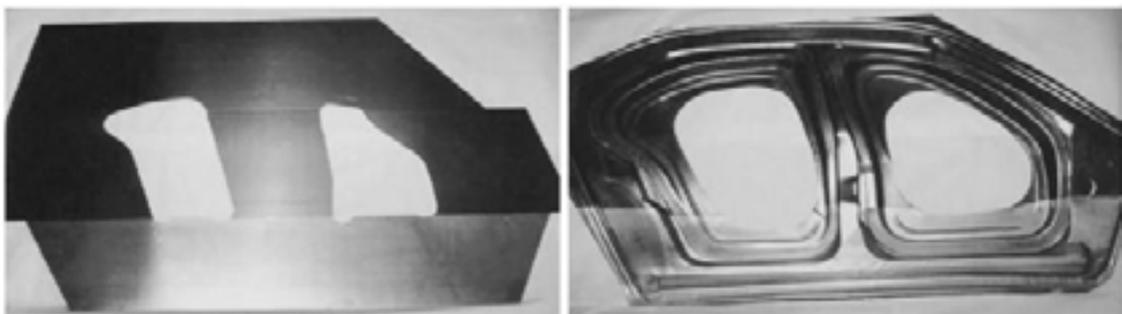


Figura 14 – *Blank* inicial soldado e peça final pós-estampagem [17].

A ideia central dos *patchwork blanks* é reforçar parcialmente uma chapa principal com um ou mais *blanks* (*patch*) (Figura 16). Na maioria dos casos, o *blank* de reforço é menor que a chapa principal. A diferença em relação aos métodos convencionais de reforço utilizados na indústria automotiva é que o *blank* e o reforço são unidos antes do processo de conformação. Portanto, apenas uma ferramenta de conformação é necessária, o que reduz os custos de produção. Os *blanks* são conectados por meio de uma junta sobreposta [18]. Outra vantagem dos *patchwork blanks*, em contraste com o reforço convencional, é a maior precisão de ajuste entre as duas

chapas, como resultado da junta. Além disso, até mesmo áreas muito pequenas do *blank* podem ser reforçadas.

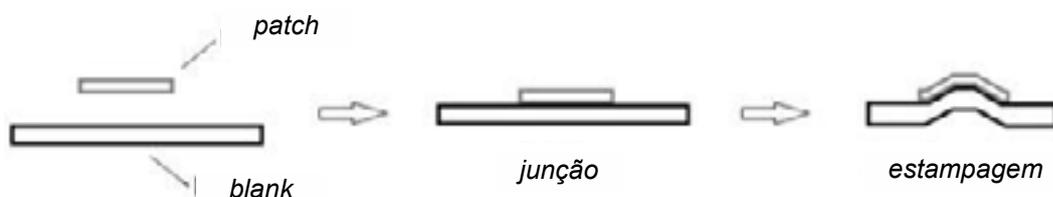


Figura 16 – Princípio do *tailor patchwork blanks* [16].

Para a união dos diferentes *blanks* de chapa metálica, são utilizadas tecnologias como solda ponto, soldagem a laser ou colagem, sendo possível também combinar esses métodos. Nos *patchwork blanks* soldados, não há conexão superficial entre os *blanks*, o que pode levar a um comportamento de fluxo não homogêneo. A realização de apenas uma conexão pontual também pode resultar em corrosão por fresta na superfície. Em contraste, com uma conexão colada, o espaço entre o *blank* e o *patch* é selado pela adesão, resultando em alta resistência à corrosão [19]. Além disso, o efeito de amortecimento de ruído e vibração entre o *blank*, combinado com a possibilidade de unir diferentes materiais sem influenciar as propriedades mecânicas ou materiais, é um benefício positivo da tecnologia de colagem. No entanto, a colagem adesiva requer preparação da superfície, enquanto os processos de soldagem (solda a laser ou soldagem por resistência), altamente flexíveis, automatizáveis e que proporcionam alta resistência da junta, são geralmente preferidos para a fabricação de *patchwork blanks* [20]. *Patchwork blanks* soldados por resistência já são utilizados na indústria, conforme mostrado na Figura 17 [21].

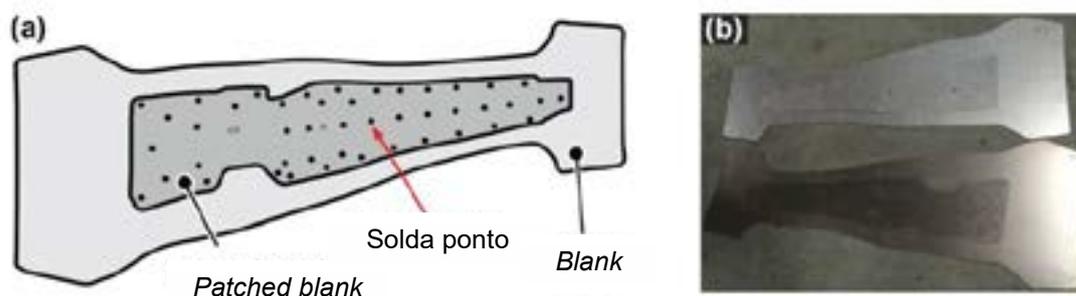


Figura 17 - *Blanks* em *patchwork*. (a) O arranjo dos pontos de solda (b) Amostras experimentais.

Outra possibilidade para fabricar chapas com uma distribuição específica de espessura é através de um processo de laminação. Os *blanks* laminados, denominados *Tailor Rolled Blanks*, possuem espessura ajustada com uma transição contínua entre as regiões mais espessas e mais finas (Figura 18). Dessa forma, não são gerados picos de tensão devido a transições abruptas de espessura, resultando em uma boa conformabilidade. Nos *blanks* laminados de espessura ajustada, qualquer transição de espessura é possível, permitindo uma adaptação exata à carga da aplicação. Os custos de produção são independentes do número de transições de espessura, mas o processo de laminação flexível em si é bastante complexo, pois o espaço entre os rolos é ajustado em tempo real. Devido ao processo de laminação, as chapas apresentam propriedades de material localmente diferentes, causadas pelo encruamento diferencial, o que, por exemplo, resulta em um retorno elástico não homogêneo no material.

Variações de espessura na direção longitudinal podem ser obtidas por meio de um processo de laminação flexível. Durante a laminação da chapa, o espaço entre os rolos é ajustado para produzir a distribuição de espessura desejada. Esse ajuste é feito em

tempo real, medindo-se a espessura da chapa após o processo de laminação. Após a laminação, é possível realizar o processamento adicional das chapas laminadas de espessura ajustada; uma cadeia de processos de exemplo incluiria: laminação flexível – tratamento térmico – revestimento – endireitamento e corte – estampagem. O tratamento térmico dessas chapas leva a diferentes propriedades do material em regiões com espessura variável.

Kopp et al. (2005) [22] testaram o comportamento de conformação de *blanks* laminados de espessura ajustada feitos de aço DC04 por meio de testes de estampagem profunda. Eles descobriram que regiões de transição mais longas resultaram em menos enrugamento. Além disso, uma ferramenta especial foi desenvolvida com um suporte de *blank* adaptável, composto por uma estrutura de múltiplas camadas para compensar as diferenças de altura no *blank* laminado de espessura ajustada. Como resultado desses testes de estampagem com o suporte de *blank* adaptado, eles concluíram que o comprimento, a orientação e a posição da transição não têm um efeito negativo na taxa limite de estampagem.

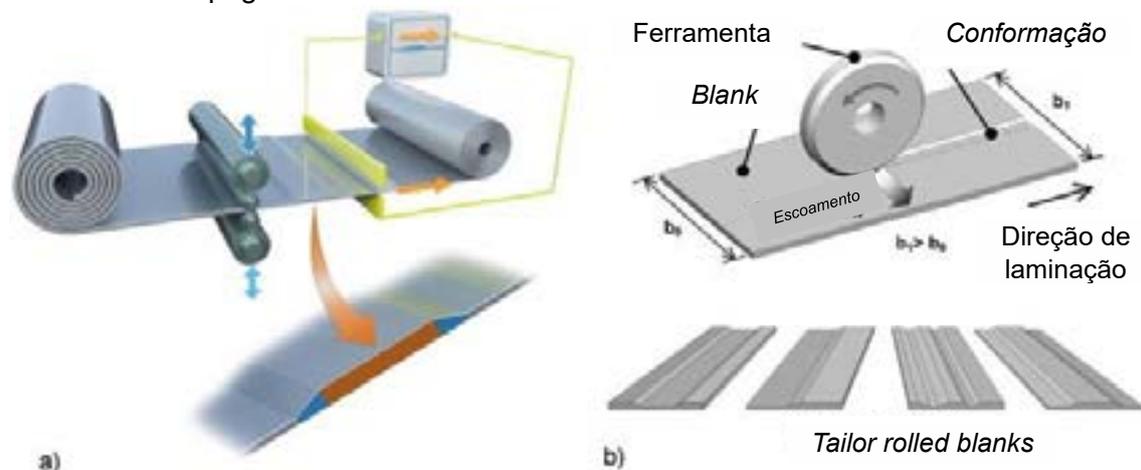


Figura 18 - (a) Processo de laminação flexível para variação de espessura longitudinal [22]. (b) Processo de laminação de perfil de tira para variação de espessura latitudinal [23].

Desde 2001, os *blanks* laminados de espessura ajustada têm sido utilizados como produtos semiacabados para peças na indústria automotiva, conforme mostrado na Figura 19 [24]. Exemplos incluem as longarinas longitudinais e transversais do assento no modelo conversível BMW série 6, bem como peças do modelo S-class da Mercedes-Benz [25]. Tiras laminadas de espessura ajustada também são usadas na fabricação de perfis para o setor de sistemas fotovoltaicos e de energia solar concentrada [26].

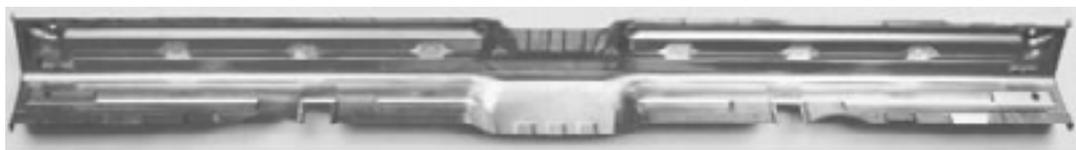


Figura 19 - Componente estrutural para a indústria automotiva feito de *blanks* laminados de espessura ajustada [24].

Blanks soldados, *blanks* laminados e *blanks* em *patchwork* são principalmente produzidos para melhorar as propriedades das peças em sua aplicação final. Em muitos casos, o processo de conformação de *blanks* ajustados é ainda mais desafiador em comparação aos *blanks* convencionais, devido às variações de espessura ou distribuições de resistência [27]. Em contraste, o objetivo dos *Tailor Heat Treat Blanks*

(THTB) é melhorar a conformabilidade dos produtos (Figura 20), o que é especialmente importante para materiais leves, como aços de alta resistência ou ligas de alumínio. Por exemplo, o limite convencional de estampagem profunda para AA1050 pode ser aumentado de $\beta_{max} = 2,0$ para $\beta_{max} = 2,5$. A aplicação dessa tecnologia exige a escolha adequada de um layout de tratamento térmico, além de um controle rigoroso da zona afetada pelo calor.

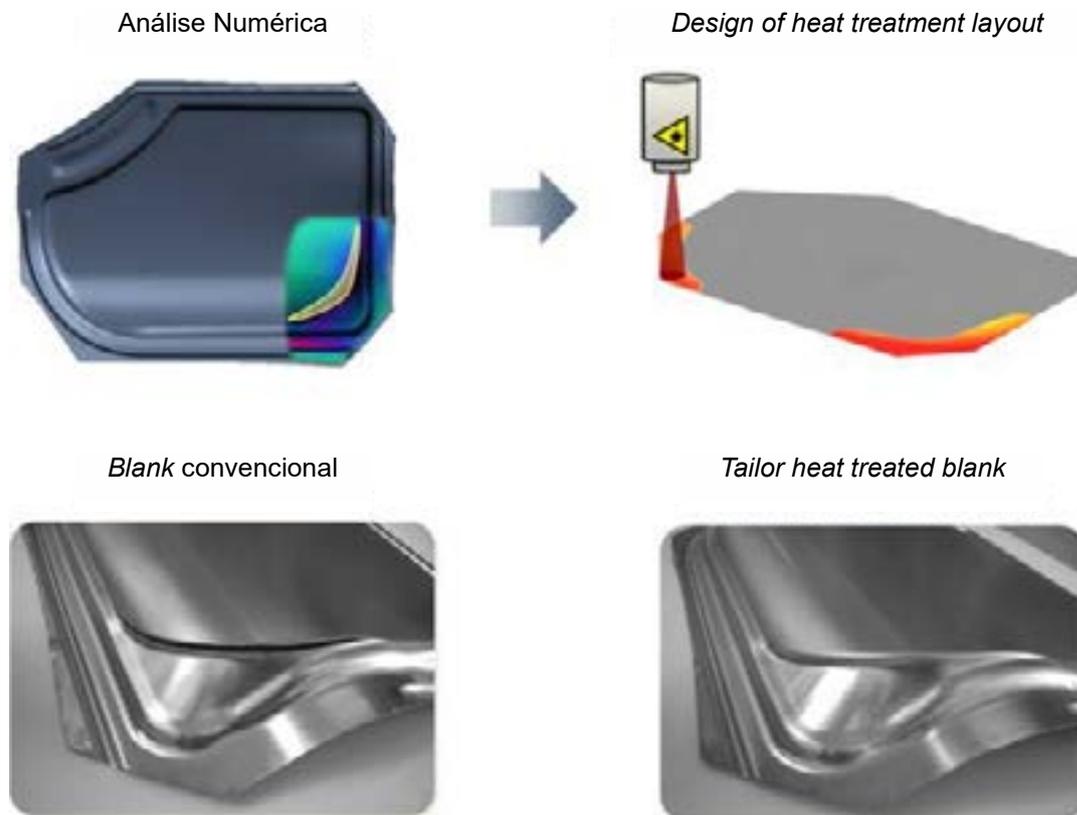


Figura 20 - Tailor Heat Treat Blanks (THTB) [14].

A tecnologia THTB é, na verdade, uma tecnologia relativamente antiga. As primeiras conexões fundamentais e características relevantes foram descritas já em 1953 por Siebel e Beisswänger (1953) [28]. O resultado de suas atividades de pesquisa foi a descoberta de que é possível aumentar significativamente o limite de estampagem profunda de diferentes materiais por meio do ajuste local das propriedades mecânicas. Todos os materiais foram inicialmente endurecidos por meio de um processo de laminação e, posteriormente, utilizaram os efeitos de recristalização e recuperação para amolecer partes dos *blanks*. As temperaturas de tratamento térmico dependem dos materiais (DC01, CuZn37, AA1070, X5CrNi18-10) e foram aplicadas com o uso de um maçarico de solda. Como se constatou, esse procedimento apresentou várias desvantagens em relação à dissipação controlada de calor e à robustez de todo o processo. Em seu trabalho, eles também desenvolveram uma abordagem analítica para prever as forças durante o processo de estampagem profunda.

A tecnologia THTB permite uma melhoria significativa na conformabilidade. Os materiais mais utilizados são ligas de alumínio endurecíveis por precipitação e aços de alta resistência. Todo o processo pode ser simulado. O principal desafio na aplicação é o tratamento térmico, que deve ter sua estabilidade e robustez garantidas, além de considerar a zona afetada pelo calor. Um *layout* adequado de tratamento térmico, assim como a tecnologia de aquecimento apropriada, devem ser escolhidos. Além disso, é

possível que o tratamento térmico de curto prazo cause comprometimento nas propriedades finais do produto.

CONCLUSÕES

- Os *tailor welded blanks* permitem adaptar as peças localmente a diferentes requisitos de material, espessura e qualidade de superfície, além de exigirem menos ferramentas de conformação e melhorarem o desempenho em colisões devido ao uso de linhas de solda contínuas. No entanto, demandam maior esforço na preparação das bordas para soldagem e a linha de solda reduz a conformabilidade, gerando concentração de tensão quando há junção de *blanks* de diferentes espessuras.
- Os *patchwork blanks* oferecem maior flexibilidade na forma e na posição dos reforços e exigem menos preparação de bordas, mas apresentam mudanças abruptas de espessura.
- Os *tailor rolled blanks* possuem boa conformabilidade devido à transição contínua de espessura, alta flexibilidade no número e na posição das transições e melhor qualidade de superfície, sem linhas de solda. Contudo, o processo de laminação gera tensões internas variáveis.
- Os *tailor heat treated blanks* melhoram a conformabilidade, permitindo flexibilidade na forma e na posição das áreas tratadas termicamente, mas apresentam áreas de transição de calor que precisam ser consideradas no design do processo.

REFERÊNCIAS

- [1] S. Rosenthal, F. Maaß, M. Kamaliev, et al. Lightweight in Automotive Components by Forming Technology. *Automot. Innov.* 3, 195–209 (2020). <https://doi.org/10.1007/s42154-020-00103-3>
- [2] Euro NCAP Marks 20th Anniversary of Life-Saving Crash Tests. *The News Market*, 2017. Disponível em: <https://www.thenewsmarket.com/news/euro-ncap-marks-20th-anniversary-of-life-saving-crash-tests>. Acesso em: 17 set. 2024.
- [3] M. Goede, M. Stehlin, L. Rafflenbeul, et al. Super Light Car—lightweight construction thanks to a multi-material design and function integration. *Eur. Transp. Res. Rev.* 1, 5–10 (2009). <https://doi.org/10.1007/s12544-008-0001-2>
- [4] W. Zhang, J. Xu, Advanced lightweight materials for Automobiles: A review, *Materials & Design*, Volume 221(2022). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110994>
- [5] Corus Automotive. Pocket book of steel: Your reference guide to steel in the automotive industry (2009).
- [6] M. Küpper, W. Lieven and U. Salle. The All-New Opel Astra, Presented at EuroCarBody 2015, October 20-22, Bad Nauheim, Germany (2015).
- [7] Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions, WorldAutoSteel (2014).
- [8] ULSAB Ultra Light Steel Auto Body – Phase 2 Findings, Version 1.02, WorldAutoSteel (1998).
- [9] RA-K Product information for retained austenite, Thyssenkrupp (2016).
- [10] H. Jarvinen, M. Isakov, T. Nyssonen, M. Jarvenpaa, P. Peura, The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels, *Materials Science and Engineering: A Volume 676* (2016).
- [11] Press Hardened Steels, WorldAutoSteel. Disponível em: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/phs-grades/>. Acesso em: 17 set. 2024.
- [12] Usibor® celebrates its 20th anniversary. Disponível em: https://automotive.arcelormittal.com/news_and_stories/cases/2019Usibor20years. Acesso em: 17 set. 2024.

- [13] C.P. Couto, R.I. Revilla, R. Politano, I. Costa, Z. Panossian, I. De Graeve, J.L. Rossi, H. Terry, Influence of Austenitisation Temperatures during Hot Stamping on the Local Electrochemical Behaviour of 22MnB5 Steel Coated with Hot-Dip Al-Si. *Corros. Sci* 190, 109673 (2021).
- [14] M. Merklein, M. Johannes, M. Lechner, A. Kuppert. A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 214, Issue 2, Pages 151-164 (2014).
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.08.015>.
- [15] A. A. Zadpoor, J. Sinke, R. Mechanics of tailor welded blanks: An overview. *Key Engineering Materials* Volume 344, Pages 373 – 382 (2007).
<https://doi.org/10.4028/0-87849-437-5.373>
- [16] L.M. Smith, F. Pourboghrat, J.-W. Yoon, T.B. Stoughton (Eds.), *Proceedings of the 6th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes*, Detroit, MI, pp. 526-531, USA (2005).
- [17] B. Rooks. Tailor-welded blanks bring multiple benefits to car design *Assembly Automation*, 21, pp. 323-328 (2001).
- [18] P.M.G.P. Moreira, L.F.M. da Silva, P.M.S.T. de Castro. *Structural Connections for Lightweight Metallic Structures*. Springer, Berlin (2012).
- [19] P.-D. Petitjean, J.-C. Lescart, J.-Y. Sener, S. Delfanne. Patchworks: from design to manufacture. *Revue de Métallurgie* 98, 911–926 (2001).
- [20] K. Lamprecht, M. Geiger. Experimental and numerical investigation of the formability of laser welded patchwork blanks. *Advanced Materials Research* 6–8, 689–696 (2005).
- [21] C. Lei, Z., Xing, W. Xu, et al. Hot stamping of patchwork blanks: modelling and experimental investigation. *Int J Adv Manuf Technol* 92, 2609–2617 (2017).
<https://doi.org/10.1007/s00170-017-0351-9>
- [22] R. Wiedner, C. Meyer, A. Flexibly rolled sheet metal and its use in sheet metal forming. *Advanced Materials Research* 6–8, 81–92 (2005).
- [23] G. Hirt, D.H. Dávalos-Julca. Tailored profiles made of tailor rolled strips by roll forming – part 1 of 2. *Steel Research International* 83, 100–105 (2015).
- [24] Muhr und Bender KG, 2013. <http://www.mubea.com> (25/29/2024).
- [25] K. Lamprecht, 2007. *Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge*. Universität Erlangen-Nürnberg, pp. 22–29 (Dissertation).
- [26] Welser Profile Austria GmbH. Disponível em: <http://www.nachhaltigwirtschaften.at/hdz/pdf/events/20111021>. Acesso em: 25 set. 2024.
- [27] M. Geiger, M. Merklein. Sheet metal forming – a new kind of forge for the future. *Key Engineering Materials* 344, 9–20 (2007).
- [28] E. Siebel, H. Beisswänger. Ziehversuche mit hartgewalzten und partiell geglühten Rondenzur Erhöhung des Ziehverhältnisses. *Mitteilungen für die Mitglieder der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung*, Düsseldorf, Germany, pp. 89–93 (1953).

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

Análise Tribológica do Aço-Cromo ASTM 52100 na Presença de Blendas Diesel-Etanol por Meio de Ensaio de Fricção Cíclica de Alta Frequência

Tribology Analysis of the ASTM 52100 Chromium Steel in the Presence of Diesel-Ethanol Blends by High Frequency Reciprocating Tests

Juliano Rodrigues da Silva e Carlos Alexandre dos Santos (PUCRS)

As Alternativas da Energia Solar com as Mudanças Climáticas no Rio Grande do Sul

The alternatives of solar energy in Rio Grande do Sul considering climate change

Ademir Santos de Borba (Grupo EAB - New Energy / UERGS); Uwe Wuensche (University of Jena, Germany) e Klaus D. Lietzmann (University of Freiberg, Germany)

Revisão sobre o Uso do Bioetanol e Tecnologias do Hidrogênio.

Review on the Use of Bioethanol and Hydrogen Technologies

Jorge Pimentel de Moraes (GEAG CNPq), Lucas Melo Machado e Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Protótipo didático de um quadriciclo elétrico a hidrogênio

Teaching prototype of a hydrogen electric ATV

João Ernesto Siqueira Lucena, Jorge Pimentel de Moraes (GEAG CNPq), Eduardo Duarte Cabral (PUCRS), Lucas Melo Machado (GEAG CNPq), Marçal Rodrigues Pires (PUCRS) e Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Implementação de um Protótipo Didático de Ciclomotor Elétrico.

Implementation of na Electric Moped Prototype

Eduardo Duarte Cabral, Jorge Pimentel de Moraes (GEAG – CNPq); Mariana Carvalho Koenig (PUCRS), Lucas Melo Machado (GEAG CNPq), Marçal Rodrigues Pires (PUCRS) e Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Potencialização da Segunda Vida de Baterias Via Arquitetura Powertrain de Veículo Elétrico Dedicado.

Enhancement of the Second Life of Batteries through Architecture Dedicated Electric Vehicle Powertrain

Eduardo Panazzolo Costa, Pedro Martins dos Santos, Jorge Pimentel de Moraes, Lucas Melo Machado (GEAG CNPq); Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Júlio Cesar Marques de Lima, Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Análise Comparativa do percentual da capacidade de baterias de íons de lítio em ambientes frigoríficos: entre células NMC, LiFePO₄ e LTO

Comparative Analysis of the Capacity Percentage of Lithium-Ion Batteries in Refrigerated Environments: Among NMC, LiFePO₄, and LTO Cells

Lucas Melo Machado (GEAG CNPq), Marçal Pires (PUCRS), Vicente Canalli (ECPCVC)

Influência da dopagem por nióbio no desempenho de eletrodos a base de ferro em baterias secundárias

Influence of niobium doping on the performance of iron-based electrodes in secondary batteries

Willian Delfim da Silva, Clayton André Oliveira da Motta e Lirio Schaeffer (CBCM UFRGS)

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

Effect of Maximum Theoretical Equalization Charge with low constant Current Intensity on the Lifetime of Flooded Stationary Lead-Acid Batteries for Applications in Residential Photovoltaic Systems

Lúcio Albino Amaro da Silva e Lírio Schaeffer (UFRGS)

Compromisso Seguro na Segunda Vida de Baterias Veiculares.

Safe Commitment in the Second Life of Vehicle Batteries

Pedro Martins dos Santos, Eduardo Panazzolo Costa, Jorge Pimentel de Moraes, Lucas Melo Machado (GEAG CNPq), Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Preparação e uso de agente beta nucleante visando melhoras as propriedades térmicas e mecânicas de Polipropileno.

Preparation and use of beta nucleating agent to improve the thermal and mechanical properties of polypropylene

Maria Eduarda Pereira Henriques, Roger F. Baldissera, Marçal Pires, Rosane Ligabue (PUCRS)

Sistema GPS Incorporado ao Teste de Chassi de Quadriciclo Didático

GPS System Incorporated Into the teaching Quadricycle Chassis Test

Jorge Pimentel de Moraes, Rodrigo Alberti Piccini e Eloy Vicente de La Barra Velasquez (GEAG CNPq), Lucas Melo Machado, Marçal Rodrigues Pires e Júlio Cesar Marques de Lima (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Projeto Assistido e Impressão 3D de Máquina Síncrona de Baixa Potência.

Assisted Design and 3D Printing of Low Power Synchronous Machine

Eduardo Duarte Cabral, Henrique Gabriel Cabral, Jorge Pimentel de Moraes (GEAG – CNPq); Lucas Melo Machado, Mariana Carvalho Koenig, Maurício de Moura Martins, Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Vicente Mariano Canalli (ECPCVC)

Consolidação do Espaço de Ciência, Pesquisa e Cultura V. Canali

Consolidation of the Science, Research and Culture Space V. Canali

Vicente Mariano Canalli (ECPC-VC), Jorge Pimentel de Moraes (Grupo de Energia e Aplicação de Gases do CNPq), Lucas Melo Machado e Marçal Rodrigues Pires (PUCRS), Maria do Carmo Blaskovski Vieira (Grupo de Energia e Aplicação de Gases do CNPq)

TRABALHOS EM PÔSTER**Desenvolvimento de ferramenta computacional para avaliação da viabilidade econômica de sistemas fotovoltaicos**

Development of a Tool to Analyze the Economic Viability of Photovoltaic systems

Antônio Wagner Tontini Paris, Andre Abelardo Tavares, Franciele Peruchi Ronchi, Breno Elias Bretas de Carvalho (UNISATC)

PUCRS

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE
MATERIAIS

JULIANO RODRIGUES DA SILVA

**ANÁLISE TRIBOLÓGICA DO AÇO-CROMO ASTM 52100 NA PRESENÇA DE
BLENDAS DIESEL - ETANOL POR MEIO DE ENSAIOS DE FRICÇÃO CÍCLICA DE ALTA
FREQUÊNCIA**

Porto Alegre
2024

PÓS-GRADUAÇÃO - STRICTO SENSU



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul

**ANÁLISE TRIBOLÓGICA DO AÇO-CROMO ASTM 52100 NA
PRESENÇA DE BLENDS DIESEL - ETANOL POR MEIO DE
ENSAIOS DE FRICÇÃO CÍCLICA DE ALTA FREQUÊNCIA**

JULIANO RODRIGUES DA SILVA
BACHAREL EM ENGENHARIA MECÂNICA

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre
Abril, 2024

ANÁLISE TRIBOLÓGICA DO AÇO-CROMO ASTM 52100 NA PRESENÇA DE BLENDS DIESEL - ETANOL POR MEIO DE ENSAIOS DE FRICÇÃO CÍCLICA DE ALTA FREQUÊNCIA

JULIANO RODRIGUES DA SILVA
BACHAREL EM ENGENHARIA MECÂNICA

ORIENTADOR: Prof. Dr. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS

Dissertação realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Porto Alegre
Abril, 2024

Ficha Catalográfica

S586a Silva, Juliano Rodrigues da

Análise tribológica do aço-cromo ASTM 52100 na presença de blendas diesel - etanol por meio de ensaios de fricção cíclica de alta frequência / Juliano Rodrigues da Silva. – 2024.

95.

Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PUCRS.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos.

1. Desgaste. 2. Fricção Cíclica. 3. Blendas Diesel-Etanol. 4. Aço-Cromo ASTM 52100. I. Santos, Carlos Alexandre dos. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da PUCRS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Bibliotecária responsável: Clarissa Jesinska Selbach CRB-10/2051



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
 ESCOLA POLITÉCNICA
 PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ANÁLISE TRIBOLÓGICA DO AÇO-CROMO ASTM 52100 NA PRESENÇA DE BLENDA DIESEL - ETANOL POR MEIO DE ENSAIOS DE FRICÇÃO CÍCLICA DE ALTA FREQUÊNCIA

CANDIDATO: JULIANO RODRIGUES DA SILVA

Esta Dissertação de Mestrado foi julgada para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.


 DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA

Documento assinado digitalmente
 VICTOR VELHO DE CASTRO
 Data: 28/04/2024 17:39:09-0200
 Verifique em: <https://validar.br.gov.br>

DR. VICTOR VELHO DE CASTRO - UFRGS


 DRA. KARINA RUSCHEL, PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E
 TECNOLOGIA DOS MATERIAIS - PUCRS

*No meio da dificuldade encontra-se
a oportunidade.*

(Albert Einstein)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha amada família, por acreditarem em mim desde o início e me incentivarem a seguir meus sonhos. Vocês são a minha maior inspiração. A todos que, de alguma forma, apoiaram e motivaram em minha trajetória acadêmica: amigos, professores e colegas. Agradeço por cada palavra de incentivo, por cada gesto de apoio e por cada ombro amigo. Vocês tornaram essa jornada possível.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer à Deus e à minha família, em especial aos meus pais, minha esposa e meu filho.

Agradeço ao professor e mestre Carlos Alexandre dos Santos pela orientação, por cada palavra de incentivo, por cada sugestão construtiva, por cada momento dedicado a me guiar nesta jornada.

À Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, que me oportunizou um curso de excelência, permitindo o aprendizado e proporcionando um ambiente propício para meu desenvolvimento como estudante.

Essa publicação é resultado de um Projeto incentivado pela Lei de Informática Brasileira (Lei nº 8.248, de 1991 e suas atualizações posteriores) e foi desenvolvida sob o Convênio 001/2015 entre a Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul e a HP Brasil Indústria e Comércio de Equipamentos Eletrônicos Ltda.

O presente trabalho foi realizado também com o apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	7
AGRADECIMENTOS	8
LISTA DE FIGURAS	11
LISTA DE TABELAS.....	14
LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS	15
RESUMO.....	17
ABSTRACT	18
1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVOS	22
2.1. Objetivos Específicos	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.1. Considerações Básicas sobre o Diesel.....	23
3.1.1. Adição do Biodiesel ao Diesel.....	25
3.1.2. Redução do Enxofre no Diesel	26
3.2. Considerações Básicas sobre o Etanol	27
3.3. Características de Miscibilidade da Blenda Diesel – Etanol	28
3.4. Tribologia.....	30
3.4.1. Lubrificação	31
3.4.2. Desgaste.....	35
3.4.3. Atrito	37
3.4.4. Ensaios Tribológicos	38
3.5. Planejamento ou Projeto de Experimentos (DOE)	40
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	43
4.1. Amostras do Aço ASTM 52100	44
4.1.1. Análise Microestrutural.....	44
4.1.2. Medidas de Dureza	44
4.1.3. Análise da Rugosidade Superficial	45
4.2. Preparação do Par Tribológico	45
4.3. Aquisição e Concepção das Blendas.....	46

4.4. Ensaio Tribológico	47
4.5. Matriz de Experimentos	49
4.6. Medidas da Pista de Desgaste e Determinação do Volume Desgastado	51
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
5.1. Microestrutura, Dureza e Rugosidade Superficial	53
5.2. Coeficientes de Atrito Dinâmico	55
5.3. Pistas de Desgaste	65
5.4. Volumes Desgastados	74
5.5. Microscopia Eletrônica de Varredura	77
5.6. Análise de Superfície de Resposta	82
5.6.1. Para o COF	82
5.6.2. Para o Volume Desgastado	84
6. CONCLUSÕES	87
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Fontes de óleos utilizados na produção de biodiesel (PROPEQ, 2021).	25
Figura 3.2. Curva de Stribeck (FARIAS, 2011).	32
Figura 3.3. Exemplo de superfícies geometricamente semelhantes (HUTCHING, 2017).	32
Figura 3.4. Exemplo de contatos não concordantes (HUTCHING, 2017).	33
Figura 3.5. Descrição esquemática dos quatro principais mecanismos de desgaste (KATO, 2001).	36
Figura 3.6. Representação do modelo de Coulomb para o atrito (STOETERAU, 2004).	38
Figura 3.7. Representação dos diversos tipos de tribômetros e ensaios (BLAU, 2008).	40
Figura 4.1. Fluxograma resumido da metodologia utilizada.	43
Figura 4.2. Rugosímetro portátil SurfTest SJ-210 e amostra posicionada no dispositivo de fixação.	45
Figura 4.3. Dimensões do par esfera-disco: esfera de alumina e disco de aço ASTM 52100.	46
Figura 4.4. Tribômetro do tipo <i>High Frequency Reciprocating Rig</i> (HFRR 4.2).	47
Figura 4.5. Suporte da esfera (a esquerda) e porta-amostra do disco com recipiente para ensaio com lubrificante (a direita).	49
Figura 5.1. Microestrutura do aço ASTM 52100, matriz ferrítica (porção clara) e carbonetos esferoidizados (porção escura).	54
Figura 5.2. Perfil de rugosidade da superfície do disco de aço ASTM 52100.	54
Figura 5.3. Coeficientes de atrito para a blenda JS102 (S10 - 2% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, e d) 800g e 300m.	55

- Figura 5.4.** Coeficiente de atrito para a blenda JS145 (S10 – 4,5% de etanol) com carga de 500g e distância de 300m – ensaios em quadruplicata.....57
- Figura 5.5.** Coeficiente de atrito para a blenda JS145 (S10 – 4,5% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 100m, b) 200g e 500m, c) 800g e 100m e d) 800g e 500m.58
- Figura 5.6.** Coeficiente de atrito para a blenda JS107 (S10 – 7% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m e d) 800g e 300m.59
- Figura 5.7.** Coeficiente de atrito para a blenda JS502 (S500 – 2% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, d) 800g e 300m.60
- Figura 5.8.** Coeficiente de atrito para a blenda JS545 (S500 – 4,5% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 100m, b) 500g e 500m, c) 800g e 100m e d) 800g e 500m.61
- Figura 5.9.** Coeficiente de atrito para a blenda JS545 (S500 – 4,5% de etanol) com carga de 500g e distância de 300m – ensaios em quadruplicata.....62
- Figura 5.10.** Coeficiente de atrito para a blenda JS507 (S500 – 7% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, e d) 800g e 300m.63
- Figura 5.11.** Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS102 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.66
- Figura 5.12.** Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS145 com carga e distância: a) 200g, 100m; b) 200g, 500m; c) 800g, 100m; d) 800g, 500m.67
- Figura 5.13.** Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS145 com carga de 500g e distância de 300m.....68
- Figura 5.14.** Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS107 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.69
- Figura 5.15.** Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS502 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.70

Figura 5.16. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS545 com carga e distância: a) 200g, 100m; b) 200g, 500m; c) 800g, 100m; d) 800g, 500m.	71
Figura 5.17. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS545 com carga de 500g e distância de 300m.	72
Figura 5.18. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS507 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.	73
Figura 5.19. Relação entre diferentes percentuais de etanol, com mesma carga (200g) e distância (300m) e o volume desgastado.	75
Figura 5.20. Relação entre diferentes cargas (200g e 800g), com o mesmo percentual de etanol 4,5%, mesma distância 500m e o volume desgastado.	76
Figura 5.21. Relação entre diferentes distâncias (100m e 500m), com o mesmo percentual de etanol 4,5%, mesma distância 500m e o volume desgastado.	77
Figura 5.22. JS102 com carga de 200g e distância de 300m.	78
Figura 5.23. JS102 com carga de 500g e distância de 100m.	79
Figura 5.24. JS107 com carga de 500g e distância de 100m.	80
Figura 5.25. JS502 com carga de 500g e distância de 100m.	81
Figura 5.26. JS507 com carga de 500g e distância de 500m.	82
Figura 5.27. Resultados da superfície de respostas do DOE, para os restados do COF.	83
Figura 5.28. Main Effect Plot em função da variável COF.	84
Figura 5.29. Resultados da superfície de respostas do DOE, para os resultados dos volumes desgastados.	85
Figura 5.30. Main Effect Plot em função da variável volume desgastado.	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1. Identificação das blendas dos combustíveis.	47
Tabela 4.2. Características e faixas de operação do tribômetro HFRR 4.2.	48
Tabela 4.3. Matriz de experimentos.	50
Tabela 5.1. Volumes desgastados em função das blendas, cargas e distâncias.....	71

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

AFM	Microscopia de Força Atômica
AIE	Agência Internacional de Energia
ANP	Agência Nacional do Petróleo e Biocombustível
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana de Testes de Materiais)
BEX	Nome das blends de óleo diesel derivado do petróleo e um percentual de etanol
COF	Coefficiente de atrito
JS**2	Blenda com adição de 2% de etanol no diesel (v/v)
JS*45	Blenda com adição de 4,5% de etanol no diesel (v/v)
JS**7	Blenda com adição de 7% de etanol no diesel (v/v)
CNPE	Conselho Nacional de Política Energética
CO ₂	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
DOE	<i>Desing of Experiments</i> (Projeto de Experimentos)
E27	Gasolina comum com adição de 27% e álcool anidro (v/v)
EAC	Etanol Anidro Combustível
EHC	Etanol Hidratado Combustível
EHL	Elastohidrodinâmica
EP	Extrema Pressão
EPE	Empresa de Pesquisa Energética
HC	Hidrocarbonetos
HFRR	<i>High Frequency Reciprocating Rig</i> (Fricção Cíclica em Alta Frequência)
LAMAT	Laboratório de Materiais da PUCRS
m	Metro
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MP	Material Particulado
NO _x	Óxidos de Nitrogênio
ONU	Organização das Nações Unidas

PNUMA	Programa das Nações Unidas para o Meio Ambiente
PNPB	Programa Nacional de Produção e Uso de Biodiesel
PPM	Partes por Milhão
PRoPeq	Pró-Reitoria de Pesquisa da UFMT
R _a	Rugosidade Média
Rz	Altura máxima do perfil da rugosidade
RenovaBio	Programa Nacional de Biocombustíveis
S10	Diesel Comercial com o Teor de Enxofre de 10 ppm
S500	Diesel Comercial com o Teor de Enxofre de 500 ppm
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i> (Sociedade Americana de Engenheiros Automotivos)
SO ₂	Dióxido de Enxofre
SO _x	Óxidos de Enxofre
UFMT	Universidade Federal de Mato Grosso
μd	Coefficiente de atrito dinâmico

RESUMO

RODRIGUES DA SILVA, Juliano. **ANÁLISE TRIBOLÓGICA DO AÇO-CROMO ASTM 52100 NA PRESENÇA DE BLENDS DIESEL-ETANOL POR MEIO DE ENSAIOS DE FRICÇÃO CÍCLICA DE ALTA FREQUÊNCIA**. Porto Alegre. 2024. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

Devido ao aumento na demanda do consumo por óleo diesel no transporte rodoviário e em diversos segmentos industriais, aliado a necessidade de mitigação dos impactos ambientais originados pela queima do diesel fóssil, cresce o interesse em ampliar a participação do mercado de combustíveis renováveis. Em função disto, este trabalho tem o objetivo de analisar o comportamento do desgaste por fricção cíclica em alta frequência do aço-cromo ASTM 52100 na presença de blends de diesel comercial (S500 e S10) com adições de etanol hidratado combustível (EHC) comercial nas porcentagens de 2%, 4,5% e 7% (v/v). As análises foram realizadas baseadas na norma ASTM G 133 (*Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear*) utilizando um tribômetro pino-sobre-disco do tipo HFRR (*High Frequency Reciprocating Rig*), com pino de alumina (contra-corpo) e o disco de aço ASTM 52100 (corpo), frequência de 50 Hz, carga aplicada de 2, 5 e 8 N e distâncias percorridas de 100, 300 e 500 m. Antes dos ensaios, as amostras foram submetidas a lixamento e polimento, padronizando as características de planicidade e rugosidade superficial. Foram obtidas curvas dos comportamentos das forças e dos coeficientes de atrito durante os ensaios. As pistas de desgaste foram analisadas por microscopia ótica para determinação das dimensões das pistas e volumes desgastados, enquanto a microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para identificar os mecanismos de desgaste associados. A presente avaliação demonstra que o desgaste apresenta relação direta com o aumento da carga aplicada, conforme análise realizada. Observou-se, que o desgaste tende, com relação mais fraca, a se elevar com o crescimento do deslocamento e com o aumento no percentual de etanol.

Palavras-Chaves: Desgaste, Fricção Cíclica, Blends Diesel-Etanol, Aço-Cromo ASTM 52100.

ABSTRACT

RODRIGUES DA SILVA, Juliano. **TRIBOLOGY ANALYSIS OF THE ASTM 52100 CHROMIUM STEEL IN THE PRESENCE OF DIESEL-ETHANOL BLENDS BY HIGH FREQUENCY RECIPROCATING RIG TESTS**. Porto Alegre. 2024. Master Dissertation. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

Due to the increase in diesel consumption in road transport and in several industrial segments, linked to the need to mitigate the environmental impacts caused by the use of fossil diesel, interest is growing in expanding the share of renewable fuels in the market. Thus, this work aims to analyze the behavior of fretting wear of ASTM 52100 chromium-steel in the presence of mixtures of commercial diesel (S500 and S10) with additions of commercial hydrated ethanol fuel (EHC) in percentages of 2%, 4.5% and 7% (v/v). The analyzes were carried out based on the ASTM G 133 standard (Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear) using a pin-on-disc tribometer, type HFRR (High Frequency Reciprocating Rig), with an alumina pin as a counter-body, and ASTM 52100 chrome-steel discs as body, frequency of 50 Hz, applied load of 2, 5 and 8 N and sliding distances of 100, 300 and 500 m. Before testing, the samples were subjected to grinding and polishing to standardize the characteristics of flatness and surface roughness. Tangential forces and friction coefficients were obtained during the tests. Wear tracks were analyzed using optical microscopy to determine track dimensions and worn volumes, while scanning electron microscopy was used to identify associated wear mechanisms. This evaluation demonstrates that wear is directly related to the increase in applied load, according to the analysis carried out. It was observed that wear tends, with a weaker relationship, to increase with the increase in displacement and the increase in the percentage of ethanol.

Keywords: Wear, High Frequency Reciprocating Rig, Diesel-Ethanol blends, ASTM 52100 chromium-steel.

1. INTRODUÇÃO

Com o crescimento do capitalismo, juntamente com a revolução industrial e o aumento populacional, houve uma revolução nos meios de transporte, deixando de lado a tração animal para a utilização de transportes utilizando veículos com motores a combustão interna abastecidos com combustíveis fósseis, aumentando desta forma os níveis de emissões de gases poluentes na atmosfera, tais como o dióxido de carbono (CO₂), dióxido de enxofre (SO₂), hidrocarbonetos diversos (HC) e material particulado (MP).

A parcela de emissões dos gases poluentes provenientes de veículos é uma das maiores, cerca de 30%, juntamente com a parcela provenientes das atividades industriais (PNUMA, 2020). Este fato é justificado pelo aumento constante na frota de veículos circulantes nas ruas e rodovias, e em especial, nos grandes centros urbanos (ONU, 2022). O aumento do transporte de cargas e passageiros leva ao aumento direto da utilização de combustíveis fósseis em veículos pesados, trens e navios, principalmente o diesel, levando ao aumento de emissões dos gases (AIE, 2023). Para limitar o aumento de gases veiculares poluentes, na década 1970 foram criadas normatizações para regulamentar os níveis de emissões de gases gerados por veículos com motor a combustão interna, que por sua vez pressionou a indústria automotiva a evoluírem os sistemas de controle de emissões (BOSCH, 2005).

Simultaneamente, existe grande interesse em pesquisas na área de combustíveis renováveis, diminuindo por sua vez a dependência de combustíveis fósseis, os quais são não-renováveis e limitados. A parcela de combustíveis renováveis no Brasil é aproximadamente 25% de todos os combustíveis utilizados no setor rodoviário. O país tem um compromisso de aumentar a participação de combustíveis renováveis no setor rodoviário para 35% até 2030 (EPE, 2022). Para atingir essa meta, o Governo Brasileiro está investindo em políticas para promover o

uso de combustíveis renováveis, como o RenovaBio, que é a Política Nacional de Biocombustíveis, instituída pela Lei nº 13.576/2017. Esse empenho do Brasil na utilização de combustíveis renováveis começou na década de 30, quando um decreto estipulava a obrigatoriedade da mistura de álcool anidro em toda gasolina comercializada no Brasil. No entanto, somente no início da década de 70 foi lançado o programa Pró-álcool, pelo Decreto nº 76.593, que tinha como objetivo reduzir a frota nacional de carros movidos a gasolina, abrindo espaço para veículos abastecidos a álcool e, por consequência, estimular a produção do álcool. Atualmente é obrigatória a adição de 27% de álcool (E27) em toda gasolina comercializada no Brasil (ANP, Lei no 3.834/2015).

A utilização em massa do biodiesel ocorreu no ano de 2005, quando foi criado o Programa Nacional de Produção e Uso do Biodiesel (PNPB) no qual estabeleceu métricas para o uso do biodiesel. Entre os anos de 2008 e 2012, compulsório uso de 2% de biodiesel em todo diesel comercial no Brasil, no ano de 2013 foi compulsório o aumento da porcentagem de biodiesel, deixando o valor anterior e passando para 5% (BRASIL, 2009). Em 2014 passou para 7% e no momento presente, o Conselho Nacional de Política Energética (CNPE) aumentou a participação do biodiesel, passando de 7% para 10% (BIODIESELBR, 2022).

Paralelo as pesquisas em combustíveis renováveis, existem diversos estudos sobre suas consequências. Desta forma, fomenta o número de pesquisas por tribologia e materiais, devido às condições que o motor de combustão interna sofre quando alimentado com novos combustíveis.

Os novos combustíveis apresentam composições químicas que buscam minimizar os danos ao meio ambiente, e em especial, a eliminação de elementos como chumbo e enxofre. No caso do diesel combustível, o enxofre presente na composição causa a formação de óxidos de enxofre (SO_x) após a combustão, que contribuem para a poluição atmosférica e a chuva ácida. Por este motivo, a redução do teor de enxofre no diesel é uma medida importante para a proteção do meio ambiente. No entanto, a redução do teor de enxofre no diesel também pode afetar a lubrificidade do combustível (RABINOWICZ, 2014).

Dentre os diversos componentes destaca-se o bico injetor de combustível em veículos com motor diesel, submetido a mudanças de combustíveis diesel, biodiesel e suas blendas. Os processos de interação do fluido na atomização do combustível e a alta pressão no momento da combustão, amplia as chances de danos ao bico injetor como desgaste, corrosão, cavitação, entupimento e erosão, potencializando a possibilidade de falha (OLIVEIRA, 2011). Nesta situação é necessário entender e quantificar os comportamentos/respostas ao desgaste dos materiais envolvidos, relacionando com seu tempo de serviço, pressão, velocidade, temperatura e demais variáveis.

Um fator muito relevante para a conservação dos componentes do motor de ignição por compressão é a viscosidade e lubrificidade do combustível (HANSEN, 2001). A lubrificidade do combustível ajuda na preservação de componentes que sofrem fricção no sistema de alimentação (bicos e bomba de combustível), sendo que a superfície desses componentes deve ser protegida por uma fina camada de lubrificante, e o único lubrificante destes componentes é o próprio combustível.

Assim, o escopo deste trabalho foi realizar uma análise tribológica do aço ASTM 52100, por meio de ensaios de desgaste por fricção cíclica em alta frequência no equipamento tribômetro pino-sobre-disco do tipo HFRR (High Frequency Reciprocating Rig), para avaliar o efeito de diferentes blendas diesel-etanol sobre a resistência ao desgaste do aço.

O trabalho foi dividido na seguinte sequência: O Capítulo 1 aborda uma breve introdução ao tema proposto, enquanto o Capítulo 2 apresenta o objetivo geral e os específicos. O Capítulo 3 apresenta uma revisão da literatura dos principais tópicos necessários para abordagem do tema. O Capítulo 4 mostra o procedimento experimental, sendo os resultados e as discussões expostas no Capítulo 5. No Capítulo 6 são compilados as principais conclusões e o Capítulo 7 dedica-se a apresentação de algumas propostas para futuros trabalhos.

2. OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo realizar uma análise tribológica do aço-cromo ASTM 52100 na presença de diferentes blendas diesel-etanol, por meio de ensaios de desgaste pino-sobre-disco por fricção cíclica em alta frequência no equipamento tribômetro HFRR (*High Frequency Reciprocating Rig*), obtendo respostas em relação aos coeficientes de atrito, volumes desgastados e mecanismos de desgaste do sistema tribológico.

2.1. Objetivos Específicos

Como objetivos específicos, foram determinados os listados a seguir:

- Realizar ensaios de desgaste em amostras do aço-cromo ASTM 52100 na presença dos diesels comerciais S500 e S10, e em blendas com adições de 2%, 4,5% e 7% de etanol hidratado combustível (EHC) comercial, com diferentes cargas aplicadas (200g, 500g e 800g) e distâncias percorridas (100m, 300m e 500m);
- Determinar parâmetros de desgaste como coeficiente de atrito dinâmico durante ensaios e volume desgastado após os ensaios;
- Identificar os mecanismos de desgaste por meio de observações das superfícies de desgaste por microscopia eletrônica de varredura;
- Verificar correlação(ões) entre o(s) combustível(eis) utilizado(s) com as características dos desgastes observados nas amostras.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo dedica-se à apresentação dos principais temas relacionados ao combustível diesel, combustível etanol, bem como à tribologia e planejamento de experimentos.

3.1. Considerações Básicas sobre o Diesel

O óleo diesel é um combustível fóssil derivado do petróleo, utilizado em motores de combustão interna com ignição por compressão. É um combustível de alta eficiência energética, com alto poder calorífico. É um combustível líquido, de coloração amarelada, com odor característico. Produzido pela destilação fracionada do petróleo, possui ponto de ebulição entre 180°C e 360°C e ponto de congelamento próximo dos 0°C (LANE, 1980), formado por átomos de carbono e hidrogênio com baixo teor de oxigênio, nitrogênio e enxofre. A cadeia de hidrocarbonetos pode chegar a vinte e oito átomos de carbono (OLIVEIRA, 2008), sendo que os hidrocarbonetos parafínicos de cadeia aberta asseguram a característica de boa ignição na combustão de motores por ignição por compressão. Em geral, apresenta densidade de cerca de 0,82 a 0,85 g/cm³ a 20°C. Não solúvel em água, mas mistura-se com a maioria dos solventes orgânicos.

Pelo motivo de seu baixo custo e grande disponibilidade a décadas, o petróleo, matéria prima do combustível para produção diesel, foi a principal fonte de energia do mundo, o diesel foi empregado nas mais diversas áreas de transporte, tais como automóveis, caminhões, ônibus, navios e geradores. Contudo, com o passar do tempo a disponibilidade do petróleo, diminuiu. Além de suas maiores jazidas estarem localizadas em regiões politicamente confusas (OLIVEIRA, 2008).

No entanto, o diesel também é um combustível com um alto impacto ambiental, contribuindo para as emissões de gases de efeito estufa e de poluentes atmosféricos. A queima de diesel libera material particulado, óxidos de nitrogênio (NO_x) e óxidos de enxofre (SO_x) na atmosfera. O material particulado é uma mistura de partículas sólidas e líquidas que pode causar problemas respiratórios, como asma e bronquite. Os NO_x contribuem para a formação do ozônio troposférico, um poluente que pode causar problemas respiratórios e irritação nos olhos. Por isso, o desenvolvimento de combustíveis alternativos ao diesel, como o biodiesel, tem sido uma área de pesquisa importante (AIE, 2023).

A Agência Nacional do Petróleo e Biocombustível (ANP), mediante a Resolução de nº 65 de 09/12/2011, classifica o combustível diesel rodoviário, conforme: "*Art. 3º Fica estabelecido, para efeitos desta Resolução, que os óleos diesel A e B deverão apresentar as seguintes nomenclaturas, conforme o teor máximo de enxofre:*

- a) *Óleo diesel A S10 e B S10: combustíveis com teor de enxofre, máximo de 10 mg/kg.*
- b) *Óleo diesel A S50 e B S50: combustíveis com teor de enxofre, máximo de 50 mg/kg.*
- c) *Óleo diesel A S500 e B S500: combustíveis com teor de enxofre, máximo de 500 mg/kg.*
- d) *Óleo diesel A S1800 e B S1800: combustíveis com teor de enxofre, máximo de 1800 mg/kg."*

O combustível diesel é classificado como modelo A (sem adição de biodiesel, consequentemente puro) ou do modelo B (com adição de biodiesel), sendo o único permitido no Brasil, com adição de 12% de biodiesel, esse percentual foi definido em março de 2023 (CNPE, 2023).

O futuro do diesel está intimamente ligado à busca por soluções mais ecológicas. Pesquisas contínuas concentram-se em melhorar a eficiência dos motores, reduzir emissões e explorar combustíveis alternativos para garantir a sustentabilidade a longo prazo (AIE, 2023).

3.1.1. Adição do Biodiesel ao Diesel

O biodiesel aparece como uma opção favorável, destacando-se por sua origem renovável e menor impacto ao meio ambiente. O biodiesel é um combustível derivado de fontes renováveis, como óleos vegetais, gorduras animais ou até mesmo algas. Sua produção é realizada mediante a mistura de óleo vegetal ou gordura animal em metanol ou etanol, na presença de um catalisador, um processo que transforma esses óleos em ésteres metílicos ou etílicos, que são os componentes principais do biodiesel (ALVES, 2022). Suas propriedades físicas são semelhantes ao diesel comercial, porém o biodiesel. Com ponto de ebulição entre 180°C e 360°C e ponto de congelamento próximo dos -20°C, de maneira geral apresenta densidade de cerca de 0,82 a 0,85 g/cm³ a 20°C e potência calorífica: de 44,2 MJ/kg.

A indústria do biodiesel no Brasil possui grande relevância graças à vasta biodiversidade, recursos hídricos e larga produção de grãos, com potencial de extração do óleo vegetal. Na Figura 3.1 é demonstrado as principais fontes de biodiesel no Brasil.



Figura 3.1. Fontes de óleos utilizados na produção de biodiesel (PROPEQ, 2021).

O óleo de soja é o mais utilizado como matéria prima na produção do biodiesel, no entanto, medidas governamentais vem tentando incentivar uma maior diversificação das oleaginosas usadas, como o óleo de mamona e o de palma, com o objetivo de promover regiões semi-áridas do Nordeste a participar dessa

economia, oportunizando a independência da indústria do biodiesel dos agronegócios de soja (PROPEQ, 2021).

3.1.2. Redução do Enxofre no Diesel

A busca por combustíveis mais limpos e sustentáveis tem levado a mudanças significativas nas especificações dos combustíveis diesel em todo o mundo. Um dos principais focos tem sido a redução do teor de enxofre no diesel, uma medida que não apenas beneficia o meio ambiente, mas também impulsiona avanços tecnológicos nos motores diesel permitindo o uso de tecnologias avançadas de controle de emissões como: catalisadores de oxidação, filtros de partículas diesel e sistemas de redução catalítica seletiva. O enxofre presente no diesel é uma fonte direta de poluentes atmosféricos, como dióxido de enxofre (SO₂) e material particulado. A redução do enxofre contribui para a melhoria da qualidade do ar, reduzindo a formação de chuva ácida, a poluição atmosférica e os riscos à saúde humana, causando irritação nos olhos, no nariz e na garganta, e pode agravar problemas respiratórios, como asma e bronquite, especialmente em áreas urbanas (MURO, 2014).

A adição de enxofre no diesel, tem a como objetivo agir como um lubrificante, proporcionando uma camada protetora nas superfícies metálicas. Isso ocorre porque o enxofre ajuda a reduzir o atrito entre as peças do motor, o enxofre forma filmes de sulfeto que ajudam a reduzir o atrito e o desgaste entre as peças móveis do motor. A redução do teor de enxofre no diesel leva a um aumento do atrito e do desgaste das peças do motor, o que resulta em redução da eficiência do motor, aumento do consumo de combustível e redução da vida útil do motor. O enxofre no diesel tem a atribuição de neutralizar os ácidos formados durante a combustão do diesel, auxilia a estabilizar termicamente o diesel evitando a formação de compostos voláteis que aumentam o atrito e reduz a polaridade do combustível diesel melhorando sua molhabilidade (RABINOWICZ, 2014).

3.2. Considerações Básicas sobre o Etanol

O etanol, também conhecido como álcool etílico, é derivado do processo de fermentação de amidos e açúcares. É uma substância pura, incolor, líquida, de fragrância aromática, de paladar ardente, volátil, composta apenas por uma molécula de C_2H_5OH , com uma densidade de cerca de $0,789 \text{ g/cm}^3$ a 20°C e poder calorífico de $26,9 \text{ MJ/kg}$. É solúvel em água e mistura-se com a maioria dos solventes orgânicos. O ponto de congelamento do etanol é de $-114,1^\circ\text{C}$ e o ponto de ebulição é de $78,5^\circ\text{C}$ a 760 mmHg . Possui um excelente poder antidetonante, característica que o faz ser misturado na gasolina comercial tipo A. O etanol é utilizado para dissolver substâncias sólidas ou líquidas. É amplamente utilizado como solvente para a produção de cosméticos, perfumes e medicamentos. Como aditivo para bebidas alcoólicas, o etanol é utilizado como um tipo de álcool destilado que é adicionado a uma variedade de bebidas, incluindo vodca, rum, gin e whisky (ÚNICA, 2008)

É o biocombustível mais produzido no mundo e o Brasil é o segundo maior produtor de etanol (RFA, 2017), enquanto o primeiro lugar fica com os Estados Unidos. A maior fonte de etanol do Brasil é a cana de açúcar, enquanto nos Estados Unidos é o milho.

Segundo a resolução ANP nº. 36, o EHC (Etanol Hidratado Combustível) deve ser comercializado incolor, enquanto o EAC (Etanol Anidro Combustível) deve ser adicionado um corante laranja. O EHC é utilizado de forma pura na combustão em motores de ciclo Otto, contendo um teor alcóolico entre $92,6^\circ$ a $93,8^\circ$.

Dentre os biocombustíveis viáveis, o etanol é o que tem maior probabilidade de fazer parte da matriz energética em diversos países. Este fato se deve ao alto rendimento do etanol produzido a partir da cana de açúcar, onde 1 hectare de terra pode originar até 7500 litros de etanol, enquanto o biodiesel produzido a partir da soja com a mesma área de terra produz 600 litros (ÚNICA, 2008).

A utilização de etanol como um biocombustível é muito atraente, tendo em vista a diminuição na extração e no consumo de petróleo e na mitigação das emissões de

poluentes na atmosfera (CHEN, 2011). A motivação essencial para a utilização de blendas de diesel e etanol como combustível de motores de ignição por compressão está na mitigação dos níveis de gases nocivos ao meio ambiente durante a queima do combustível, quando comparado com motores que tem sua alimentação apenas por óleo diesel. As maiores reduções estão no material particulado, além de diminuição nos óxidos de nitrogênio (NO_x), devido a diminuição da temperatura de da câmara de combustão (ZHIQING, 2022).

Pesquisas para acrescentar etanol no óleo diesel são realizadas desde o final da década de 70, devido à crise do petróleo, alavancando a utilização do etanol como combustível no Brasil (VALLE, 2000). No trabalho de Oliveira *et. al* (OLIVEIRA, 2007) foi analisado o comportamento da lubricidade do óleo diesel com adição de etanol. Notou-se uma incoerência nos resultados de desgaste obtidos em relação aos inicialmente esperados em função das composições das blendas com etanol. Dois motivos foram levantados: o primeiro deve-se a evaporação do etanol em temperaturas maiores e a segunda advinda de mudanças de interação entre o metal do disco e o filme de combustível, levando a adaptações no ensaio normalizado, como a renovação constante da blenda durante o ensaio.

3.3. Características de Miscibilidade da Blenda Diesel – Etanol

De acordo com o trabalho de Gerdes (2001), o emprego de etanol como combustível principal ou parcial em motores a combustão por compressão pode ser feito das seguintes maneiras: (1) total, 100% de etanol, fazendo-se necessário a adição de um fornecedor de cetano, para aumentar a capacidade do combustível ter uma ignição por compressão; (2) pela atuação de fumigação, de modo a realizar a pulverização direta do etanol no coletor de admissão do motor em funcionamento com uma ínfima quantidade de diesel; (3) adicionando etanol diretamente na câmara de combustão; (4) na configuração de uma solução, misturados por agitação; e (5) na forma de emulsão. Das possibilidades apresentadas, apenas as duas últimas se adequam ao tema da pesquisa, tendo em vista que as demais o diesel e o etanol não interagem diretamente.

Quando se trata da mistura de diesel e etanol, as características de miscibilidade podem ser influenciadas por vários fatores, incluindo a proporção de diesel e etanol na mistura, a temperatura e a pressão (GERPES, 2001). As blendas de diesel e álcool anidro são limitadas pela proporção de até 20% de volume de álcool em relação ao volume da blenda, devido à alta sensibilidade à presença de água, já que quantidades de água próximas a 0,5% em volume instaura uma separação do álcool no diesel, provocando a flutuação do diesel na solução. Com acréscimo de um co-solvente, as blendas de diesel e álcool se tornam emulsões, tornando-se mais toleráveis à presença de água. O propósito do mesmo é promover a homogeneização entre a blenda diesel e álcool (NIGRO, 1998).

Inúmeras características do óleo diesel são mudadas a partir da adição de álcool. Pode-se ser citado o aumento do poder calorífico, a diminuição do número de cetano e o aumento da volatilidade (GERDES, 2001). Ao ser destilada uma determinada mistura de etanol e diesel, o aumento da volatilidade em relação ao diesel puro é melhor observado a 10% do volume recuperado, pois é nessa faixa em que o etanol se vaporiza. Este fato pode trazer consequências desejáveis e indesejáveis. No que tange às más consequências, o etanol, ao vaporizar pode causar obstrução do bico injetor, por conta da alta pressão de vapor na linha de retorno do combustível. Entretanto, este problema pode ser solucionado com a aplicação de válvulas de alívio. Contudo, a alta volatilização do álcool etílico proporciona a mistura do combustível com o ar de maneira mais rápida e homogênea a baixas temperaturas. Isso desfavorece o excesso de combustível na câmara de combustão, minimizando a formação de fuligem e material particulado, durante a sua queima (JOAQUIM, 2007).

Fang *et al.* (2013) estudaram os efeitos que a blenda de diesel e etanol pode causar na combustão. Observaram que, quanto maior a quantidade de etanol presente na mistura, maior a taxa de liberação de calor e maior o atraso na ignição, por consequência do menor número de cetano do etanol. À medida que o atraso de ignição aumenta, o tempo de mistura ar/combustível é maior, o que leva a queima de combustível na primeira fase da combustão em maior quantidade, o que ocasiona um aumento na taxa de liberação de calor.

3.4. Tribologia

A tribologia é a ciência que estuda a relação de superfícies e seus temas relativos, analisando os resultados das características dos filmes de fluidos formados em contato. Comumente conhecida como a ciência que estuda a lubrificação, desgaste e atrito, compreendendo os estudos da interação física e química de componentes, disposição de forças, conversão de energia e mudança de topografia (BHUSHAN, 2002).

O objetivo da tribologia é compreender esses fenômenos para melhorar a eficiência e a durabilidade de dispositivos e mecanismos. Em resumo, a tribologia é uma ciência importante para a engenharia e a tecnologia, pois ajuda a compreender e resolver problemas relacionados ao atrito, ao desgaste e à lubrificação em máquinas e equipamentos. Existem várias técnicas e ferramentas utilizadas na tribologia para avaliar o atrito, o desgaste e a lubrificação, incluindo ensaios de atrito, ensaios de desgaste, microscopia e análise química. Além disso, a tribologia também estuda a relação entre a microestrutura dos materiais e suas propriedades, incluindo a dureza, a resistência à fadiga e a resistência ao desgaste (JABER, 2019).

Nos sistemas tribológicos, o atrito e o desgaste podem ser controlados e reduzidos por meio de lubrificação adequada, uso de revestimentos tribológicos, seleção de materiais com propriedades tribológicas desejáveis e projeto mecânico otimizado. Além disso, ela também está relacionada às questões de sustentabilidade, pois o desgaste de componentes tribológicos pode levar a perda de material, aumento de consumo de energia e aumento de emissões de poluentes.

3.4.1. Lubrificação

A lubrificação é uma condição muito importante no mecanismo do desgaste. Ela é a capacidade de reduzir o atrito e o desgaste as superfícies em contato. A lubricidade é uma grandeza do poder de lubrificação de um elemento. Os lubrificantes têm a função de introduzir entre as superfícies de deslizamento uma camada de material com resistência ao cisalhamento menor que a das superfícies (HUTCHINGS, 1992).

Para não haver desgaste, um filme contínuo de óleo deve estar presente entre as duas superfícies evitando que as duas superfícies se toquem (ORTEGA, 2014). Porém, se o filme for cisalhado, o desgaste poderá ocorrer. O conceito de lubricidade se caracteriza pela diferença no atrito, sob condições de lubrificação de uma camada limite, quando alguns fatores do sistema são mantidos constantes. Por definição, quanto maior a lubricidade, menor será o atrito (FELTER, 2007), isto significa que a lubricidade é o atributo de um fluido ou sólido de impedir a fricção e, por consequência, o desgaste (MATTOS, 2012). Segundo definição da ASTM G133, quanto maior a lubrificação, menor será o índice de desgaste. O ensaio de laboratório tem o menor custo e é o mais eficiente, pois consegue diminuir o número de horas sem a necessidade de grandes volumes de lubrificantes (KNOTHE et al., 2006).

Existem diversos tipos de classificação do regime de lubrificação, entre eles estão: elastohidrodinâmica, hidrodinâmica, limítrofe e misto. Sendo estes demonstrados na Figura 3.2. Estes regimes são classificados de acordo com a espessura do filme de lubrificante (KUO, 1996). Observa-se na Figura 3.2 que à medida que o filme de lubrificante aumenta, o coeficiente de atrito diminui crescendo logo após devido a viscosidade do lubrificante.

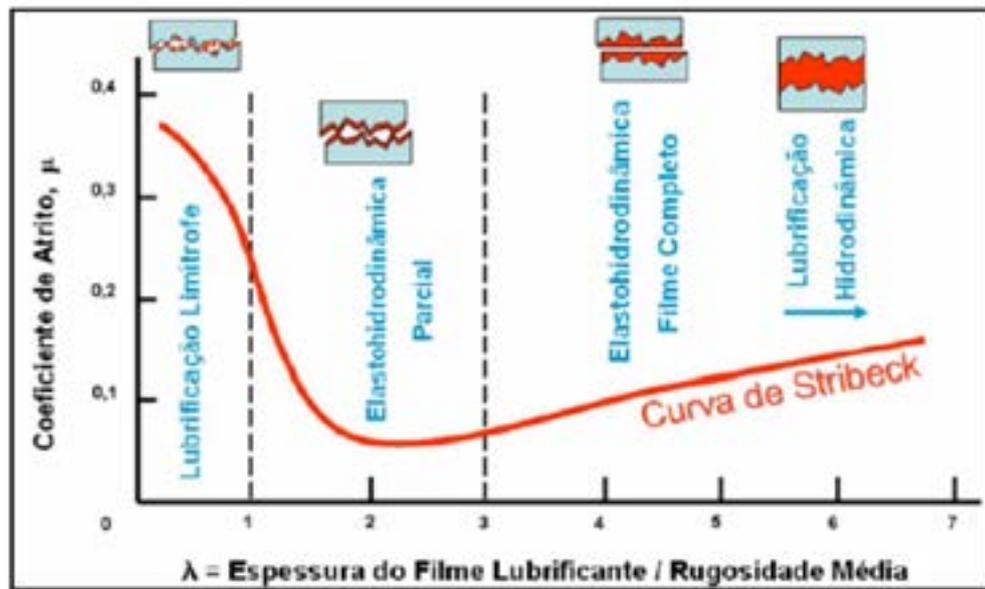


Figura 3.2. Curva de Stribeck (FARIAS, 2011).

A lubrificação hidrodinâmica é considerada como um dos regimes de lubrificação mais importantes da tribologia devido a seu desempenho, que este regime de lubrificação oferece: menor atrito e por consequência menor desgaste. Este tipo de lubrificação ocorre quando duas superfícies em deslocamento relativo são separadas por uma película de um fluido lubrificante. A lubrificação hidrodinâmica é aquela que ocorre em mancais de deslizamento. Para que ocorra lubrificação hidrodinâmica, as superfícies opostas devem ser geometricamente semelhantes, conforme Figura 3.3, separadas por somente um pequeno espaço, preenchido pelo lubrificante, sobre uma área relativamente grande.

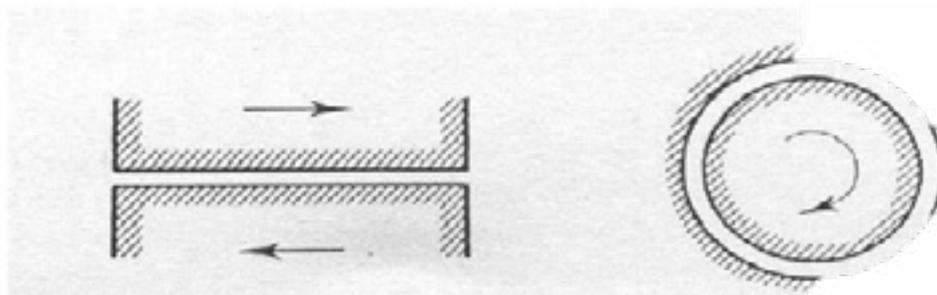


Figura 3.3. Exemplo de superfícies geometricamente semelhantes (HUTCHING, 2017).

Para o regime de lubrificação elastohidrodinâmica (EHL), a característica é a pressão transmitida pelo fluido que é elevada o suficiente deformando elasticamente os corpos. O corpo é pressionado contra o fluido com uma intensidade tal que causa a

deformação elástica do corpo e do contra corpo. Nessas condições, a viscosidade do fluido aumenta, conforme aumenta a carga normal. Segundo Shigley (2016), as características desse regime dependem da rugosidade da superfície, da pressão do filme fluido, da carga normal, da dureza e da rigidez das asperezas, entre outros aspectos.

A lubrificação EHL é mais difícil de formar um filme completo, pois as superfícies não são conformes, como mostra a Figura 3.4 e tendem a expelir o lubrificante ao invés de permitir a sua entrada (NAVES, 2016).



Figura 3.4. Exemplo de contatos não concordantes (HUTCHING, 2017).

A distinção entre EHL e a lubrificação hidrodinâmica é que no regime de lubrificação elastohidrodinâmico ocorre deformação elástica das superfícies em contato, o contato não está conforme e o regime de lubrificação hidrodinâmico não ocorre essa deformação elástica entre as superfícies e o contato é conforme (QUEIROGA, 2010)

O regime limítrofe é a forma mais acentuada de lubrificação por filme fino em que toda a carga é suportada pela rugosidade lubrificadas (resultando em deformação plástica e desgaste) por superfícies de filme em nível molecular (ASM Handbook, 1992). A lubrificação limítrofe, comumente chamada de lubrificação de extrema pressão (EP), ocorre quando a temperatura e a pressão de carga são muito elevadas.

O λ , espessura do filme lubrificante, é um parâmetro que quantifica a probabilidade e a severidade das interações das asperezas durante o deslizamento lubrificado. Para $\lambda > 3$: um filme completo separa as duas superfícies, o contato entre as asperezas é desprezível e ambos, o atrito e o desgaste, seriam baixos – regime de lubrificação hidrodinâmico. Muitos contatos não-conformes operam com $1 < \lambda < 3$, no regime de lubrificação parcial ou mista, em que coexistem os regimes de lubrificação

limítrofe e elastohidrodinâmico, e podem ocorrer contato entre as asperezas (FARIAS, 2011).

A lubricidade do combustível é proporcionada pela quantidade de substâncias policíclicas aromáticas, poliaromáticas e cadeias orgânicas de oxigênio, enxofre e nitrogênio (SOUZA, 2010). O motor de ignição por compressão requer que o combustível tenha a função de lubrificação do sistema de alimentação de combustível (POSSIDONIO, 2008). Os elementos do óleo diesel responsáveis pelo aumento da lubricidade são os hidrocarbonetos e compostos de enxofre. O enxofre tem efeito nocivo sobre a estabilidade térmica, além de uma tendência de gerar corrosão metálica. Porém, a diminuição do teor de enxofre no diesel, abaixo de 50 mg/kg, por necessidades ambientais, decorreu na diminuição da sua propriedade lubrificante (SULEK et al., 2010).

A lubricidade do combustível diesel é uma grande preocupação, a partir do momento que se iniciou a diminuição do enxofre do diesel comercial, o que levou a diminuição da capacidade de lubricidade do combustível, levando a desgaste excessivos nos componentes do sistema de alimentação como injetores e bomba de combustível (MATTOS, 2012). Para contornar este problema foi adicionado ao diesel comercial uma porcentagem de biodiesel, aumentando em 65% a lubricidade do diesel (NICOLAU et al., 2014).

O objetivo de Mendes (MENDES, 2015) foi avaliar a lubricidade do biodiesel e sua relação com a vibração e a pressão sonora geradas pelo contato esfera-plano sob deslizamento alternado com os combustíveis diesel S50, éster metílico de soja e blendas B10 e B20. Utilizando parâmetros disponibilizados pela norma ASTM D6079 com tempos de ensaios de 75, 120 e 180 minutos, os resultados mostraram aumento da lubrificação em função do aumento do teor de biodiesel, todavia observou-se a diminuição da lubrificação com o aumento do número de ciclos aplicados. Conjuntamente, estabeleceu-se relação entre a vibração com a lubrificação, o teor de biodiesel, número de ciclos e parâmetros dos perfis das escaras das amostras.

3.4.2. Desgaste

O desgaste é o maior motivo de perdas de propriedades mecânicas dos componentes e sua redução tem grande influência no custo de manutenção, tornando-se a causa principal de perdas de energia por dissipação. A lubrificação é a maneira mais eficiente para controlar o desgaste e reduzir o atrito (STACHOWIAK, 2001), premissa indispensável em um motor de combustão interna. O desgaste ocorre devido a um processo mecânico que sucede com perda gradual do material (ASM Handbook, 2001), induzindo danos aos materiais, diminuindo eficiência, formando trincas e até fraturas.

Existem diversos mecanismos de desgaste, dentre eles o adesivo, item “a” da Figura 3.5, o mesmo possui muita instabilidade do coeficiente de atrito. Quando superfícies lisas entram em atrito com pressão, uma propende a aderir à outra, este fato ocorre devido à força de atração dos átomos da superfície que estão em contato. Logo após as superfícies estarem aderidas e continuarem a ser friccionadas, as rugosidades mudam, deixando desta forma a superfície desgastada (KATO, 2001).

Outra natureza do desgaste é desgaste abrasivo, item “b” da Figura 3.5, que ocorre em superfícies de diferentes durezas em contato entre si, sendo que neste desgaste ocorre a deposição do material de menor dureza na superfície do material de maior dureza. Para determinar uma proporção do desgaste deve ser avaliada as durezas dos materiais, a pressão e velocidade do contato (KATO, 2001). O desgaste dessa natureza pode ser dividido em quatro tipos: corte, fratura, fadiga e destacamento de grão.

O desgaste por fadiga, item “c” da Figura 3.5, acontece devido ao contato de superfícies que rolam ou deslizam, na qual a superfície contém falhas. Este desgaste acontece em decorrência de inúmeros contatos repetitivos das superfícies, que levam a região de contato a uma fratura por fadiga. De acordo com a teoria de Tensões de Hertz, na área que é pressionada e abaixo da superfície aparecem trincas que aumentam até a ruptura do material (NORTON, 2004).

O desgaste por corrosão, item “d” da Figura 3.5, ocorre pelo resultado de uma reação química por meio das interações entre os componentes envolvidos. Acontece uma reação tribo-química, que cria uma camada e esta é retirada pelo atrito, formando o desgaste. Frequentemente este tipo de desgaste acontece da interação entre o material e o lubrificante ou o meio. No desgaste por corrosão, pode acontecer a oxidação quando o responsável do desgaste é o oxigênio da atmosfera, neste caso chama-se de desgaste oxidativo (BATCHELOR, 2005).

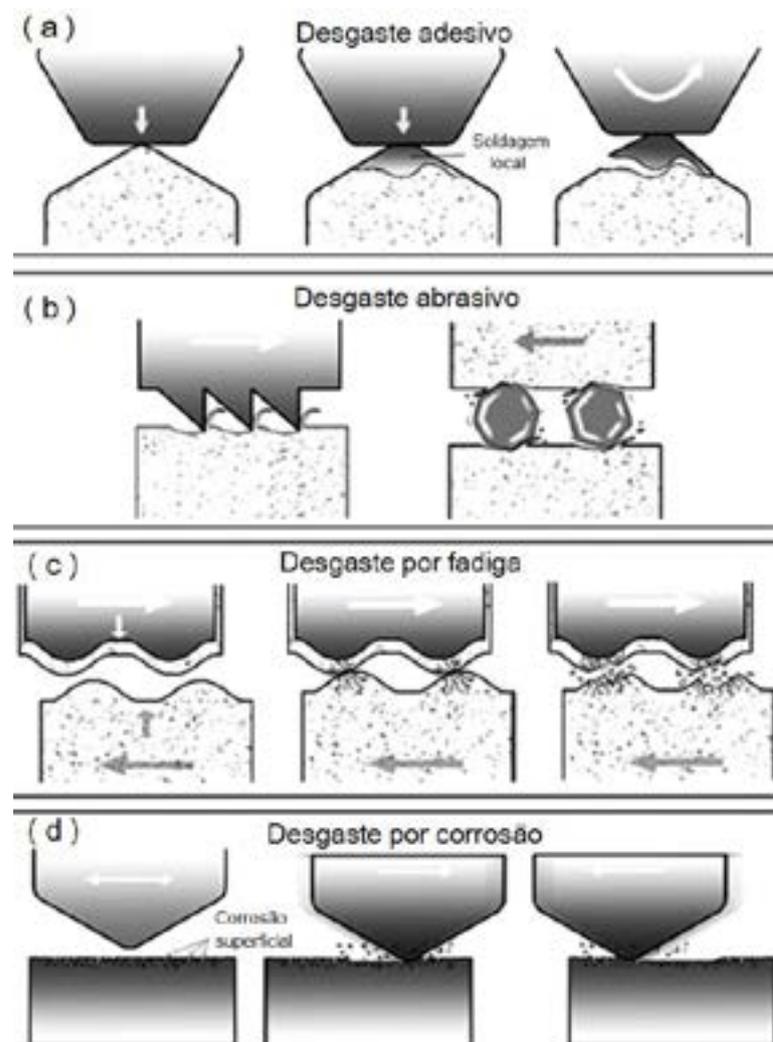


Figura 3.5. Descrição esquemática dos quatro principais mecanismos de desgaste (KATO, 2001).

No estudo desenvolvido por MARINHO (2014) foram monitorados parâmetros tribológicos e de desempenho em motores diesel bicomustível, onde se discorreu sobre parâmetros tribológico, de desempenho e os efeitos na aplicação em motores de locomotivas ferroviárias abastecidas com mistura de diesel e gás natural liquefeito nas razões de 70% de diesel e 30% gás natural liquefeito em comparação com outro motor idêntico abastecido apenas com diesel. Para isso, foram medidos os componentes mecânicos por meio de análises dimensionais, análise dos fenômenos físicos e métodos matemáticos e estatístico. Depois de 1050 horas de ensaio em plena carga, observou-se que os motores abastecidos com a blenda diesel/gás natural liquefeito obteve um desgaste menor que o previsto em literatura e em alguns componentes quando comparados com os motores que foram abastecidos apenas com diesel.

No estudo realizado por Garcia *et. al* (GARCÍA, 2021) foi avaliada a influência dos fatores de teste de desgaste, especificamente carga, distância e velocidade de deslizamento, na resposta do comportamento do desgaste como profundidade de desgaste e coeficiente de atrito. O ensaio foi realizado a seco no aço inoxidável ASTM 316L boretado de acordo com a norma ASTM G133-05 e mostrou que o fator de maior significância no desgaste foi a carga.

3.4.3. Atrito

O atrito é a resistência ao movimento entre duas superfícies em contato com movimento relativo, ou na iminência de movimento. Para o primeiro caso, o atrito é conhecido como atrito dinâmico e para o segundo, como atrito estático. O atrito estático é superior ao dinâmico.

O atrito estático é a força que impede que um corpo em repouso comece a se mover. É a força que mantém os objetos parados no lugar. O coeficiente de atrito estático (μ_s) é uma medida da força de atrito estático entre duas superfícies. Quanto maior o valor de μ_s , maior a força de atrito necessária para mover um objeto.

O atrito dinâmico é a força que atua sobre um corpo em movimento. É a força que impede que um corpo em movimento continue a se mover a uma velocidade constante. O coeficiente de atrito dinâmico (μ_d) é uma medida da força de atrito dinâmico entre duas superfícies. Quanto maior o valor de μ_d , maior a força de atrito necessária para manter um objeto em movimento.

Segundo HUTCHINGS (1992), a maior contribuição da força de atrito surge das interações mecânicas entre as deformações rígidas ou elásticas das asperezas. A Figura 3.6 representa o modelo de atrito geralmente denominado de modelo de Coulomb. Neste modelo, a ação das asperezas em forma de dentes de serra promove a separação das superfícies quando elas deslizam da posição A para a posição B, nesta fase do movimento o trabalho feito pela força de atrito contra a carga normal L . Na próxima fase do movimento, da posição B para a posição C, percebe-se que o modelo falha, uma vez que a carga normal realiza trabalho no sistema e toda energia potencial armazenada na primeira fase é recuperada (HUTCHINGS, 1992).

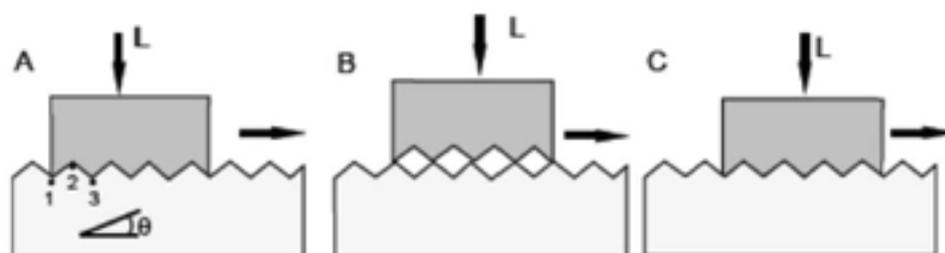


Figura 3.6. Representação do modelo de Coulomb para o atrito (STOETERAU, 2004).

3.4.4. Ensaio Tribológicos

Os ensaios tribológicos constituem em representar o processo de desgaste estudado no laboratório, sendo uma parte importante da investigação e desenvolvimento na tribologia, os estudos tribológicos são concebidos buscando ficar o mais próximo do modelo real. Logo, no arranjo dos ensaios é imprescindível acompanhar o desenvolvimento dos materiais aplicados nos sistemas desde seu conceito, seleção e aplicação. O tribo-sistema avaliado faz parte das propriedades tribológicas (LIMA, 2010).

Os ensaios tribológicos podem ser realizados usando diversas técnicas, incluindo ensaios de atrito e desgaste, ensaios de fadiga tribológica, ensaios de lubrificação e ensaios de erosão. Os resultados dos ensaios tribológicos são usados para avaliar as propriedades tribológicas de materiais, incluindo a taxa de desgaste, o coeficiente de atrito, a vida útil, a resistência à cavitação e a fadiga tribológica. Além disso, os ensaios tribológicos podem ser usados para otimizar o desempenho tribológico de sistemas mecânicos, selecionar materiais apropriados e avaliar o impacto da lubrificação no desempenho tribológico. Em resumo, os ensaios tribológicos são uma ferramenta importante na avaliação do desempenho tribológico de materiais e componentes mecânicos, fornecendo informações valiosas para a investigação e desenvolvimento na tribologia.

Existem diversos modelos de ensaios, dependendo do objetivo específico do teste e das condições de operação e todos tem o objetivo de realizar ensaios tribológicos simulando as condições reais do efeito do atrito. Além disso, é importante considerar as técnicas de medição e avaliação dos resultados dos ensaios tribológicos, que incluem a análise visual, a medição de rugosidade, a medição de espessura de película de lubrificante e a medição de força de atrito. Na Figura 3.7 é possível observar alguns tipos.

O equipamento designado para esta pesquisa foi o HFRR (*High Frequency Reciprocating Ring*) que consiste em uma técnica de ensaio tribológico que permite avaliar o desempenho de lubrificantes e superfícies de contato em condições de alta frequência e alta pressão. O equipamento possui um par tribológico, uma esfera (contra corpo) e um disco (corpo), sendo que a esfera desliza sobre o disco sob uma carga. Desta forma é possível obter o coeficiente de atrito e formação de filme lubrificante, quando realizado submerso em meio lubrificante.

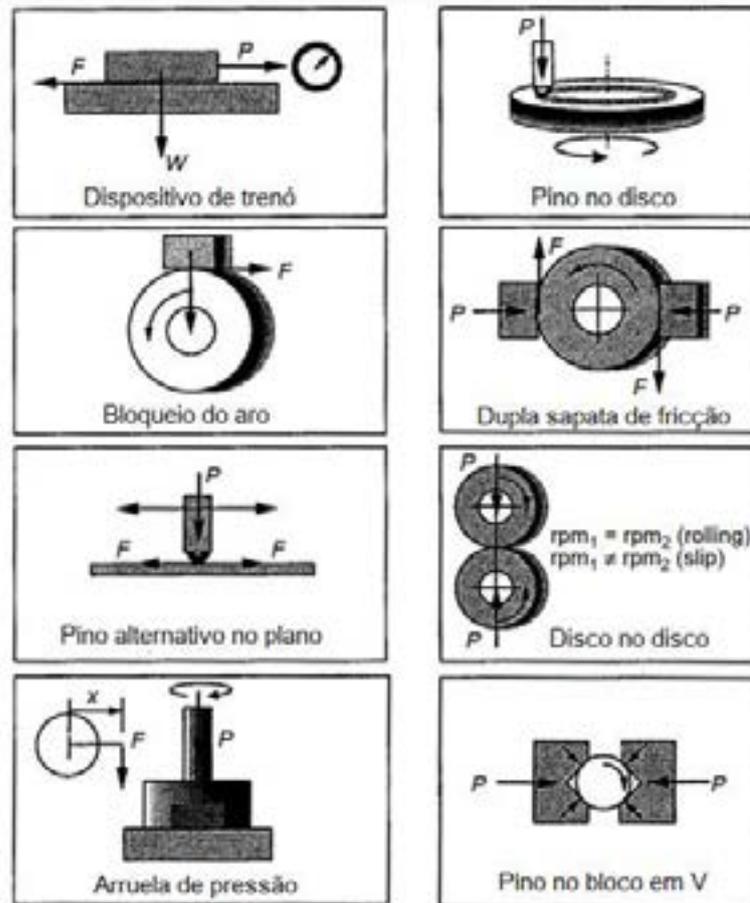


Figura 3.7. Representação dos diversos tipos de tribômetros e ensaios (BLAU, 2008).

De acordo com a Norma ISO 12156 (2006), com o método HFRR é possível verificar a formação de um filme lubrificante na região do regime de lubrificação limítrofe, apesar do baixo volume de lubrificante ensaiado. Além de ser possível avaliar o desgaste adesivo e fretting, com baixa velocidade de deslizamento. Os impactos da viscosidade e do calor gerados pelo atrito são reduzidos à baixa velocidade de deslizamento.

3.5. Planejamento ou Projeto de Experimentos (DOE)

A pesquisa científica é um processo de investigação sistemática que tem como objetivo gerar conhecimento novo ou confirmar conhecimento existente. A pesquisa científica pode ser realizada por meio de diferentes métodos, incluindo o desenho ou planejamento experimental.

O *Desing of Experiments* (DOE) é uma metodologia de pesquisa que permite aos pesquisadores controlar as variáveis envolvidas em um estudo e, assim, obter conclusões mais confiáveis. O planejamento experimental é uma ferramenta importante para a pesquisa científica, pois pode ser usado para testar hipóteses, comparar tratamentos ou avaliar o impacto de fatores ambientais.

O DOE pode ser definido como um conjunto de procedimentos que permitem aos pesquisadores controlar as variáveis envolvidas em um estudo. O objetivo do desenho experimental é garantir que as diferenças observadas nos resultados de um estudo sejam causadas pela variável de interesse e não por outras variáveis.

As variáveis envolvidas em um estudo experimental podem ser divididas em duas categorias: variáveis independentes e variáveis dependentes. As variáveis independentes são as variáveis que o pesquisador manipula, e as variáveis dependentes são as variáveis que o pesquisador observa (MONTGOMERY, 2013).

O planejamento experimental é baseado em alguns princípios básicos, podendo-se destacar:

- Controle das variáveis: as variáveis que podem influenciar os resultados do estudo devem ser controladas, exceto a variável de interesse;
- Randomização: os participantes do estudo devem ser distribuídos aleatoriamente pelos grupos experimentais;
- Repetição: o experimento deve ser repetido várias vezes para aumentar a confiabilidade dos resultados.

O desenho experimental é uma ferramenta importante para a pesquisa científica, pois pode ser usado para:

- Testar hipóteses: permite aos pesquisadores testar hipóteses sobre a relação entre variáveis;
- Comparar tratamentos: pode ser usado para comparar dois ou mais tratamentos para determinar qual é o mais eficaz;

- Avaliar o impacto de fatores ambientais: pode ser usado para avaliar o impacto de fatores ambientais, como poluição ou mudanças climáticas.

Para o DOE ser empregado, é necessário seguir cinco etapas principais, a saber:

- A primeira etapa é a definição do problema que o DOE será utilizado para resolver.
- A segunda etapa consiste em identificar os fatores que podem afetar a resposta e definir a resposta que será medida. Os fatores são as variáveis que podem ser controladas ou manipuladas pelo pesquisador. A resposta é a variável que o pesquisador está tentando medir. Logo após é necessário selecionar o tipo de DOE. Existem diversos tipos de DOE, alguns dos tipos mais comuns de DOE incluem. Planejamento fatorial: O planejamento fatorial é um tipo de DOE que permite aos pesquisadores estudar o efeito de vários fatores simultaneamente. Experimentos de resposta à superfície: Os experimentos de resposta à superfície permitem aos pesquisadores estudar o efeito de vários fatores em uma resposta contínua. Experimentos de design robusto: que permitem aos pesquisadores identificar os fatores que afetam a variabilidade da resposta.
- A terceira etapa é desenvolver um plano experimental que irá variar os fatores de interesse e registrar os resultados. O plano experimental deve ser projetado para garantir que todos os efeitos dos fatores possam ser identificados, como: número de fatores, níveis de fatores e ordem do experimento. Existem diversos métodos para criação de matrizes de experimento no DOE, os mais comuns são: planejamento fatorial completo, planejamento fatorial fracionado, matriz ortogonal e matriz de Taguchi (KUEHL, 1994).
- A quarta etapa é a execução do experimento, conforme o plano experimental.
- A quinta etapa é a realização da análise dos dados do experimento, para identificar os fatores que tem mais impacto na resposta. A análise pode ser feita por diversos métodos estatísticos, os mais utilizados são regressão linear, análise de superfície de resposta e análise de variância (MONTGOMERY, 2013).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo é apresentada a metodologia experimental aplicada no desenvolvimento do trabalho, a qual é demonstrada de forma resumida no fluxograma da Figura 4.1. Todos os procedimentos experimentais foram desenvolvidos nos laboratórios da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), utilizando-se de métodos e técnicas de ensaios seguindo suas respectivas normas técnicas.

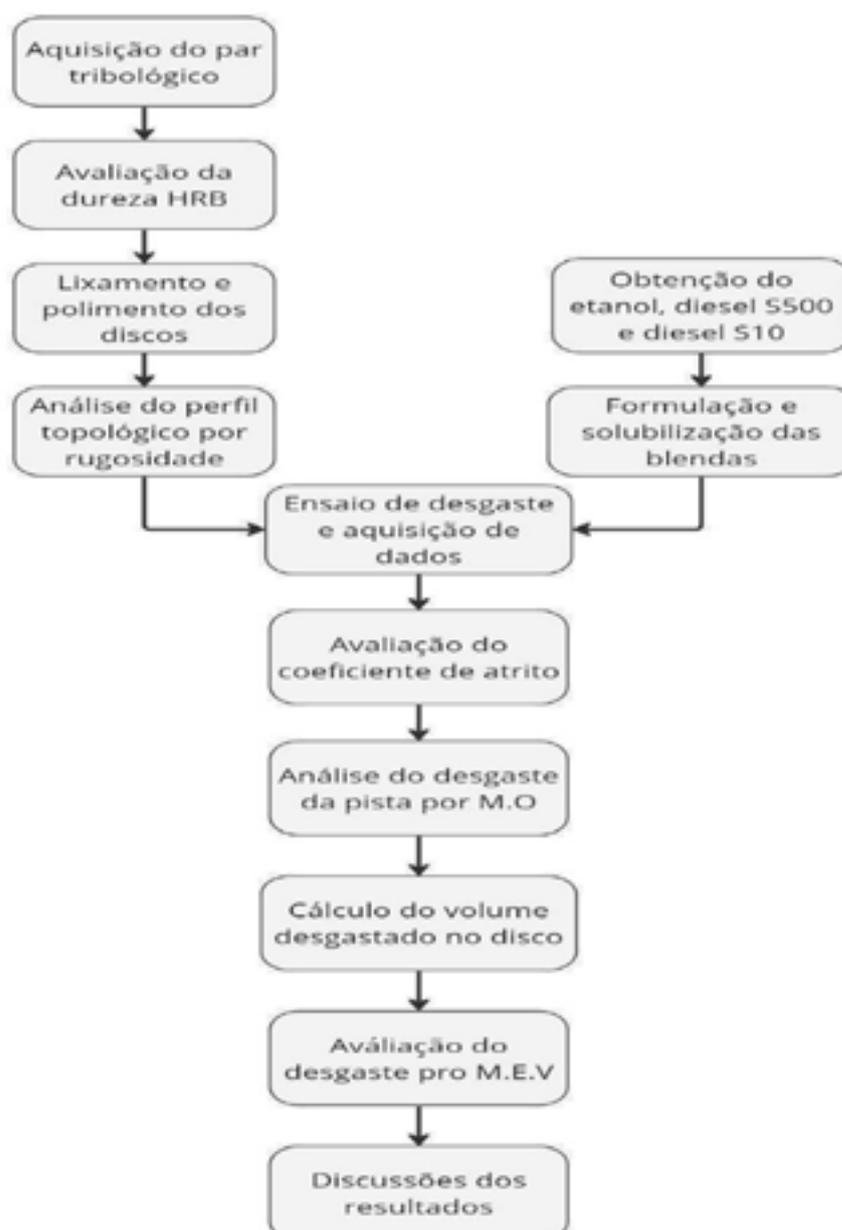


Figura 4.1. Fluxograma resumido da metodologia utilizada.

4.1. Amostras do Aço-cromo ASTM 52100

O material selecionado para as análises tribológicas foi o aço ASTM 52100, na forma de discos com diâmetro de 10 mm e espessura de 3 mm, adquirido junto ao fornecedor do equipamento tribômetro, empresa *DUCOM Instruments* (Índia). Segundo classificação da norma ASTM A 295 - *Standard Specification for High-Carbon Anti-Friction Bearing Steel* (ASTM A 295, 1998), o aço ASTM 52100 apresenta em sua composição química nominal os seguintes elementos e concentrações: Carbono entre 0,93-1,05%; Cromo entre 1,35-1,60; Manganês entre 0,25-0,45%; Silício entre 0,15-0,35%; Níquel (máx.): 0,25; Cobre (máx.): 0,30; Molibdênio (máx.): 0,10; Fósforo (máx.): 0,025 e Enxofre (máx.): 0,015.

4.1.1. Análise Microestrutural

Para conhecimento da microestrutura do aço, foi realizada a análise metalográfica de uma amostra do material seguindo a norma ASTM E 3 (ASTM E 3, 2001). A amostra teve sua superfície preparada utilizando lixas #320, #400, #600, #1200 e o procedimento foi concluído com o polimento da superfície, utilizando-se solução de alumina 1 μm e 0,3 μm . A microestrutura foi revelada por ataque químico com o reagente Nital 5% por 3 segundos. Na sequência, a microestrutura foi analisada por microscopia óptica (MO), sendo o microscópio empregado da marca Olympus, Modelo PMG3, acoplado a um microcomputador, um monitor LCD e uma câmera digital com resolução de 4 MP. Foi utilizado o software *TCapture* para aquisição e tratamento das imagens metalográficas.

4.1.2. Medidas de Dureza

Para as medidas de dureza foi selecionado o método Rockwell, realizado em um durômetro analógico da marca WKE. Foram testadas as escalas Rockwell C (pré-carga 10 kgf, carga total 150 kgf, penetrador de diamante esfero-cônico de 120°) e Rockwell B (pré-carga 10 kgf, carga total 100 kgf, penetrador de aço endurecido com diâmetro de 1/16" – 1,59 mm), e devido aos valores obtidos, os resultados válidos

enquadraram-se na escala B. Todos os procedimentos foram realizados de acordo com a norma ASTM E 18 (ASTM E 18, 2022), e ao total foram realizadas seis medidas na seção transversal, sendo apresentados os valores médios e os desvios observados.

4.1.3. Análise da Rugosidade Superficial

Para a realização das medidas de rugosidade superficial das amostras, foi utilizado um rugosímetro portátil SurfTest SJ-210 (Figura 4.2), marca Mitutoyo, que possibilita a obtenção de vários parâmetros, dos quais o parâmetro R_a foi utilizado (R_a - rugosidade média do termo em inglês *roughness average*). Todos os testes foram realizados seguindo a norma NBR ISO 4287 (NBR ISSO 4287, 2017), e para tanto foi confeccionado dispositivo porta-amostra em impressora 3D para fixação dos discos.



Figura 4.2. Rugosímetro portátil SurfTest SJ-210 e amostra posicionada no dispositivo de fixação.

4.2. Preparação do Par Tribológico

Os materiais utilizados na análise tribológica são compostos pelo disco plano (corpo) do aço ASTM 52100 e pela esfera de alumina (contra-corpo), sendo as dimensões apresentadas na Figura 4.3.

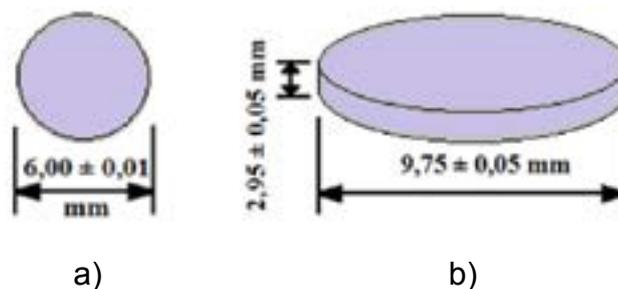


Figura 4.3. Dimensões do par esfera-disco: esfera de alumina e disco de aço ASTM 52100.

Os discos foram preparados de modo que sua superfície apresentasse uma rugosidade média (R_a) de $0,05 \mu\text{m}$. Para isso, foram utilizadas diversas granulometrias de lixas #320, #400, #600, #1200 e concluindo com polimento aplicando solução de alumina $1 \mu\text{m}$ e $0,3 \mu\text{m}$. Logo após, as amostras repousaram durante doze horas em um recipiente com álcool e, após este período, foram submetidas a banho por ultrassom de 7 min., mergulhadas em um béquer com álcool etílico 95% e, na sequência, novamente submetidos a outro banho por ultrassom, agora de 2 min., com acetona para a remoção do resíduo do álcool. Finalizado o banho, foram secas com soprador térmico e guardadas em um dessecador até os testes no tribômetro.

4.3. Aquisição e Concepção das Blendas

Foram utilizados os combustíveis diesel S500 e S10 (ambos adquiridos no Posto de Combustíveis Alicar Ltda, localizado em Porto Alegre-RS) e do combustível etanol (adquirido no Posto Carrefour Comércio e Indústria Ltda, localizado em Porto Alegre-RS).

Os combustíveis diesel S500 e S10, ambos com teor de 10% de biodiesel, foram preparados no Laboratório de Materiais (LAMAT) da PUCRS com adição de etanol nas proporções volumétricas de 2%, 4,5% e 7% (v/v), a temperatura ambiente, em frascos de vidro de cor âmbar, agitado manualmente por 5 min, método repetido para todas as blendas. Um total de seis blendas de combustíveis diferentes foram utilizadas, os quais são identificadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Identificação das blendas dos combustíveis.

Blendas	Descrição
JS502	98% de diesel S500 + 2% de etanol
JS545	95,5% de diesel S500 + 4,5% de etanol
JS507	93% de diesel S500 + 7% de etanol
JS102	98% de diesel S10 + 2% de etanol
JS145	95,5% de diesel S10 + 4,5% de etanol
JS107	93% de diesel S10 + 7% de etanol

4.4. Ensaio Tribológicos

Os ensaios tribológicos foram realizados no tribômetro *High Frequency Reciprocating Test* (HFRR), fabricado pela *Ducom Instruments*, modelo HFRR 4.2 (Figura 4.4). Trata-se de um dispositivo desenvolvido para ensaios recíprocos que utiliza uma esfera e um disco como elementos do par de desgaste.

**Figura 4.4.** Tribômetro do tipo *High Frequency Reciprocating Rig* (HFRR 4.2).

O equipamento possibilita que parâmetros de testes tais como temperatura, frequência, amplitude, carga, humidade e material dos corpos-de-prova possam ser modificados de modo que uma determinada variável de ensaio possa ser explorada. Este equipamento possibilita medir a força de atrito entre o par tribológico, e desta forma, determinar o coeficiente de atrito dinâmico durante todo o ensaio. A Tabela 4.2 informa as características principais do equipamento.

Tabela 4.2. Características e faixas de operação do tribômetro HFRR 4.2.

Especificações técnicas do equipamento	
Frequência	10 a 50 Hz
Curso (amplitude)	1,0 mm
Carga Normal	100 a 1000 g
Temperatura	Ambiente até 95 °C
Tensão	240 VCA
Esfera (superior)	6,0 mm de diâmetro
Disco (inferior)	10,0 mm de diâmetro x 3 mm de espessura

Associado ao equipamento está um computador, que realiza o gerenciamento da análise e coleta as variáveis monitoradas (temperatura, força de atrito, coeficiente de atrito e humidade). O equipamento dispõe de um porta-disco confeccionado em alumínio, com recipiente que comporta 2ml de fluido para realização de ensaios com disco submerso. A esfera é fixada em seu suporte utilizando-se um parafuso para impedir movimentos orbitais, e o disco é fixado no porta-amostra utilizando-se dois parafusos opostos, em relação ao diâmetro do disco. A Figura 4.5 mostra uma fotografia dos suportes da esfera e do disco.



Figura 4.5. Suporte da esfera (a esquerda) e porta-amostra do disco com recipiente para ensaio com lubrificante (a direita).

4.5. Matriz de Experimentos

Através do software Origin ProLab 2022® e seu aplicativo *Design of Experiments* (DOE), foi projetada a matriz dos experimentos com a entrada das variáveis (input) para os ensaios: porcentagem de etanol, carga aplicada, distância percorrida e tipo de diesel. O percentual de etanol (2%; 4,5%; e 7%) e o tipo de diesel (S500 e S10) foram considerados variáveis “categóricas”, ou seja, sem alterações nos valores, enquanto a carga (200g, 500g e 800g) e a distância percorrida (100m, 300m e 500m) foram consideradas “contínuas”. Como variáveis de resposta (output) foram selecionados o coeficiente de atrito e o volume desgastado. Foi utilizado o método Box-Benhken para construção da matriz, com randomização dos experimentos. Assim, é possível ajustar um modelo aos dados experimentais e encontrar as melhores configurações para que as respostas sejam aprimoradas. O DOE indica a configuração inicial otimizada, demonstrada na Tabela 4.3, onde observa-se a proposta da realização de 32 ensaios.

Analisando a Tabela 4.3, observam-se valores intermediários entre os limites mínimos e máximos estabelecidos para as variáveis carga e distância percorrida em função de metodologia empregada pelo método estatístico associado ao Box-Benhken. Como o objetivo da investigação é analisar a influência de diferentes blendas no comportamento ao desgaste do aço ASTM 52100, nenhuma condição à seco foi analisada pois se afasta do escopo do presente trabalho.

Tabela 4.3. Matriz de experimentos.

Arranjo	% de Etanol	Carga (g)	Distância (m)	Diesel
1	2	200	300	10
2	2	500	100	10
3	2	500	500	10
4	2	800	300	10
5	4,5	200	500	10
6	4,5	200	100	10
7	4,5	500	300	10
8	4,5	500	300	10
9	4,5	500	300	10
10	4,5	500	300	10
11	4,5	800	100	10
12	4,5	800	500	10
13	7	200	300	10
14	7	500	500	10
15	7	500	100	10
16	7	800	300	10
17	2	200	300	500
18	2	500	100	500
19	2	500	500	500
20	2	800	300	500
21	4,5	200	500	500
22	4,5	200	100	500
23	4,5	500	300	500
24	4,5	500	300	500
25	4,5	500	300	500
26	4,5	500	300	500
27	4,5	800	500	500
28	4,5	800	100	500
29	7	200	300	500
30	7	500	500	500
31	7	500	100	500
32	7	800	300	500

4.6. Medidas da Pista de Desgaste e Determinação do Volume Desgastado

A pista desgastada no corpo de prova (disco) necessita ser medida para que se estime o volume do desgaste e, dada a dimensão microscópica deste desgaste, faz-se necessário a utilização de um microscópio óptico para esta análise.

$$V = V_{calota} + V_{trilha} \quad (4.1)$$

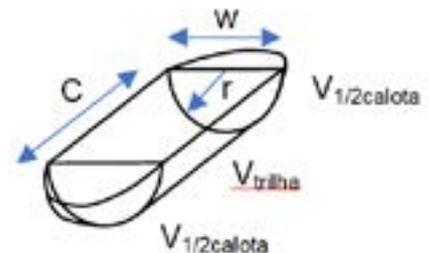
$$V = \frac{\pi.D^4}{64.r} + \left\{ \left[r^2 \cdot \text{sen}^{-1} \left(\frac{w}{2.r} \right) \right] - \left[\frac{w}{4} \cdot \sqrt{4.r^2 - w^2} \right] \right\} \cdot C \quad (4.2)$$

onde: D = diâmetro da esfera (mm);

r = raio da esfera (mm);

w = largura da trilha (mm);

C = comprimento da trilha (mm).



De acordo com a norma ASTM D 7755, intitulada "Prática Padrão para Determinar o Volume de Desgaste em Peças de Teste Padrão Usadas por Máquina de Teste de Oscilação Linear de Alta Frequência" (ASTM D 7755, 2011), utiliza-se as Equações (4.1) e (4.2) para determinar o volume desgastado (V) quando se considera a configuração da pista de desgaste conforme esquema a seguir.

Para auxiliar os cálculos dos volumes desgastados, foi concebido dentro do LAMAT um programa com base na linguagem Python (Figura 4.6), onde a partir da área de um pixel, obtém-se por comparação da imagem gerada pelo software TCapture a identificação da área desgastada (demonstrada na Figura 4.7), e informando a geometria desta área, o software calcula o volume desgastado da amostra. O aplicativo realizada a aquisição da imagem capturada em microscópio óptico, analisa os pixels e define a área desgastada por contraste de coloração da imagem. De acordo com o formato da pista desgastada (esférica, elipsóide ou cilíndrica), seleciona-se a opção para que as equações de volume sejam utilizadas.

Para o trabalho, os volumes de desgaste foram calculados manualmente e com o auxílio de uma calculadora de desgastes, sendo os resultados concordantes.

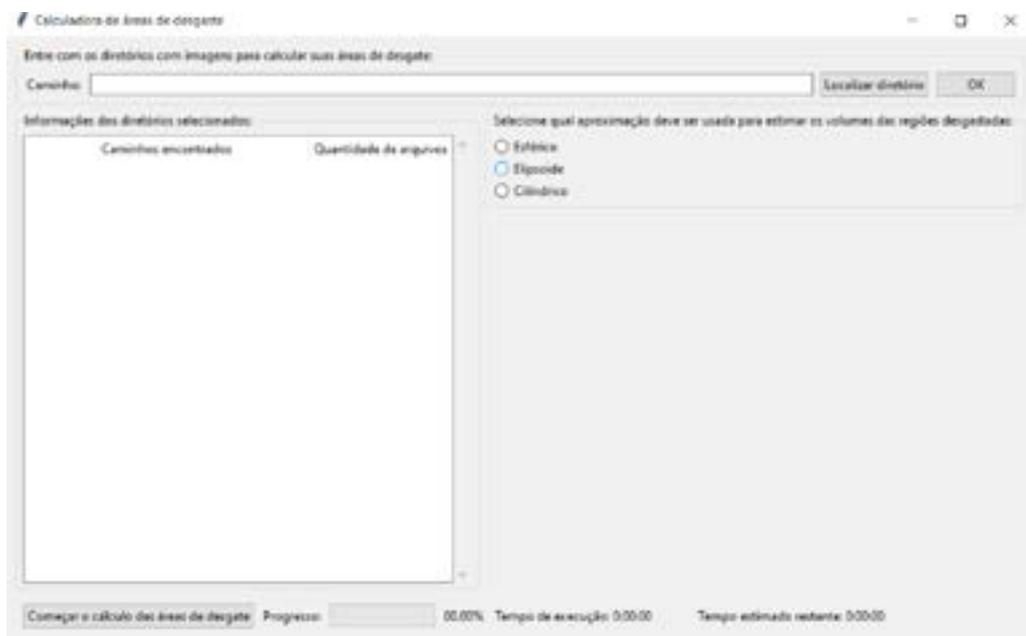


Figura 4.6. Interface inicial da calculadora de volume desgastado.

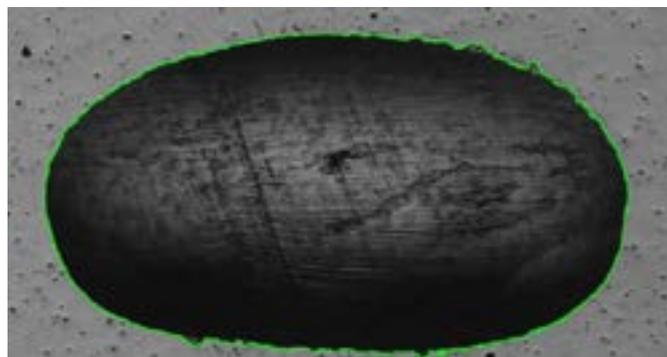


Figura 4.7. Imagem exemplo da seleção da área desgastada, realizada pela calculadora.

Por fim, as pistas de desgaste das amostras foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV, modelo F50, marca Inspect, do Laboratório de Microscopia e Microanálises da PUCRS), nos modos SE (elétrons secundários) e BSE (elétrons retroespalhados) com a finalidade de identificar os micromecanismos de desgaste das pistas de desgaste.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios realizados, sendo que os mesmos seguem a sequência cronológica de execução conforme apresentado no Capítulo 4 do procedimento experimental.

5.1. Microestrutura, Dureza e Rugosidade Superficial

A microestrutura revelada do aço ASTM 52100 pode ser vista na Figura 5.1. Na imagem é possível observar na porção mais clara, a fase ferrita (formando a matriz), e na porção mais escura, os carbonetos esferoidizados dispersos na matriz, entre eles a cementita (Fe_3C) e carbonetos de cromo (Cr_xC_y). Deste modo é possível confirmar que a amostra passou por tratamento térmico de esferoidização, visando alterar a distribuição dos carbonetos na microestrutura que se distribuem em forma de glóbulos dispersos na matriz, permitindo obter a máxima ductilidade para este aço (MIER, 2014), que apresenta alto teores de C e Cr, entre 0,93-1,05% e 1,35-1,60%, respectivamente.

O valor médio obtido nas medidas de dureza foi de 98 ± 1 HRB. Uma vez que o material se encontra na condição esferoidizado, é de se esperar uma dureza baixa, conforme sugerido pela norma ASTM A 295 com máxima dureza de 92 HRB para barras e tubos (ASTM A 295, 1998).



Figura 5.1. Microestrutura do aço ASTM 52100, matriz ferrítica (porção clara) e carbonetos esferoidizados (porção escura).

As análises de rugosidade foram realizadas nas superfícies dos discos antes dos ensaios de desgaste. Um exemplo do perfil obtido é apresentado na Figura 5.2, com valor $R_a = 0,247 \mu\text{m}$ e $R_z = 1,154 \mu\text{m}$, demonstrando no eixo vertical a altura do perfil da superfície e no eixo horizontal o deslocamento do instrumento de medição em mm.



Figura 5.2. Perfil de rugosidade da superfície do disco de aço ASTM 52100.

5.2. Coeficientes de Atrito Dinâmico

Como a morfologia da superfície desgastada se modifica de acordo com o tipo de combustível utilizado, o Coeficiente de Atrito Dinâmico (COF) se configura como uma ferramenta para avaliar o comportamento tribológico de combustíveis (SILVESTRE, 2017). Utilizando a blenda diesel S10 com 2% de etanol sob as condições definidas pelo DOE, os gráficos de COF em função da distância percorrida podem ser visualizados na Figura 5.3. As avaliações foram realizadas em quatro condições distintas; 5.3a.) carga de 200g com distância de 300m, 5.3b e c.) carga de 500g com distâncias de 100m e 500m, e 5.3d.) carga de 800g e distância de 300m. O processo de geração de atrito está diretamente relacionado à morfologia da superfície, principalmente às irregularidades presentes na zona da escara de desgaste.

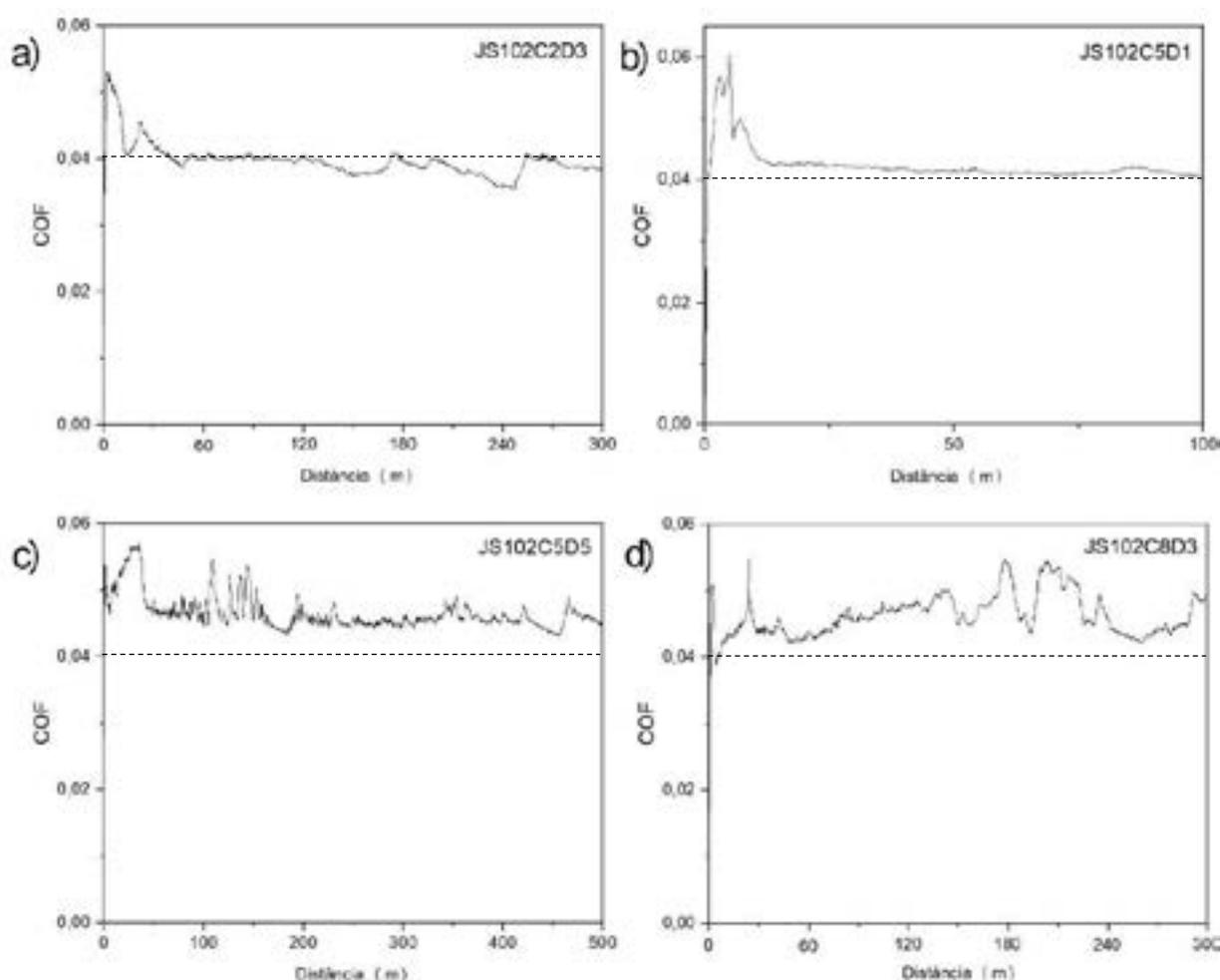


Figura 5.3. Coeficientes de atrito para a blenda JS102 (S10 - 2% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, e d) 800g e 300m.

Observa-se para a carga de 200 g (Figura 5.3a), que o valor inicial do COF apresenta um aumento exponencial até a distância de 10 m, mostrando valores próximos a 0,54. Este comportamento refere-se ao regime transiente inicial, que pode ser atribuído a interação entre o corpo de desgaste e as irregularidades superficiais do contra corpo, as quais agem como resistência ao movimento deslizante. Com a quebra das saliências da superfície, o COF diminui rapidamente para valores em torno de 0,4. A partir da distância de 60m (fim do regime transiente), o valor do COF torna-se estável, conhecido como regime estacionário. Comportamento similar e mais estável foi observado para a carga de 500g e distância de 100m (Figura 5.3b), sendo o valor médio de COF no regime estacionário em torno de $0,4 \pm 0,2$ para ambas as condições. Porém, para as cargas de 500g e 800g e distância maiores que 500m e 300m, respectivamente (Figuras 5.3c e 5.3d), os comportamentos apresentaram-se instáveis durante todo o ensaio, com grandes variações no COF ao longo das distâncias de ensaio. Nestes casos, os valores médios de COF ficaram entre 0,45 e 0,55, com maiores variações para a condição com maior carga, de 800g.

Com a adição de 4,5% de etanol ao diesel S10, foi avaliada a carga de 500g com distância de 300m (em quaduplicada, Figura 5.4), e as cargas de 200g com distância de 100m e 500m (Figuras 5.5a e 5.5b), e carga de 800g em distância de 100m e 500m (Figuras 5.5c e 5.5d). Na Figura 5.4, onde são apresentados os resultados obtidos para a blenda JS145 com carga de 500g e distância de 300m, ensaios em quaduplicata, observa-se que os ensaios 1 e 3 apresentaram comportamentos similares, com alguma variação durante o regime estacionário e valores de COF médio de 0,45. Para as replicatas 2 e 4, novamente observou-se variações durante os ensaios no regime de comportamento estacionário, porém com valores médios próximos a 0,4. De uma forma geral, observou-se reprodutibilidade dos resultados, com certa variação inerente ao processo de desgaste em um sistema tribológico. É importante comparar estes resultados com os obtidos na blenda com 2% de etanol adicionado, onde nota-se uma diminuição nos valores de COF com o aumento na adição do teor do etanol.

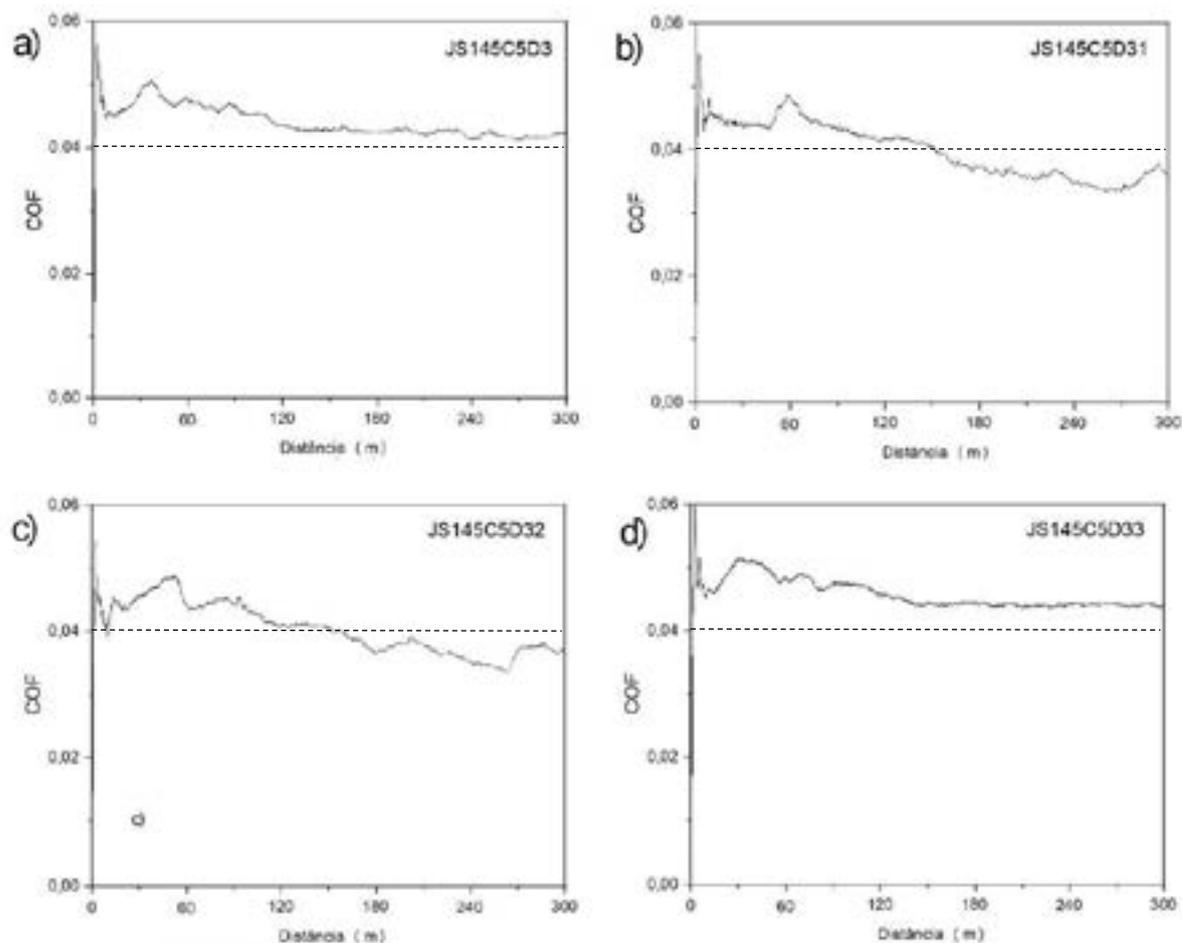


Figura 5.4. Coeficiente de atrito para a blenda JS145 (S10 – 4,5% de etanol) com carga de 500g e distância de 300m – ensaios em quadruplicata.

As curvas das Figuras 5.5a a 5.5c com as cargas de 200g e 800g e distâncias de 100m e 500m, respectivamente, evidenciam regime transitório até 30 m, caracterizado pelo aumento instantâneo do COF até valores de 0,57. A partir desta distância, os comportamentos se mantêm similares, independentemente da carga aplicada e distância percorrida, com valores médios de COF de 0,4. Porém, observa-se a estabilização do COF abaixo de 0,3 a partir de 250m percorridos para a condição de maior carga e distância percorrida (800g e 500m).

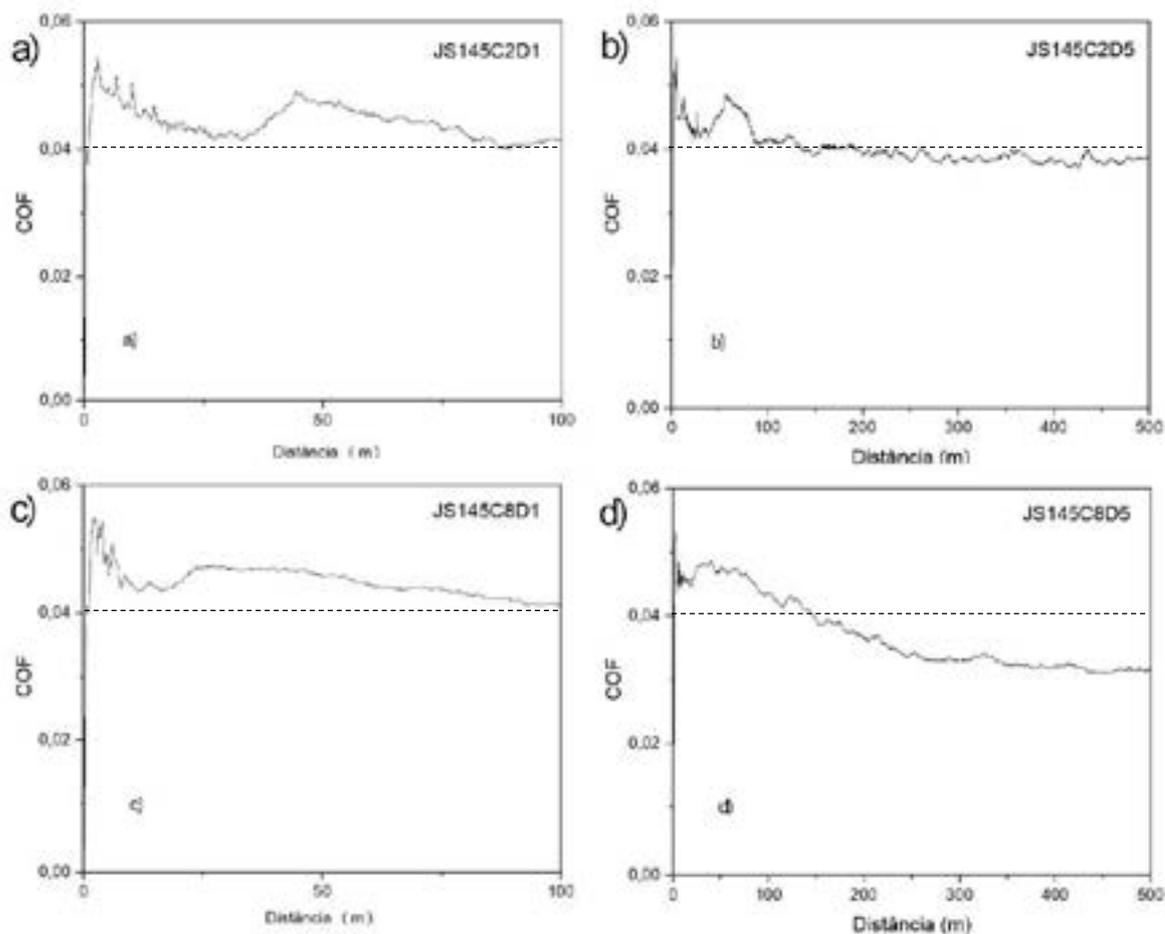


Figura 5.5. Coeficiente de atrito para a blenda JS145 (S10 – 4,5% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 100m, b) 200g e 500m, c) 800g e 100m e d) 800g e 500m.

Ao adicionar 7% de etanol ao diesel S10, as avaliações do COF foram realizadas para as seguintes condições: 200g com distância de 300m (Figura 5.6a), carga de 500g com distância de 100m e 300m (Figuras 5.6b e 5.6c), e carga de 800g em distância de 300m (Figura 5.6d). Conforme gráficos do COF em função distância apresentados na Figura 5.6, no regime transiente inicial, observa-se um acréscimo no valor do COF para valores próximos a 0,6 em todas as configurações com esta blenda para distância percorridas até 25 m, exceto para a carga de 200g e distância percorrida de 300m. Posteriormente, no regime estacionário, verifica-se uma instabilidade do COF para todas as condições de carga. Com as cargas de 500g e 800g e distâncias de 300m e 500m, nota-se uma diminuição significativa do COF a partir de 150 m, obtendo-se valores próximos de 0,3 para distância a partir de 250 m para ambas as condições.

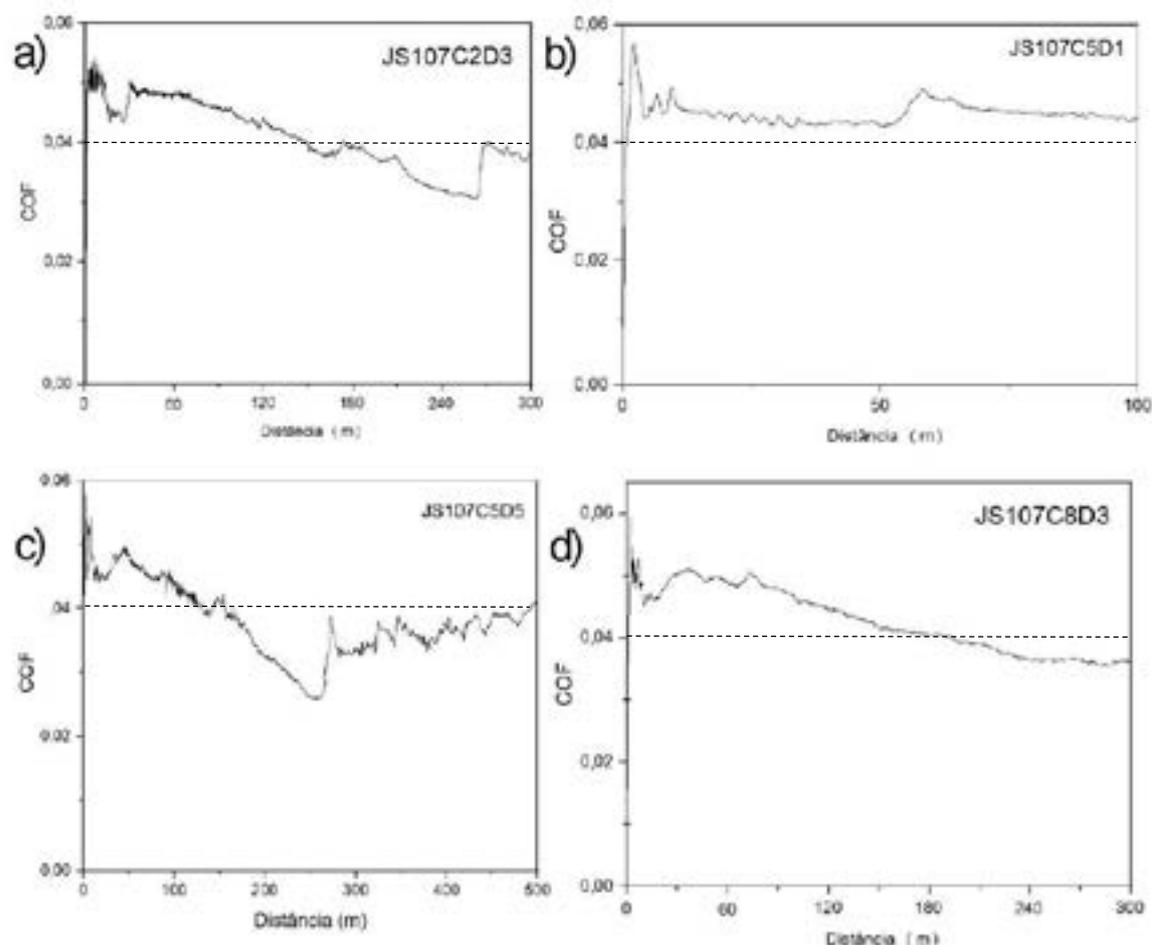


Figura 5.6. Coeficiente de atrito para a blenda JS107 (S10 – 7% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m e d) 800g e 300m.

Para o diesel S10, observa-se que a adição de etanol induziu a uma diminuição no COF, independente da carga e da distância aplicadas. Quando analisadas as condições isoladas, nota-se que para maiores cargas e distâncias percorridas os valores de COF foram menores para o teor de 7% de etanol adicionado, seguido de 4,5% e 2%. Isto indica que apesar das maiores forças normais do sistema tribológico, as condições de atrito diminuem com a adição de etanol na blenda, sugerindo uma melhora na lubrificidade do combustível diesel S10 com o aumento do teor de etanol.

A Figura 5.7 apresenta a visualização gráfica do COF para o diesel S500 com 2% de etanol, sob as condições estabelecidas pelo DOE. Foram realizadas análises nas seguintes condições: carga de 200g com distância de 300m (Figura 5.7a), carga

de 500g com distância de 100m e 500m (Figuras 5.7b e 5.7c) e carga de 800g e distância de 300m (Figura 5.7d). A análise dos resultados do COF nas condições testadas revelou a presença clara dos regimes transiente e estacionário. Em todos os casos, o valor do COF apresentou baixa instabilidade. Dentre as condições testadas, destaca-se as respostas no regime transiente inicial, onde os ensaios com 200g e 500g mostrou valores de COF próximos a 0,057, enquanto a carga de 800g apresentou valores máximos de 0,078. Exceção foi observada para a condição com 500 g de carga e 100 m de distância. Essa condição apresentou o menor valor médio de COF, tanto no estágio inicial (com valor de 0,028) como no regime estacionário (0,22), sendo este comportamento muito discrepante quando comparado aos outros. Como principal diferença com os resultados do diesel S10, nota-se que os valores de COF apresentam uma ordem de grandeza abaixo dos verificados anteriormente.

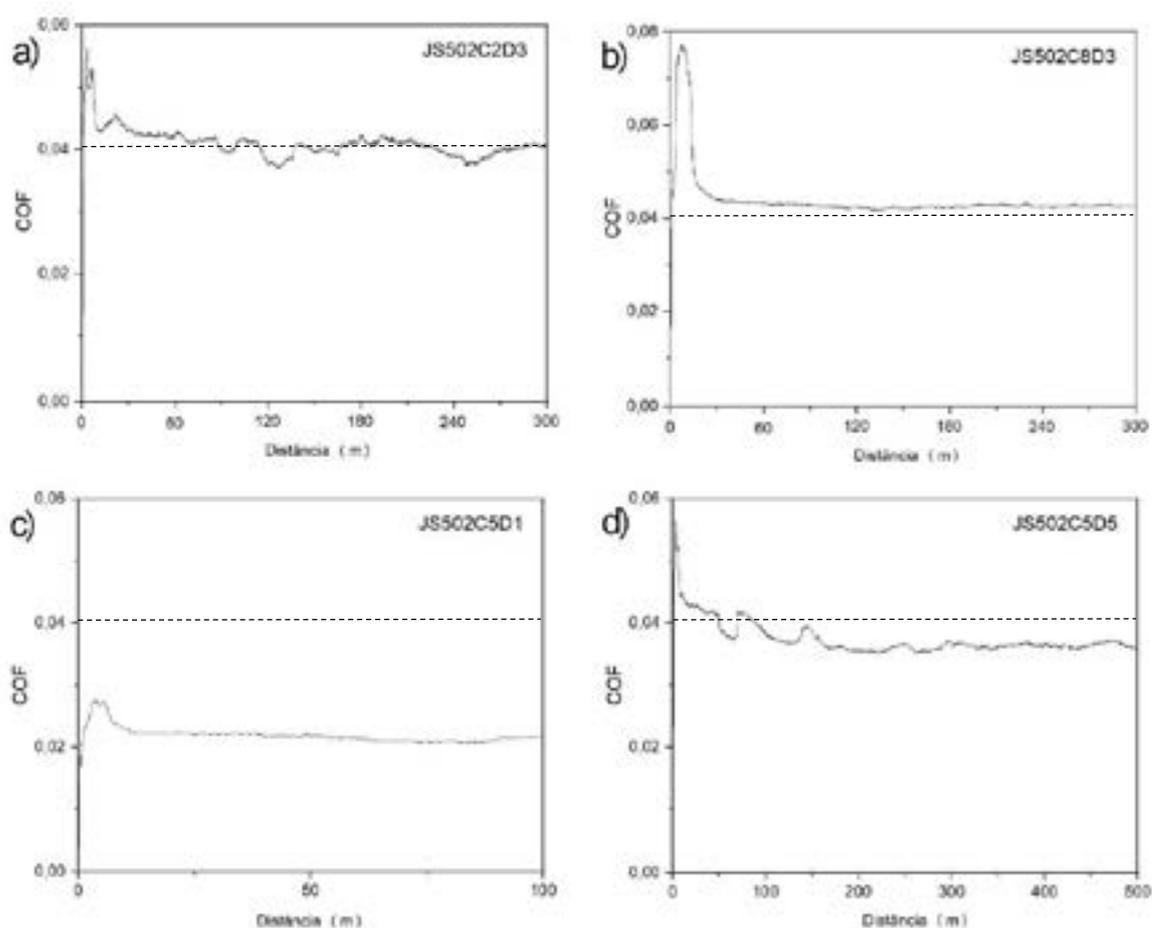


Figura 5.7. Coeficiente de atrito para a blenda JS502 (S500 – 2% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, d) 800g e 300m.

Análise da influência da adição de 4,5% de etanol ao diesel S500, foram avaliadas com as condições de carga de 200g com distância de 100m e 500m (Figuras 5.8a e 5.8b), e carga de 800g em distância de 100m e 500m (Figuras 5.8c e 5.8d). Para a carga de 500g com distância de 300m, foram realizadas análises em quadruplicada, cujo resultados são mostrados na Figura 5.9.

A Figura 5.8 demonstra que os valores e regimes do COF apresentaram similaridade em todas as condições testadas, com exceção da condição de carga de 200g e distância de 500m (Figura 5.8.d). Na referida condição, observou-se uma instabilidade no valor do COF próximo à distância de 200m, que se prolongou ciclicamente até o final da análise.

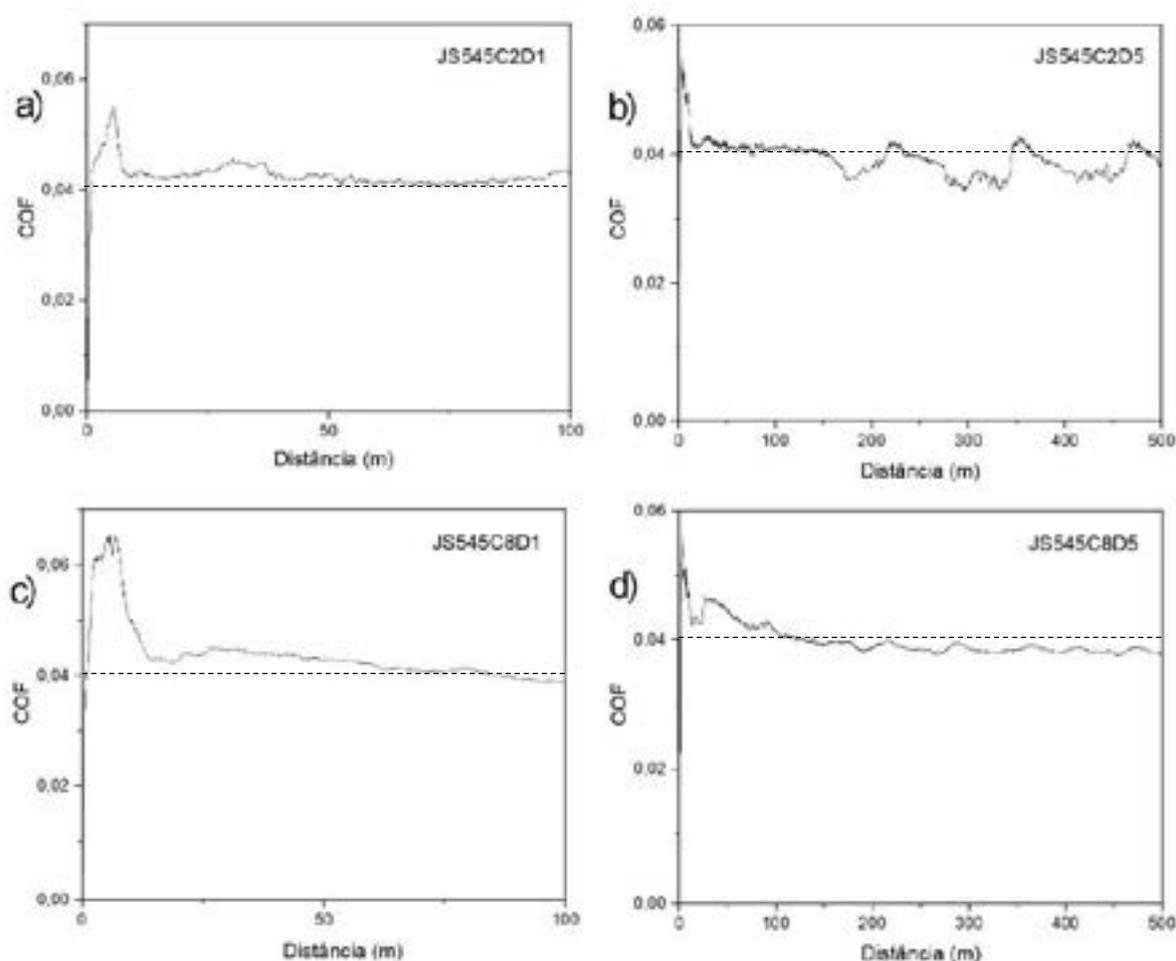


Figura 5.8. Coeficiente de atrito para a blenda JS545 (S500 – 4,5% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 100m, b) 500g e 500m, c) 800g e 100m e d) 800g e 500m.

Para a condição repetida em quadruplicata (carga de 500g com distância de 300m, Figura 5.9), observa-se que os comportamentos foram muito similares, com alguma discrepância para o ensaio 3, que apresentou maiores valores de COF durante os ensaios. Mesmo assim, os valores médios de COF mantiveram-se próximos a 0,04.

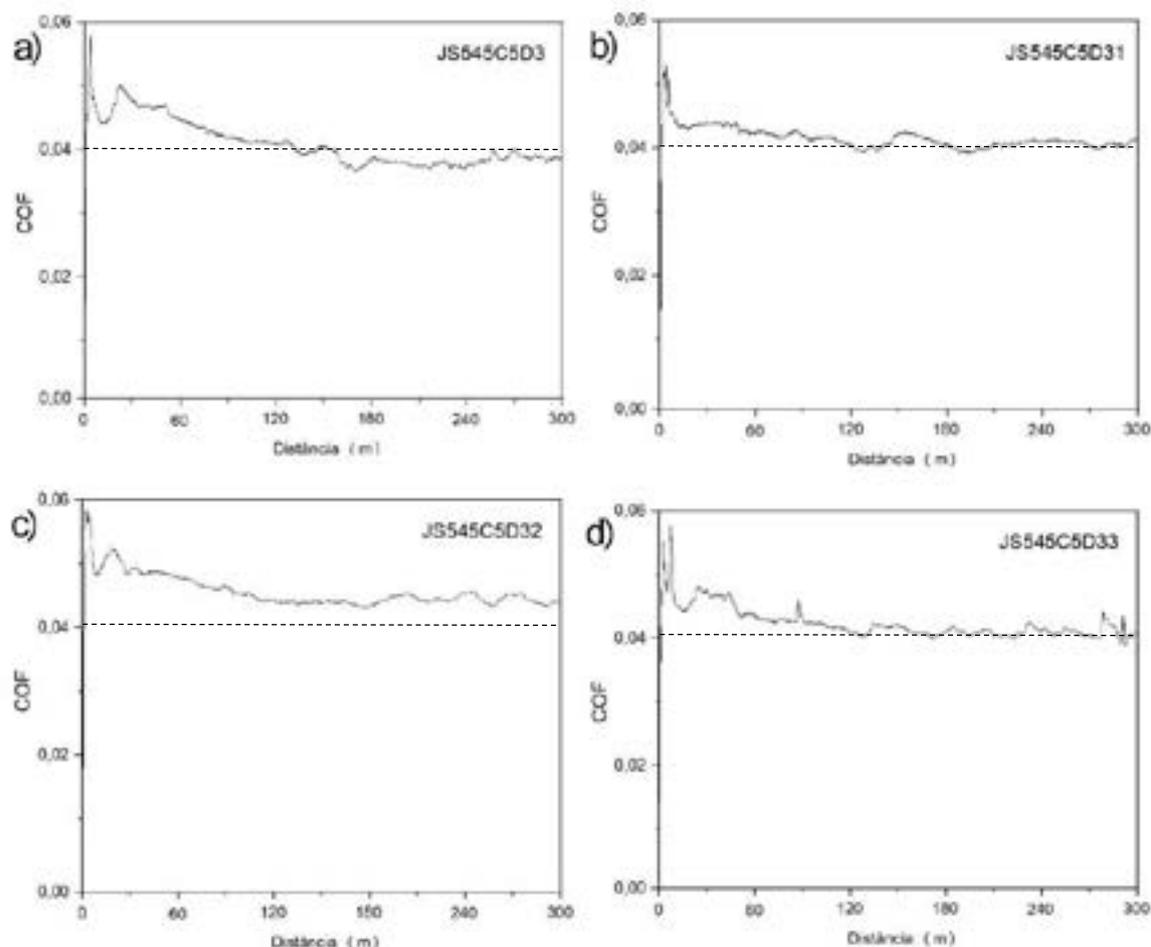


Figura 5.9. Coeficiente de atrito para a blenda JS545 (S500 – 4,5% de etanol) com carga de 500g e distância de 300m – ensaios em quadruplicata..

Ao acrescentar 7% de etanol ao diesel S500, as avaliações do COF foram realizadas para as seguintes condições: carga de 200g com distância de 300m (Figura 5.10a), carga de 500g com distâncias de 100m e 500m (Figuras 5.10b e 5.10c) e carga de 800g com distância de 300m (Figura 5.10d).

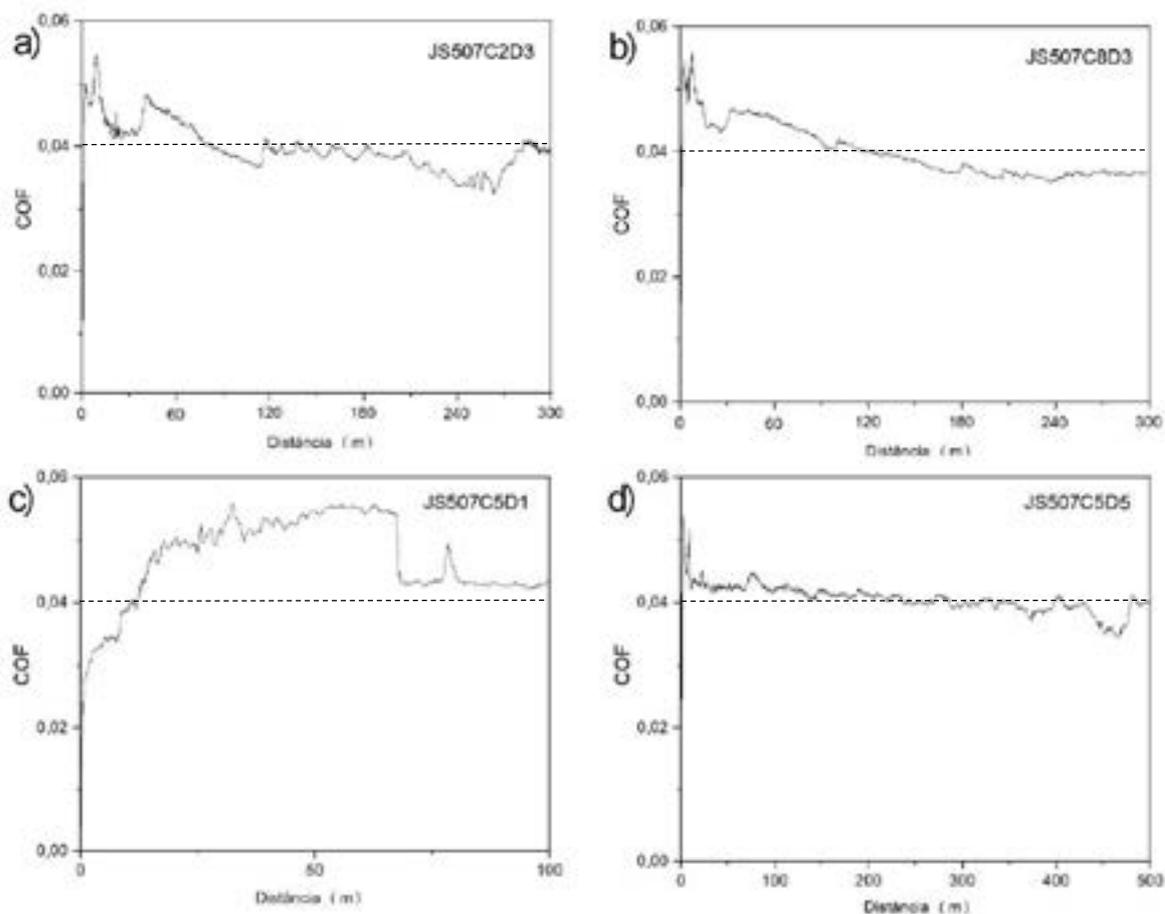


Figura 5.10. Coeficiente de atrito para a blenda JS507 (S500 – 7% de etanol) com carga e distância de: a) 200g e 300m, b) 500g e 100m, c) 500g e 500m, e d) 800g e 300m.

Para a adição de 7% de etanol ao diesel S500, os resultados revelam divergências significativas entre os resultados do COF para a condição de carga de 500g e distância de 100m (Figura 5.10c) em comparação com as demais condições testadas. Especificamente, observa-se um comportamento distinto na referida condição, sem a presença de regime transiente e regime estacionário. O comportamento divergente observado pode ser atribuído a uma falha na etapa de preparação da amostra, pode ter resultado R_a diferente da esperada ou a presença de contaminantes na superfície da amostra.

As instabilidades dos valores do COF observadas durante o HFRR, foram atribuídas por Maru et al. (2014) à mudança nos mecanismos de atrito, a qual se reflete ao tamanho da escara de desgaste (*debris*). Em seu estudo foi pesquisado a curva de Stribeck como método adequado de caracterização da lubricidade de

misturas de biodiesel, com blenda de B20 e óleo diesel. Dessa forma, uma correlação foi estabelecida entre o atrito e o desgaste, evidenciando que as superfícies homogêneas, com poucas irregularidades e baixa incidência de óxidos na escara, apresentaram os menores coeficientes de atrito.

A análise dos resultados do COF revelou uma flutuação nos valores, que podem ser associados a fatores como desgaste, quebra de óxidos, à variação da carga, velocidade e a fenômenos associados com a remoção de debris, assim como das vibrações transmitidas das partes dos componentes móveis do equipamento ou do ambiente. A complexa variação do sinal do coeficiente de atrito por fatores que influenciam indiretamente na referida medida, dificulta o entendimento do papel deste parâmetro no mecanismo de desgaste (PANTALEON, 2004).

Estudos conduzidos por Godet (1990) demonstram que as partículas de desgaste podem, em determinadas circunstâncias, atenuar o desgaste progressivo das superfícies em contato. Essa atenuação é mais comumente observada em baixas frequências de deslizamento. Em contraste, em frequências elevadas, as partículas de desgaste são mais facilmente ejetadas da interface de contato, resultando em danos de desgaste mais severos. A frequência com que a situação se apresenta impacta significativamente o COF, levando a alterações em seu valor.

Constantine, Wang e Terrell (2013) realizaram uma análise do coeficiente de atrito sob o enfoque na frequência. O seu estudo se concentrou na determinação do desempenho tribológico do biodiesel B100 à base de soja dentro de um injetor de combustível. Seus resultados demonstraram que o aumento da frequência ocasionou a diminuição do coeficiente de atrito. Essa redução pode ser atribuída, principalmente, à transição do regime de lubrificação limítrofe para o hidrodinâmico.

Observa-se uma concordância significativa entre os resultados do COF obtidos para as diferentes blendas e as informações presentes na revisão bibliográfica realizada. No trabalho de Farias et al. (2012), os resultados indicaram que as blendas com menor quantidade de enxofre apresentaram menor lubricidade, corroborando

com valores de COF superiores, em comparação as blendas com maior quantidade do mesmo componente.

5.3. Pistas de Desgaste

As análises dos desgastes das amostras foram realizadas com o auxílio de microscopia ótica, e as imagens obtidas permitiram a aferição das dimensões da pista desgastada, incluindo comprimento, largura e raio das calotas desgastadas, utilizando o software TCapture.

Através da análise quantitativa das dimensões do desgaste, foi possível quantificar a severidade do desgaste em cada amostra e comparar o desempenho das diferentes blendas em termos de lubricidade.

A Figura 5.11 mostra a influência da carga e da distância percorrida no desgaste das pistas na presença da blenda de diesel S10 com 2% de etanol. A análise das imagens indica que o aumento da carga e da distância percorrida tende a gerar um maior desgaste das pistas, com diferentes topografias de desgaste observadas. Observa-se também que para a mesma carga aplicada de 500g, as dimensões da pista de desgaste aumentam com o aumento da distância percorrida, conforme figuras 5.11b e 5.11c. O mesmo também foi notado quando a distância se manteve constante com 300m e a carga foi aumentada de 200g para 800g (Figura 5.11a e 5.11d, respectivamente).

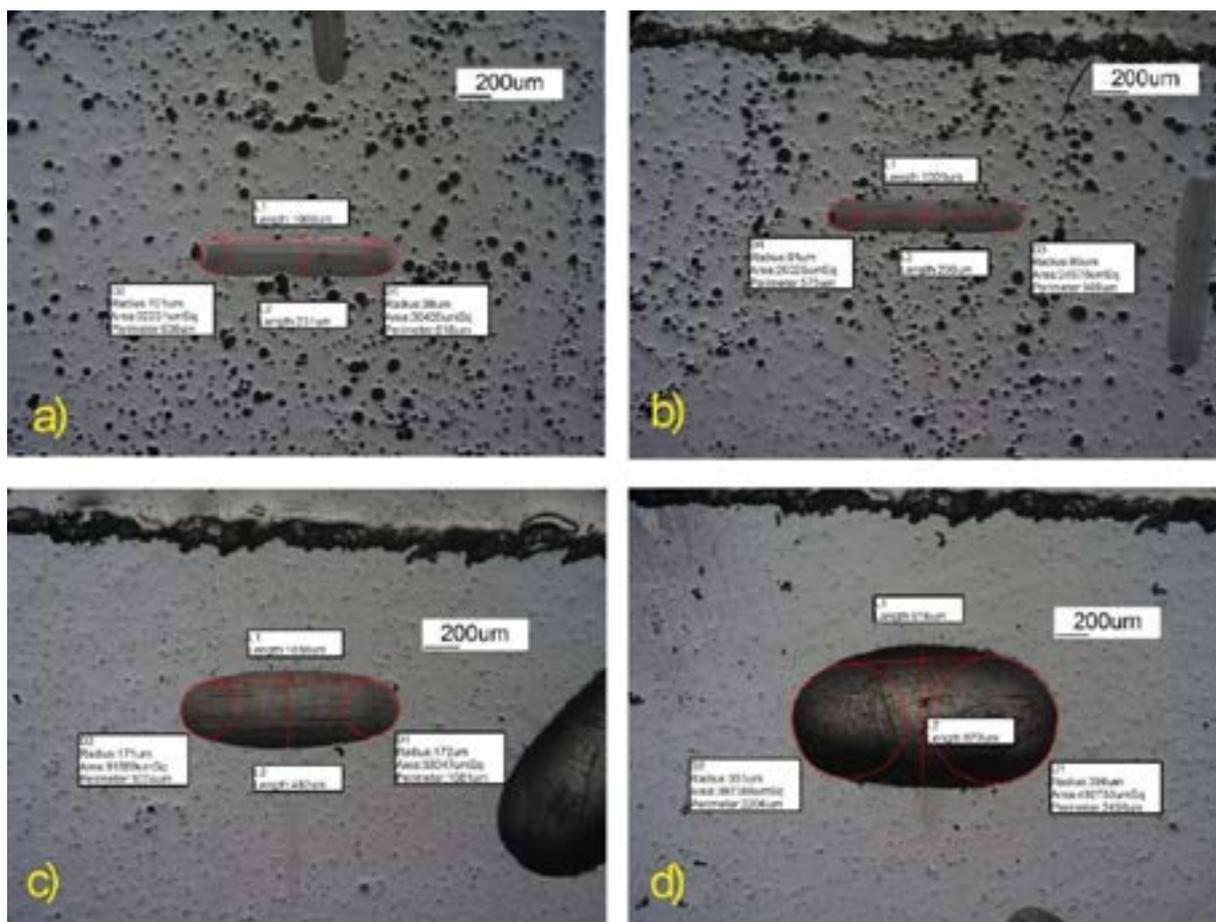


Figura 5.11. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS102 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.

A Figura 5.12 evidencia a influência da carga e da distância percorrida no desgaste das pistas na presença da blenda de S10 com 4,5% de etanol. A análise das imagens indica que o aumento da carga e da distância percorrida aumentou o desgaste das amostras, com diferentes dimensões observadas. A comparação entre as imagens das Figuras 5.12a (200g, 100m) e 5.12b (200g, 500m) revela um aumento do desgaste com a distância percorrida na mesma carga, bem como nas Figuras 5.12c e 5.12d para a carga de 800g. Com o aumento das distâncias de 100m para 500m, as pistas desgastadas também aumentaram para ambas as cargas.

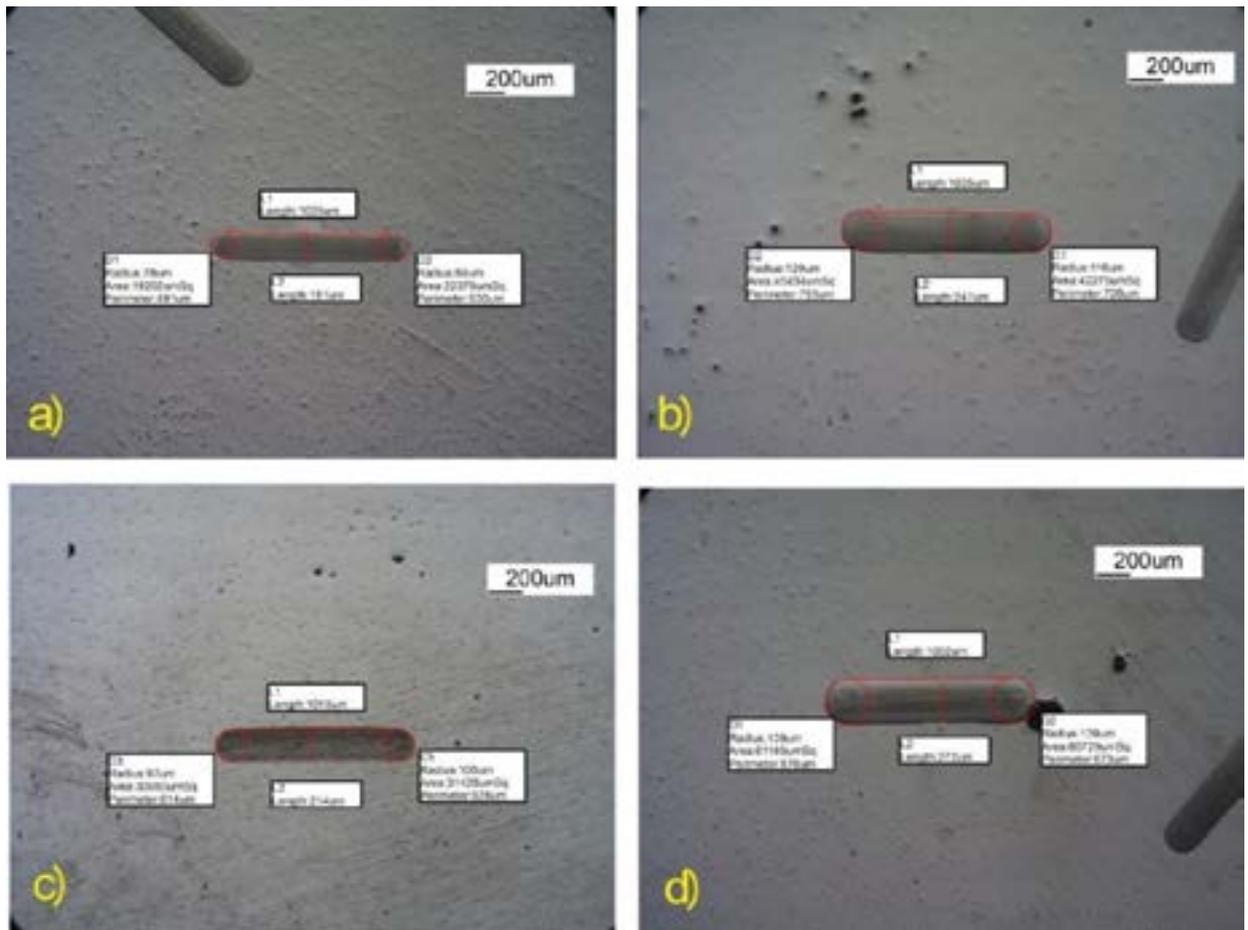


Figura 5.12. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio óptico na presença da blenda JS145 com carga e distância: a) 200g, 100m; b) 200g, 500m; c) 800g, 100m; d) 800g, 500m.

A análise da Figura 5.13 fornece informações sobre a repetibilidade do comportamento do desgaste das pistas na presença da blenda diesel S10 com 4,5% de etanol, sob carga de 500g e distância percorrida de 300m. As imagens revelam um desgaste superficial com sulcos rasos, áreas de abrasão e perda de material, com desgaste superficial relativamente uniforme. Para todas as pistas de desgaste as dimensões tanto de largura como de comprimento ficaram entre 230 µm e 250 µm e 1007µm e 1026µm, respectivamente, demonstrando que os ensaios produzem resultados com pouca dispersão entre as repetições.

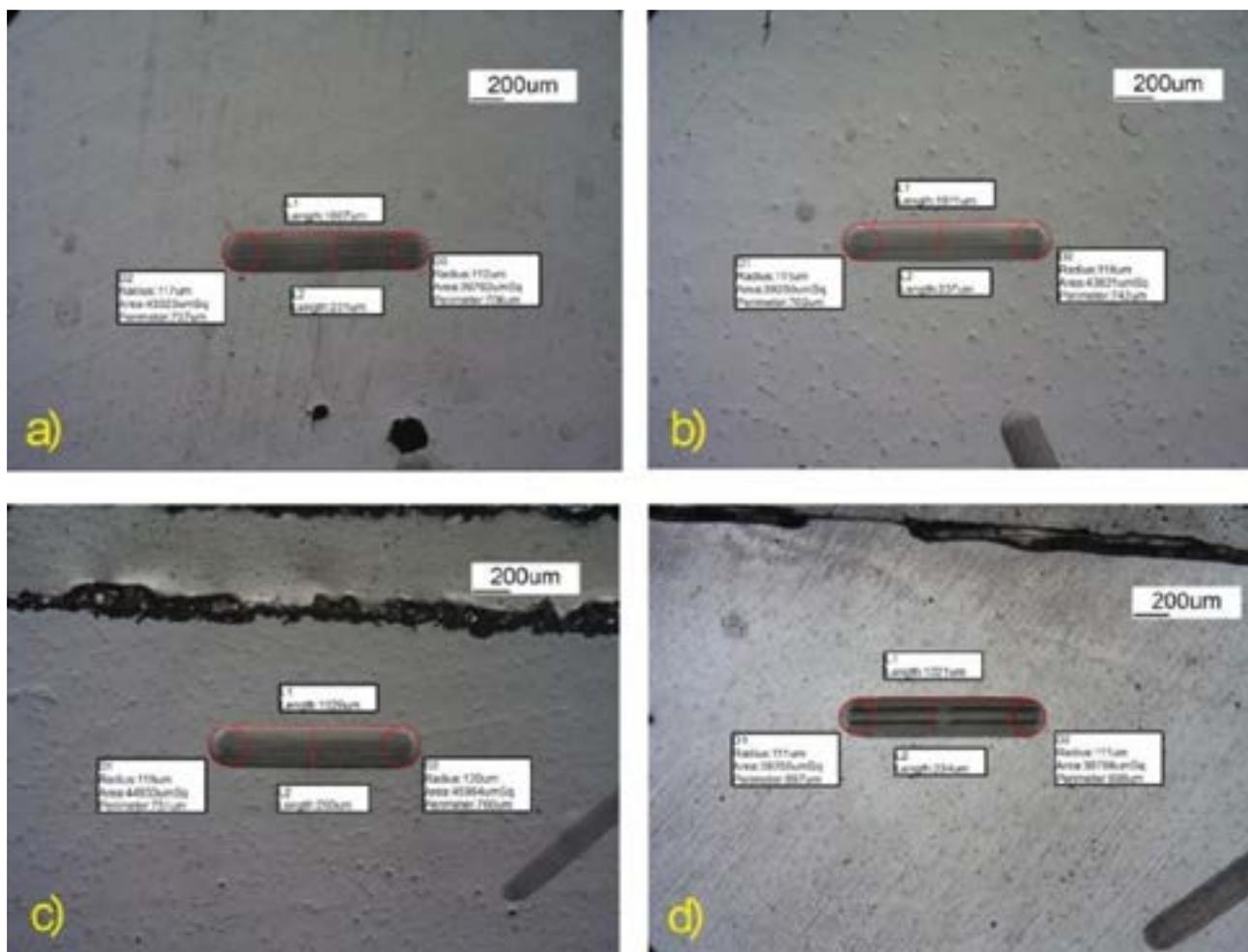


Figura 5.13. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS145 com carga de 500g e distância de 300m.

A análise da Figura 5.14 permite verificar a influência da carga e da distância percorrida no desgaste das pistas na presença da blenda diesel S10 com 7% de etanol. É interessante observar que quando a carga se manteve constante em 500g e a distância percorrida aumentou de 100m para 500m (Figura 5.14b e 5.14c) as dimensões das pistas sofreram pouca variação (menor que 6% na largura apenas), indicando que a adição de 7% de etanol auxiliou na melhora da lubricidade da blenda. Comportamento similar foi observado para os aumentos de carga.

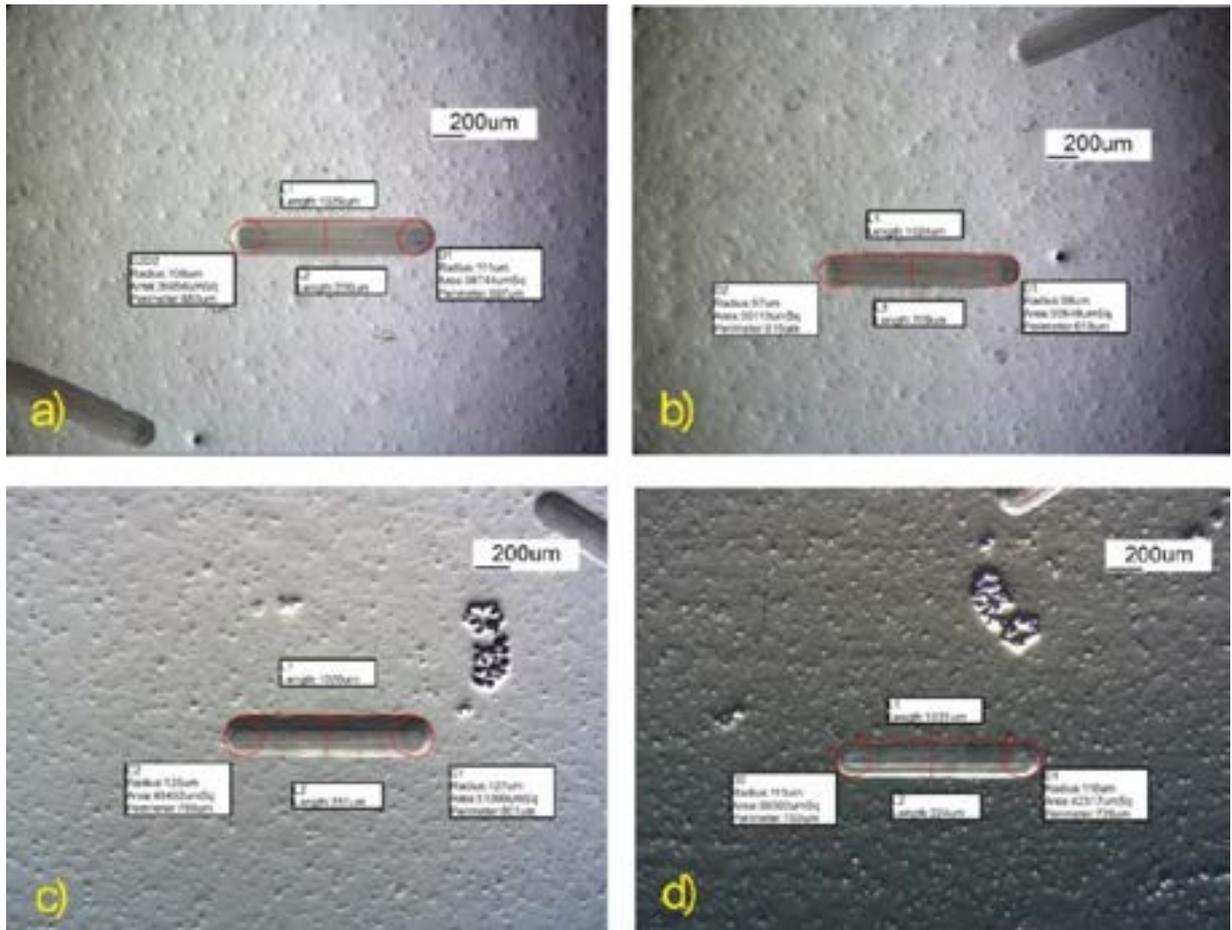


Figura 5.14. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS107 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.

A Figura 5.15 apresenta um conjunto de imagens obtidas que revelam o desgaste das pistas sob a influência da blenda S500 composta por diesel e 2% de etanol. As imagens foram capturadas em diferentes condições de carga e distância percorrida, permitindo uma análise abrangente dos efeitos desses parâmetros no processo de desgaste.

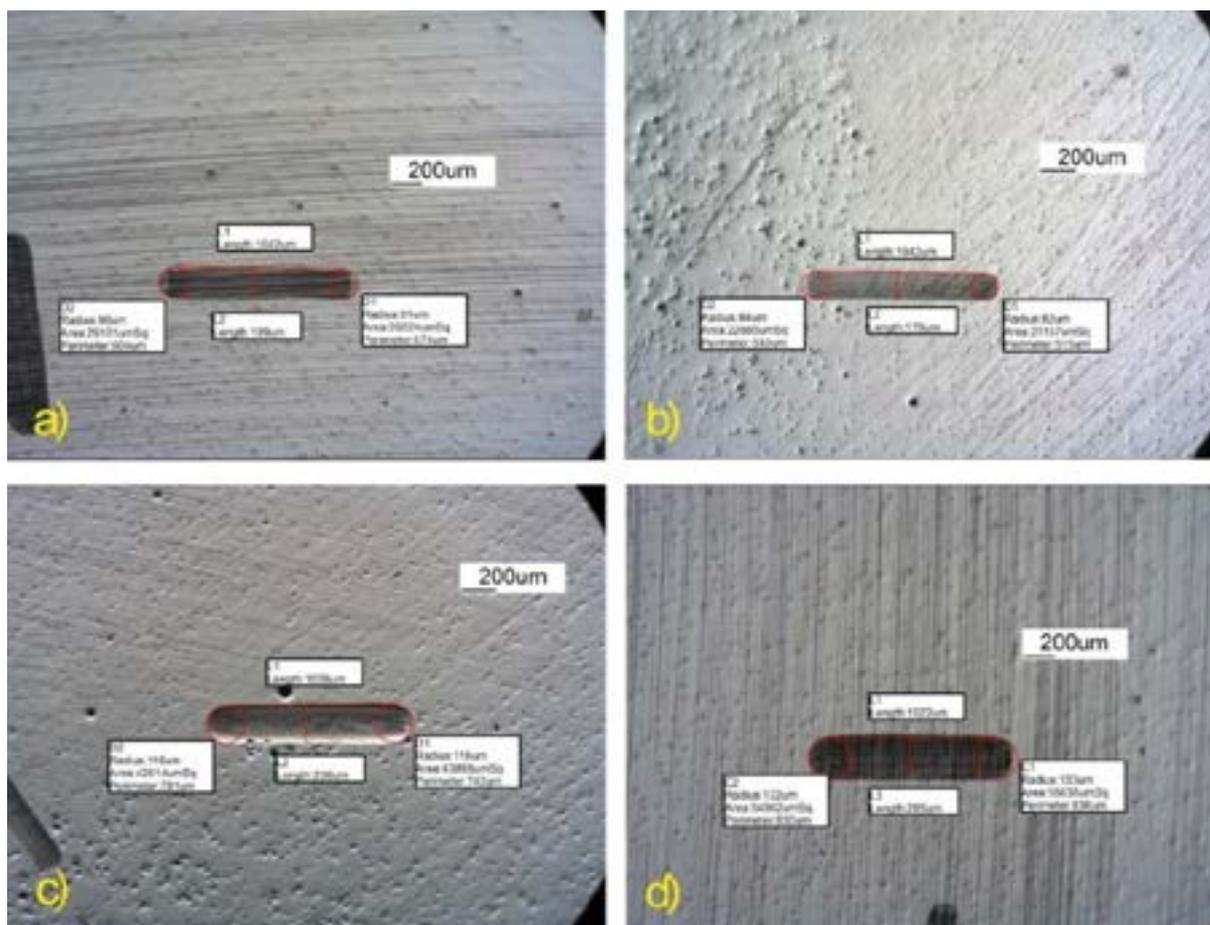


Figura 5.15. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS502 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.

Para esta blenda observa-se que o aumento da carga levou o aumento da largura da pista de desgaste de 199µm para 265µm quando a carga aumenta 600g, com a mesma distância percorrida de 300m. Quando a carga de manteve constante em 500g e as distâncias foram de 100m para 500m, o comportamento também observado é observado. É importante notar que quando comparados os comportamentos entre as blendas de S10 e S500 com o teor de 2% de etanol, aqueles com diesel S10 apresentam desgaste bem mais acentuados, principalmente com maior carga.

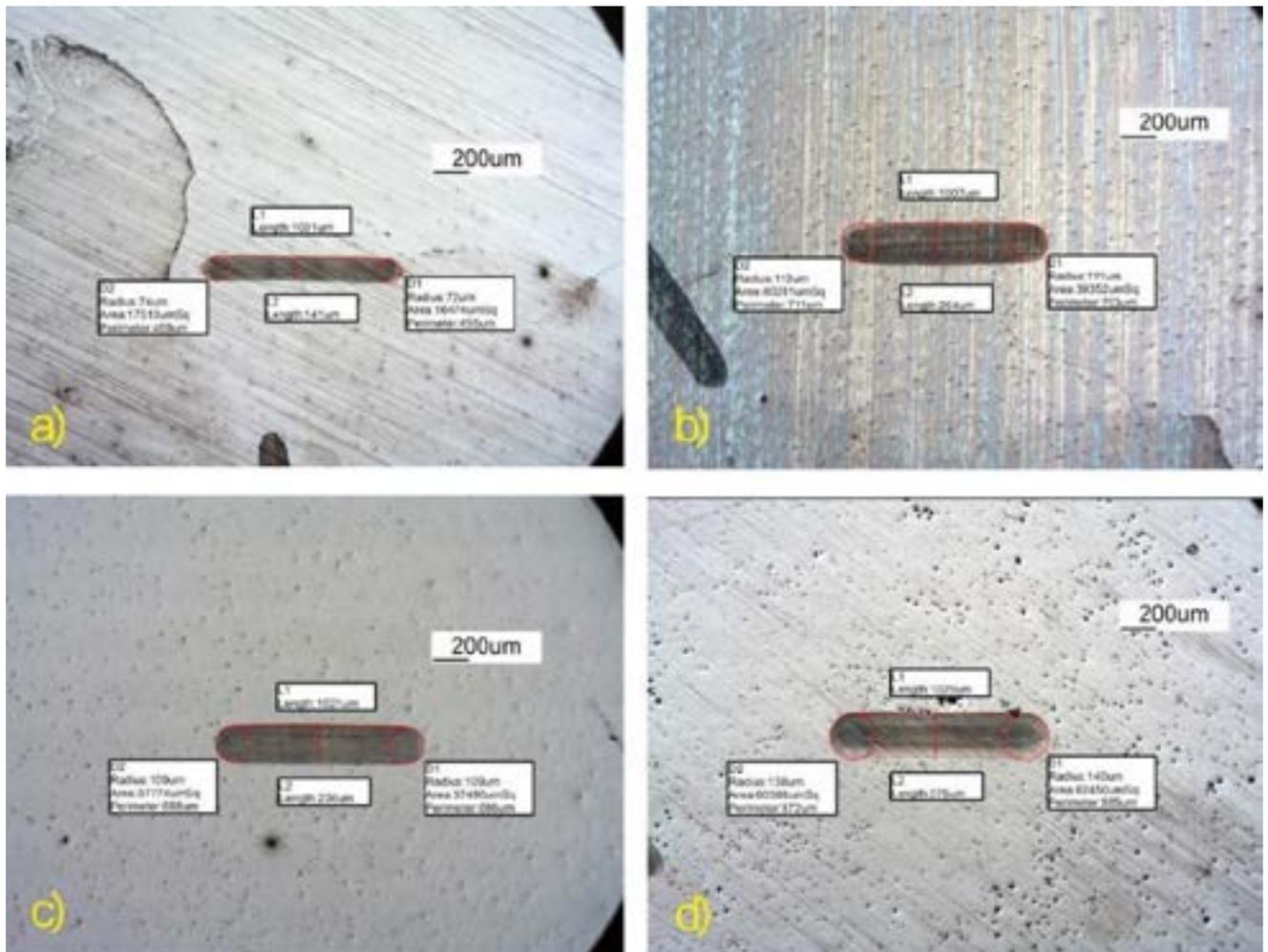


Figura 5.16. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS545 com carga e distância: a) 200g, 100m; b) 200g, 500m; c) 800g, 100m; d) 800g, 500m.

Para o teor de 4,5% de etanol adicionado ao diesel S500 as variações observadas nas pistas de desgaste foram maiores com o aumento da distância percorrida para ambas as cargas de 200g e 800g, com aumentos percentuais de 47% e 15%, respectivamente, para as larguras das pistas. Comparando com os resultados do S10, as diferenças observadas não foram tão significativas para este teor de etanol adicionado.

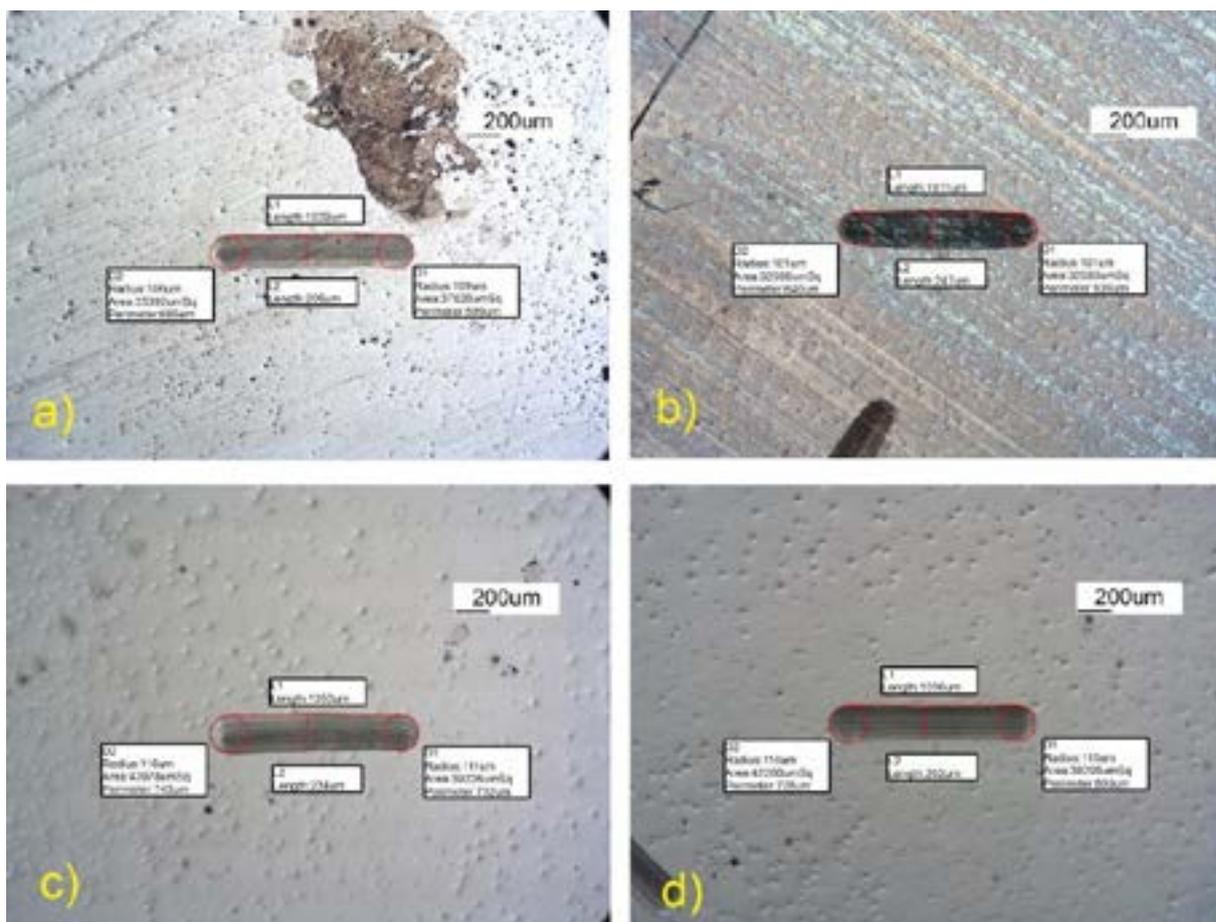


Figura 5.17. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS545 com carga de 500g e distância de 300m.

A Figura 5.17 possibilita a avaliação da repetibilidade do comportamento do desgaste das pistas, sujeitas à ação da blenda de diesel S500 com 4,5% de etanol, sob uma carga de 500g e percorrendo uma distância de 300m. As imagens revelam um desgaste superficial caracterizado por sulcos rasos, áreas de abrasão e perda de material, os quais apresentam uma distribuição relativamente uniforme. As dimensões de largura e comprimento das áreas de desgaste variaram entre 206 µm e 247 µm, e entre 1011 µm e 1053 µm, respectivamente. Esta estreita faixa de valores demonstra a baixa dispersão dos resultados entre as repetições dos ensaios, indicando confiabilidade e repetibilidade no comportamento do desgaste sob as condições testadas.

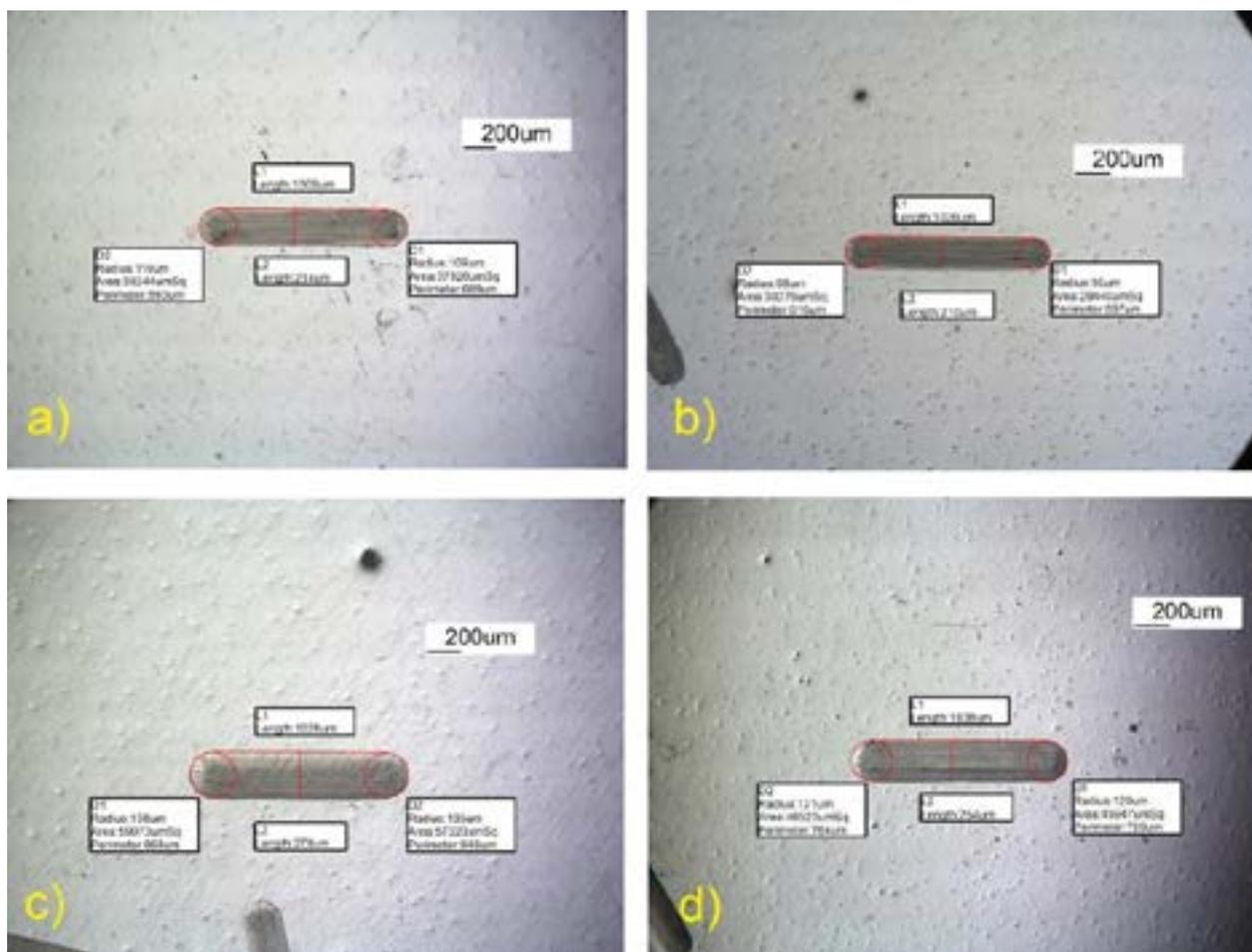


Figura 5.18. Pistas desgastadas revelada pelo microscópio ótico na presença da blenda JS507 com carga e distância: a) 200g, 300m; b) 500g, 100m; c) 500g, 500m; d) 800g, 300m.

A análise da Figura 5.18 proporciona uma análise acerca da influência da carga e da distância percorrida no desgaste das pistas quando expostas à mistura de diesel S500 com 7% de etanol. A análise das imagens sugere que o aumento da carga e da distância percorrida resultou em um incremento no desgaste das amostras, observando-se diferentes dimensões. A comparação entre as imagens das Figuras 5.18b (500 g, 100 m) e 5.18c (500 g, 500 m) revela um aumento no desgaste proporcional à distância percorrida, mantendo-se a mesma carga. Enquanto isso, nas Figuras 5.18a e 5.18d, para uma distância de 300g, observou-se um aumento no desgaste das pistas conforme a carga variou de 200 g para 800 g.

A análise das dimensões da pista desgastada em relação às blendas utilizadas revelou uma correlação significativa entre pista desgastada e carga. Observou-se que

o aumento das dimensões da pista desgastada está diretamente relacionado ao aumento da carga aplicada. Em outras palavras, quanto maior a carga, maior será o desgaste da pista, conforme evidenciado pelos resultados das análises. Essa relação pode ser explicada por diversos fatores, como, o aumento da fricção entre a superfície da pista e a esfera e o aumento da temperatura na região de contato, intensificando o desgaste.

5.4. Volumes Desgastados

Após a análise das pistas de desgaste e a aferição de suas dimensões, as áreas destas foram determinadas. Através da utilização da Equação (4.6), segundo Norma ASTM G133, em conjunto com a calculadora de desgaste, foi possível mensurar o volume desgastado das amostras. Os resultados podem ser observados na Tabela 6.1.

Tabela 5.1. Volumes desgastados em função das blendas, cargas e distâncias

Etanol %	Carga (g)	Distância (m)	Diesel	Volume (mm³)
2	200	300	10	0,0163
2	500	500	10	0,0189
2	500	100	10	0,0132
2	800	300	10	0,0137
4,5	200	100	10	0,0107
4,5	200	500	10	0,0231
4,5	500	300	10	0,0204
4,5	500	300	10	0,0217
4,5	500	300	10	0,0217
4,5	500	300	10	0,0237
4,5	800	100	10	0,0159
4,5	800	500	10	0,0324
7	200	300	10	0,0198
7	500	100	10	0,0156
7	500	500	10	0,0265
7	800	300	10	0,0213
2	200	300	500	0,0143
2	500	100	500	0,0112
2	500	500	500	0,0227

2	800	300	500	0,0294
4,5	200	100	500	0,0086
4,5	200	500	500	0,0208
4,5	500	300	500	0,0168
4,5	500	300	500	0,0217
4,5	500	300	500	0,0211
4,5	500	300	500	0,0191
4,5	800	100	500	0,0196
4,5	800	500	500	0,0324
7	200	300	500	0,0200
7	500	100	500	0,0153
7	500	500	500	0,0312
7	800	300	500	0,0241

Com base nos dados da Tabela 6.1, se observa que o volume desgastado tende a aumentar com o teor de etanol no diesel. Isso pode ser explicado pela menor viscosidade do etanol em comparação com o diesel, o que facilita o escoamento do combustível e conseqüentemente, aumenta o desgaste da superfície. Em concordância com a pesquisa de OLIVEIRA (2007) que evidencia uma tendência de crescimento do desgaste à medida que aumenta a concentração de álcool na composição da mistura, especialmente acima de 9% de etanol. A Figura 5.19 apresenta uma comparação detalhada entre duas porcentagens de etanol (2% e 7%) em blendas de diesel S10 e S500, mantendo as demais variáveis constantes (carga de 200g e distância de 300m). A análise revela que, em ambos os casos, o aumento do teor de etanol tende a elevar o volume desgastado.

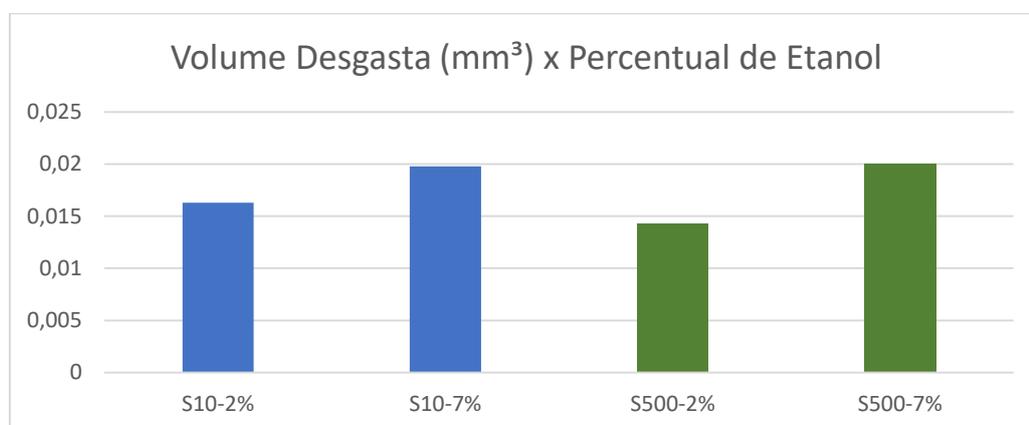


Figura 5.19. Relação entre diferentes percentuais de etanol, com mesma carga (200g) e distância (300m) e o volume desgastado.

O volume desgastado também aumenta com o aumento da carga aplicada. Isso pode ser explicado pelo maior atrito entre a esfera e amostra sob carga mais elevada, levando a um maior desgaste. A Figura 5.20 ilustra a relação entre a carga e o volume desgastado para a blenda de 4,5% percorrendo a distância de 500 metros em diferentes tipos de diesels. Observa-se que, para cada tipo de diesel, o volume desgastado aumenta significativamente à medida que a carga aplicada aumenta, de 200g para 800g.

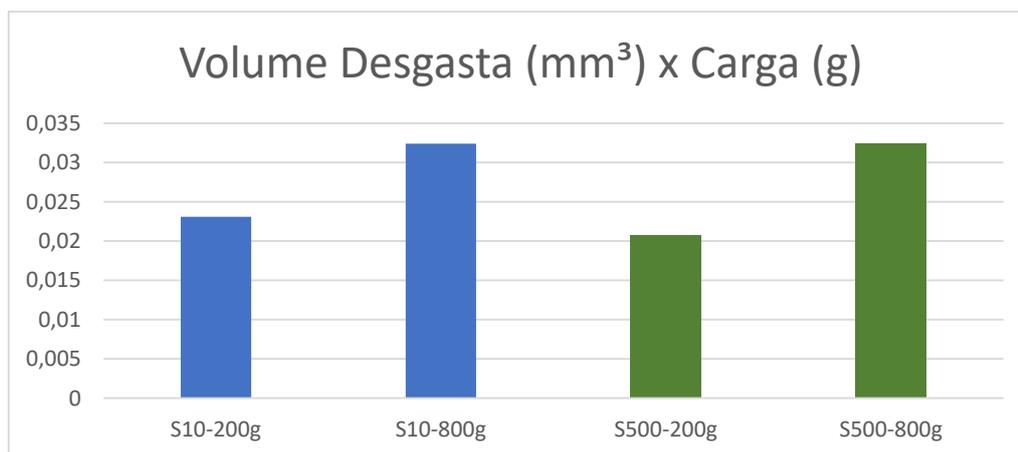


Figura 5.20. Relação entre diferentes cargas (200g e 800g), com o mesmo percentual de etanol 4,5%, mesma distância 500m e o volume desgastado.

A Tabela 6.1 revela que o volume desgastado aumenta com o aumento da distância percorrida. Isso pode ser atribuído ao maior tempo de exposição da amostra às condições de atrito e desgaste, resultando em um maior desgaste da superfície. A Figura 5.21 demonstra a relação entre a distância percorrida e o volume desgastado para a mesma blenda com 4,5% de etanol e distância inicial de 500 metros. Ao analisar os dados, observa-se que, à medida que a distância percorrida aumenta de 200 metros para 500 metros, o volume desgastado também aumenta.

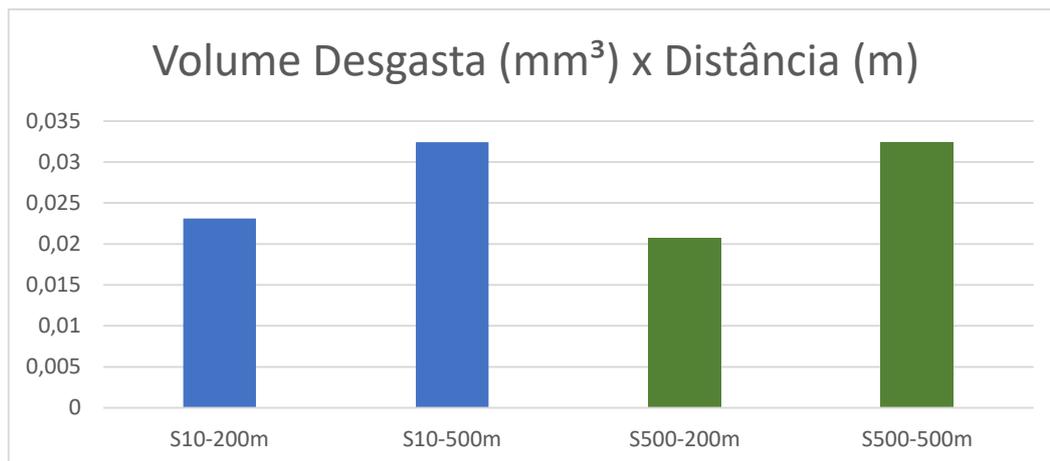


Figura 5.21. Relação entre diferentes distâncias (100m e 500m), com o mesmo percentual de etanol 4,5%, mesma distância 500m e o volume desgastado.

Farias et al. (2012) realizaram um estudo comparativo dos valores de lubricidade entre os combustíveis diesel S1800, S500 e S50. O estudo observou que a redução no teor de enxofre contribuiu para a diminuição da lubricidade desses combustíveis. No entanto, a lubricidade pode ser restaurada com a adição de biodiesel. Eles ainda acrescentaram o coeficiente de atrito como outra forma de se avaliar a lubricidade dos combustíveis, visto que a escara de desgaste assume diferentes morfologias.

5.5. Microscopia Eletrônica de Varredura

As análises microscópicas da pista de desgaste das amostras foram realizadas através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Através da análise, foi possível determinar o mecanismo de desgaste individualmente associado a cada tipo de blenda na amostra em questão, as Figuras 5.22 a 5.26 apresentam as imagens.

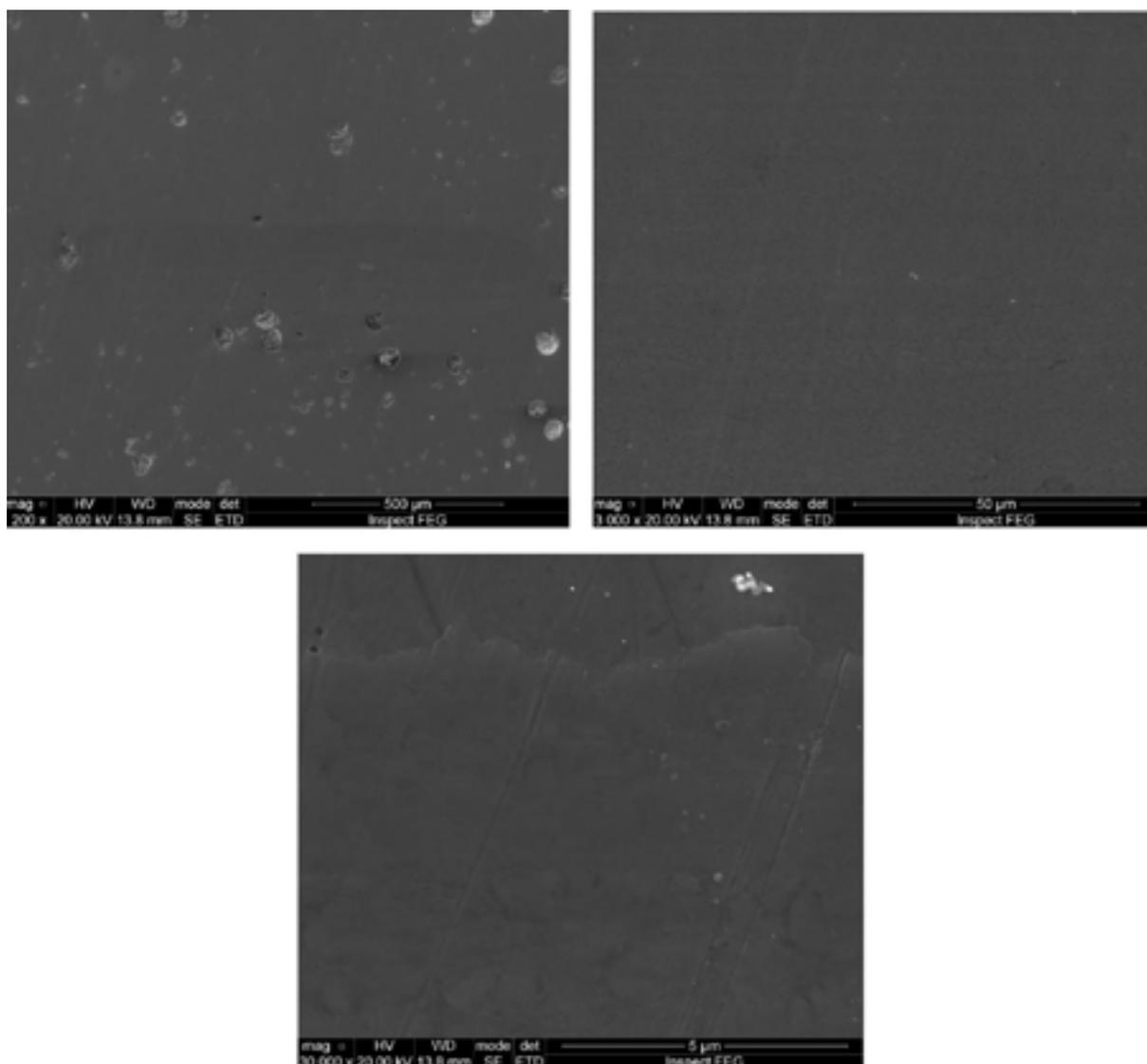


Figura 5.22. JS102 com carga de 200g e distância de 300m.

A análise obtida da região específica da amostra, Figura 5.22, revelou a presença de um defeito superficial denominado microcrateração, o qual pode ter sido originado pelo mecanismo de desgaste por fadiga superficial. Cumpre salientar que, de acordo com Norton (2004), a fadiga superficial não se configura como um fator determinante na formação de defeitos superficiais entre duas superfícies em contato sob deslizamento. Corroborando essa perspectiva, as crateras observadas caracterizam-se como fraturas resultantes de desgaste abrasivo, conforme elucida TEIXEIRA (2011).

Sob cargas de maior grandeza, equivalentes a 500g, mesmo em distâncias relativamente curtas de 100m, a região analisada da amostra apresentou, além de deformação na pista desgastada, indícios de microcorte abrasivo, conforme ilustrado na Figura 5.23, encontrou regiões com craterações geradas por fraturas, originadas por desgaste abrasivo, conforme descrito por STACHOWIAK (2014).

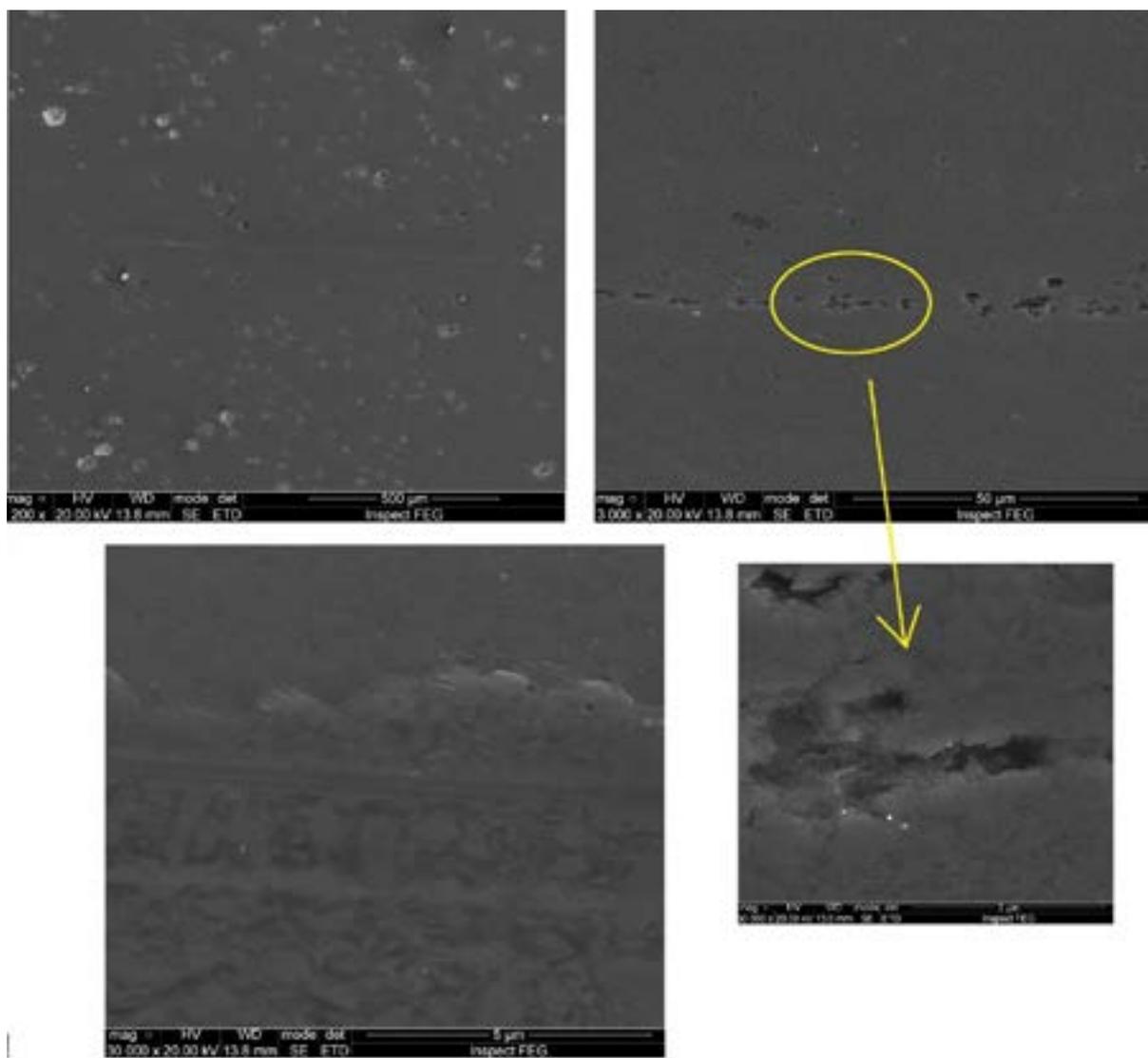


Figura 5.23. JS102 com carga de 500g e distância de 100m.

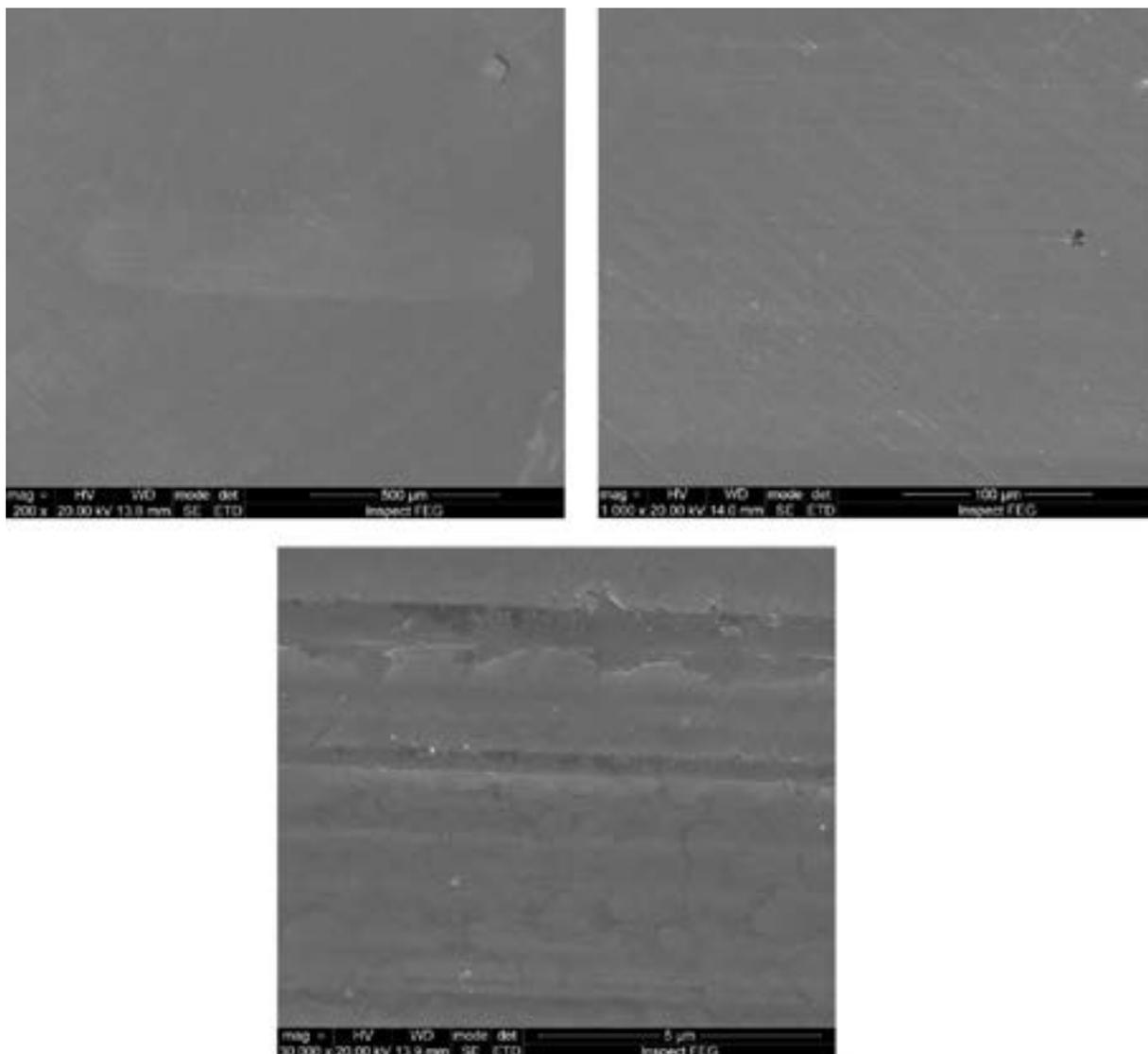


Figura 5.24. JS107 com carga de 500g e distância de 100m.

Em ensaios realizados com cargas de menor magnitude e baixos teores de etanol, foi possível observar uma deformação evidente do material da pista desgastada no local de deslocamento da esfera durante o teste de HFRR. Isto pode ser verificado na Figura 5.25.

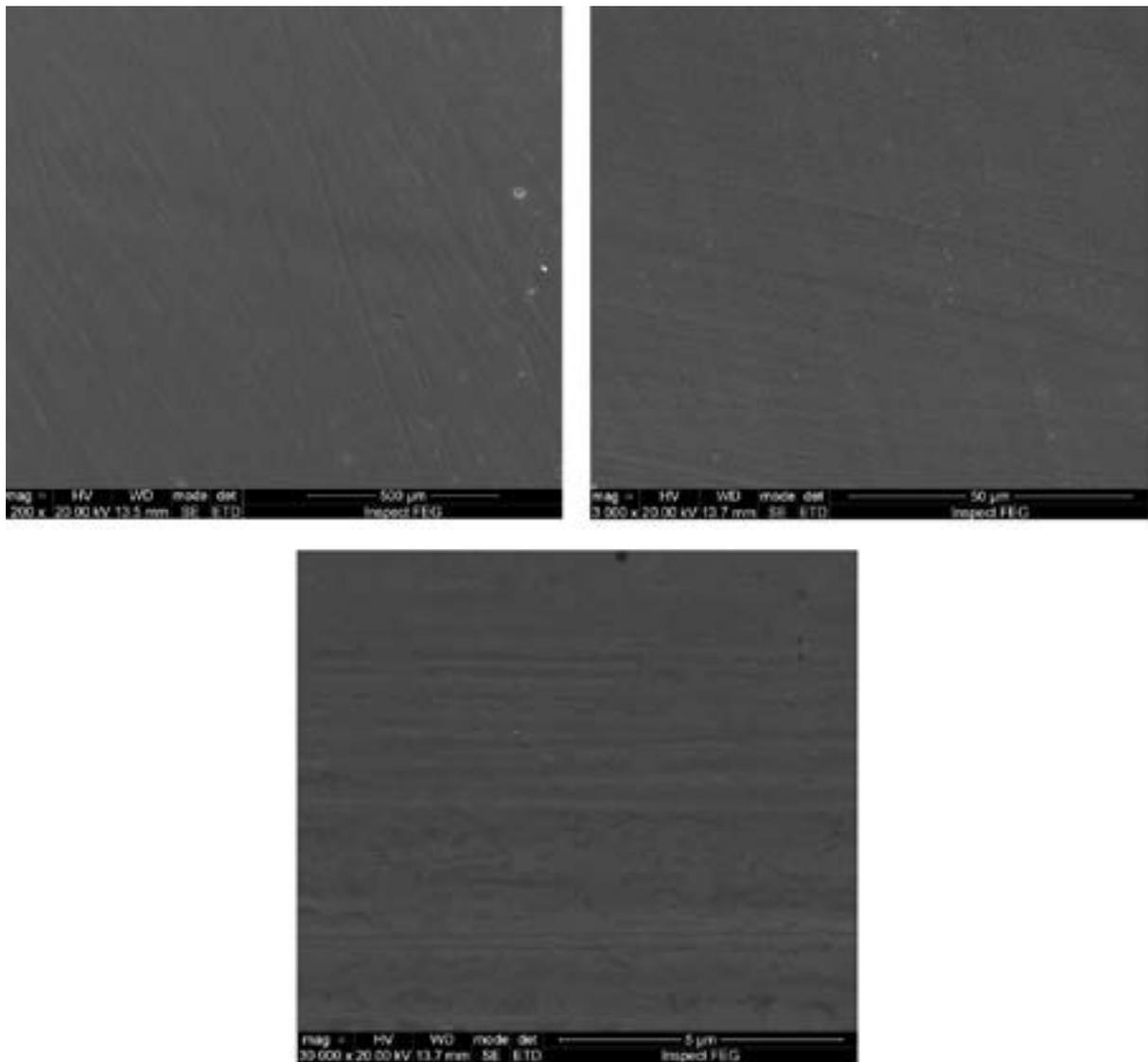


Figura 5.25. JS502 com carga de 500g e distância de 100m.

Quando o material é deslocado para fora da pista desgastada, o material se deforma consideravelmente, como mostrado na Figura 5.26, de maneira que a camada formada se torna quebradiça e, depois de alguns ciclos, pode haver o desprendimento do material, surgindo as partículas de desgaste. Por isto, o prolongamento do ensaio, isto é, o aumento dos ciclos de deslizamento contribuiu para aumento da escara de desgaste, acúmulo e desprendimento de material na região do perímetro da pista desgastada.

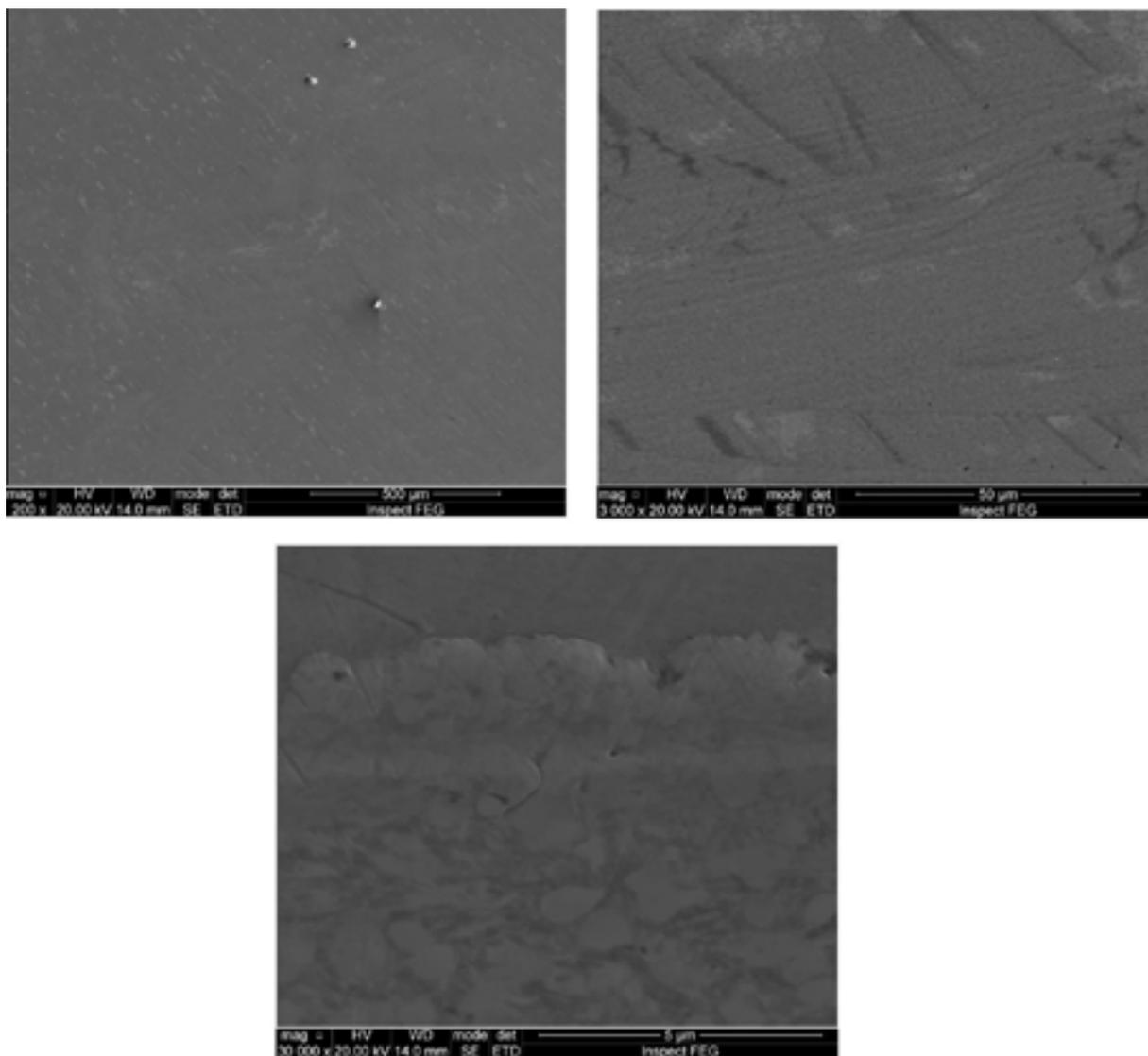


Figura 5.26. JS507 com carga de 500g e distância de 500m.

5.6. Análise de Superfície de Resposta

5.6.1. Para o COF

O modelo de superfície de resposta para o COF apresentou significância estatística com um coeficiente de determinação R^2 de 0,03099. Isso indica que o modelo explica 3,099% da variabilidade na resposta, o que é considerado um valor baixo, como mostrado na Figura 5.27. Em relação ao valor de F_{valve} , que indica se uma variável independente não possui efeito significativo sobre a variável resposta, este foi superior a 0,05 para todas as variáveis analisadas. Esse resultado sugere que

todas as variáveis independentes consideradas neste estudo exercem influência significativa sobre a variável resposta.

The screenshot displays the following data:

	Value	Standard Error
(Intercept)	0,04102	8,19481E-4
Blenda	4,74794E-4	0,00116
Carga	6,86225E-4	0,00116
Distancia	-3,5319E-4	0,00116
Diesel10	5,47303E-4	8,19481E-4

	COF
Degress of Freedom	27
Root Mean Square of Error	0,00464
R-Square	0,03699
Adj. R-Square	-0,10567
Residual Sums of Squares	5,80218E-4
Predicted. R-Square	0,27123

	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Blenda	1	3,60687E-6	3,60687E-6	0,16784	0,68527
Carga	1	7,10169E-6	7,10169E-6	0,33047	0,57014
Distancia	1	1,99589E-6	1,99589E-6	0,09288	0,76289
Diesel	1	9,58531E-6	9,58531E-6	0,44604	0,50989
Error	27	5,80218E-4	2,14896E-5		
Lack of fit	21	5,54729E-4	2,64157E-5	6,21803	0,01556
Pure Error	6	2,54894E-5	4,24823E-6		
Total	31	6,02508E-4			

Figura 5.27. Resultados da superfície de respostas do DOE, para os restados do COF.

Na Figura 5.28 *Main Effect Plot no OriginPro* se configura como uma ferramenta robusta para visualizar os efeitos individuais de cada fator em um experimento. Essa ferramenta fornece uma representação gráfica da influência de cada fator na variável resposta, permitindo uma rápida identificação dos fatores que exercem maior impacto e em qual direção.

A Figura 5.28 revela que a carga possui um efeito positivo e estatisticamente significativo sobre o COF. Em outras palavras, à medida que a carga aumenta, o valor do COF também aumenta. Os níveis de carga de 600g e 800g apresentam um efeito mais expressivo no COF do que a média geral, com o nível de 800g exercendo o efeito mais significativo.

Um efeito similar pode ser observado em relação à blenda, quanto maior o percentual de etanol, maior o valor do COF. Já no caso da distância, o efeito é inverso,

quanto maior a distância menor o valor do COF, esse efeito pode ser explicado pelo regime estacionário alcançado em maiores distâncias. Por fim, em relação ao diesel, o tipo S10 apresentou um efeito maior que o S500 na resposta do valor do COF.

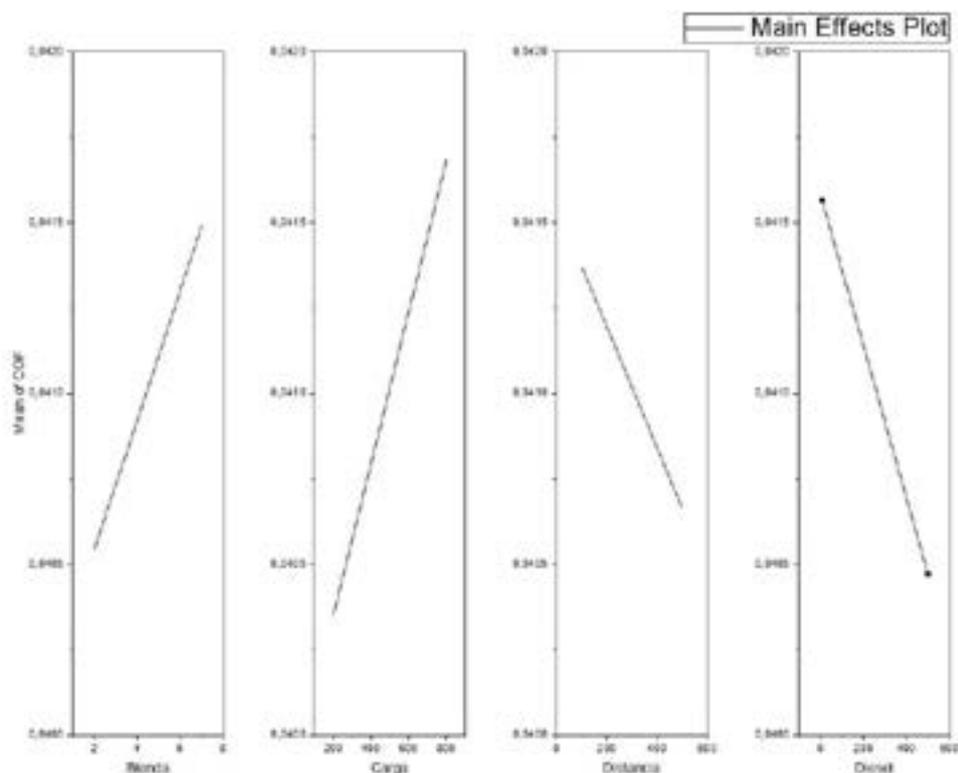


Figura 5.28. Main Effect Plot em função da variável COF.

5.6.2. Para o Volume Desgastado

A análise de superfície de resposta para o volume desgastado indica que o modelo de regressão, com quatro variáveis independentes, apresenta um ajuste insatisfatório. O R^2 de 0,54865, embora represente uma explicação de 54,86% da variabilidade do volume desgastado, está abaixo do ideal para um modelo robusto, onde o valor seria o mais próximo de 100%. Estas informações podem ser vistas na Figura 5.29 o valor de Fvalue, utilizado para determinar se uma variável independente possui efeito significativo sobre a variável resposta, apresentou-se superior a 0,05 para todas as variáveis analisadas. Este resultado indica que todas as variáveis independentes incluídas neste estudo exercem influência significativa sobre a variável resposta.

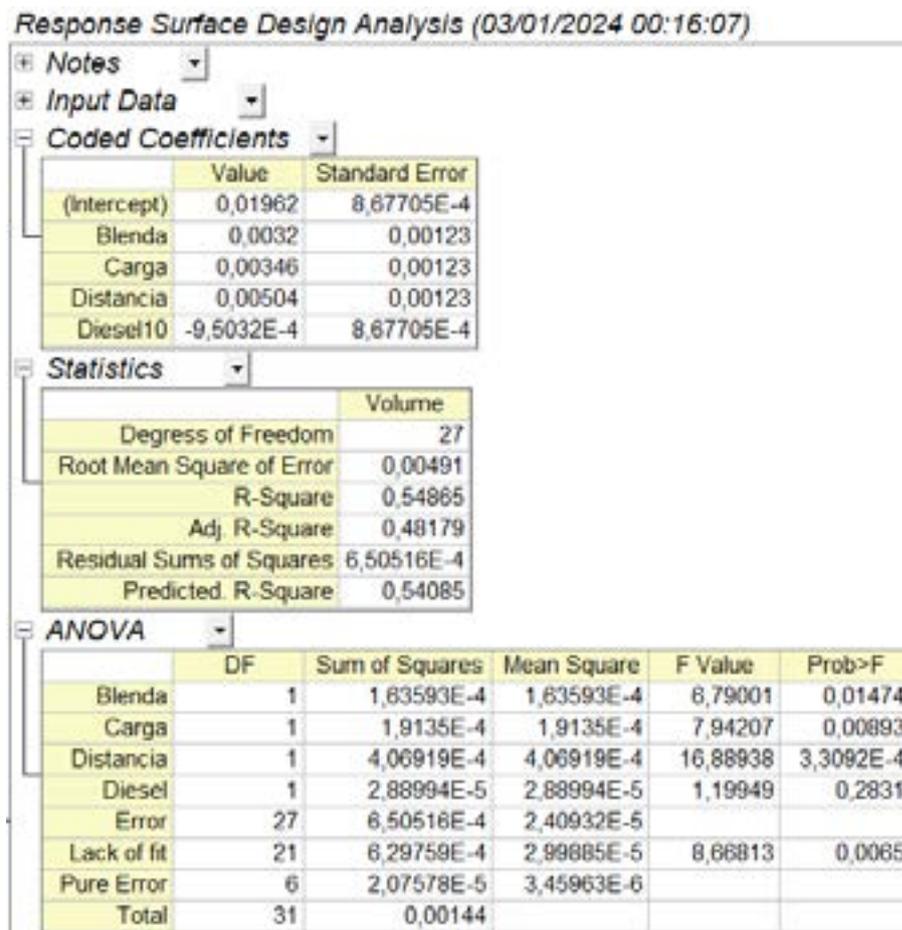


Figura 5.29. Resultados da superfície de respostas do DOE, para os resultados dos volumes desgastados.

A Figura 5.30 revela que todas as variáveis independentes exercem influência positiva na resposta do volume desgastado. A variável que apresentou o maior impacto foi a distância percorrida, cujo gráfico demonstra a inclinação positiva mais acentuada. Isso significa que, à medida que a distância aumenta, o volume desgastado também aumenta.

É importante destacar que o comportamento das variáveis distância percorrida e diesel neste gráfico se distingue do observado no Main Effect Plot da resposta do valor do COF. No caso do volume desgastado, a distância exerce influência positiva, devido possivelmente ao tempo de exposição da amostra durante a análise. A variável diesel também teve influência positiva. Nesse sentido, o diesel S500 apresentou um efeito mais expressivo quando comparado ao S10.

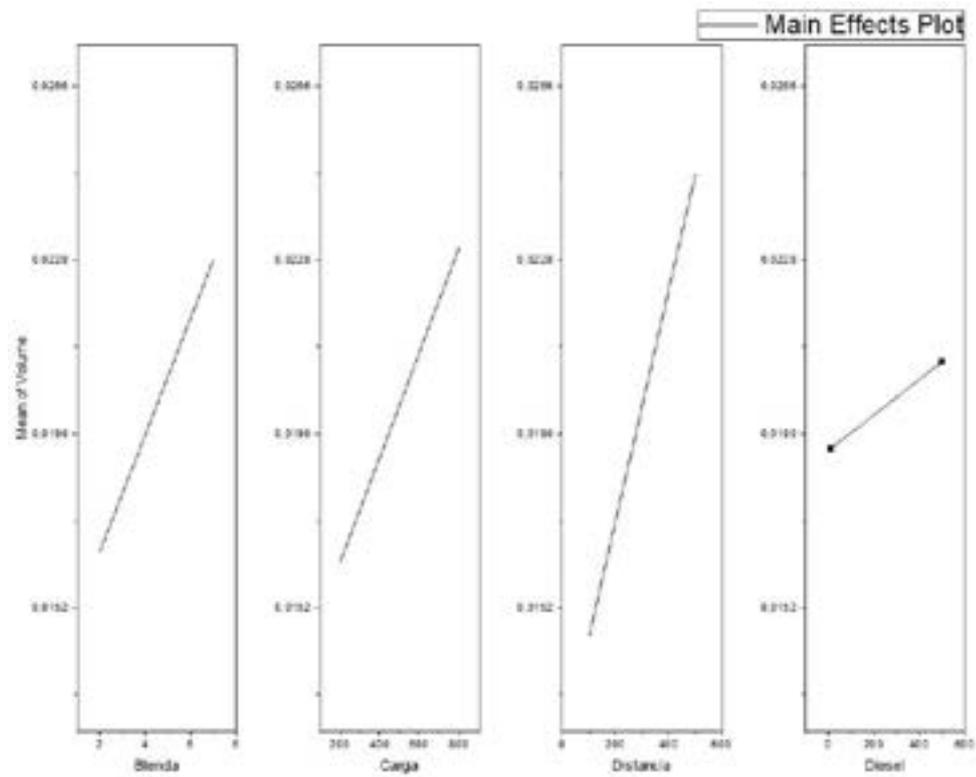


Figura 5.30. Main Effect Plot em função da variável volume desgastado.

6. CONCLUSÕES

A metodologia empregada neste trabalho se mostrou satisfatória em comparação com as formas convencionais de análise de combustíveis. O uso do coeficiente de atrito (COF) como forma de avaliar o desempenho tribológico dos combustíveis foi eficaz, permitindo concluir que:

- A carga aplicada tem uma forte correlação com o valor do COF, ou seja, quanto maior a carga, maior o valor do COF;
- As blendas com maior percentual de etanol tendem a apresentar um valor de COF mais elevado, o que pode ser explicado pela menor viscosidade e lubrificidade do etanol em comparação o combustível diesel;
- Ao analisar as mesmas variáveis, não se observaram diferenças significativas nos resultados obtidos com o diesel S10 e S500, indicando similaridade no comportamento de ambos os combustíveis;
- As análises das superfícies desgastadas por MEV revelaram que o desgaste se manifestou predominantemente por mecanismos de abrasão. Nas amostras sob carga mais elevada, o desgaste abrasivo foi mais intenso, com maior geração de debris e formação de escara de dimensões superiores em comparação aos ensaios com carga inferior.

Os resultados obtidos neste trabalho demonstram que a metodologia proposta é eficaz para avaliar o desempenho tribológico de combustíveis. As blendas com maior percentual de etanol apresentaram um COF mais elevado,

7. PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Para aprofundar os conhecimentos sobre o tema abordado neste trabalho, propõem-se as seguintes pesquisas futuras:

- Análise da subsuperfície de desgaste por técnica de microscopia de força atômica (AFM) e Rahman;
- Avaliar as propriedades físico-químicas das blendas para correlacionar com a viscosidade;
- Investigar métodos de análise de desgaste complementares ao HFRR da ASTM G-133, como o teste Pino sobre Disco da ASTM G-99;
- Analisar o volume desgastado sob distintas variáveis e configurações experimentais.
- Analisar a resistência ao desgaste de distintos materiais em diferentes cenários.
- Avaliar a influência da temperatura no coeficiente de atrito.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AIE. **Perspectivas do Mercado Global de Petróleo**. 2023. Disponível em: www.iea.org. Acesso em janeiro de 2024.
- Alves, M. A., & Carvalho, M. A. **Life cycle assessment of biodiesel from soybean oil in Brazil**. *Journal of Cleaner Production*, (2022).
- ANP. **Resolução ANP nº 65 de 09/11/2011**. Disponível em: www.gov.br. Acesso em junho de 2022.
- ANP. **Resolução ANP nº 820 de 17/03/2023**. Disponível em: www.gov.br. Acesso em junho de 2024.
- ASM Internacional. **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance**. ASM Internacional. 2001.
- ASM HANDBOOK. **Friction, lubrication, and wear technology**. Vol. 18. ASM International, EUA, 1992.
- ASTM A 295 – 98. **Standard Specification for High-Carbon Anti-Friction Bearing Steel**. 1998. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.
- ASTM D 7755 – 11 **Standard Practice for Determining the Wear Volume on Standard Test Pieces Used by High-Frequency, Linear-Oscillation (SRV) Test Machine**. 2011. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.
- ASTM E 18 – 22 **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. 2022. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.

- BIODIESELBR (Brasil) **A validação do B10 pelas montadoras.** [S. l.], 20 out. 2016
Disponível em: <https://www.biodieselbr.com/noticias/eventos/a-validacao-do-b10-pelas-montadoras>. Acesso em: 13 de setembro, 2022.
- BLAU, Peter J, **Friction science and technology: from concepts to applications.**
P. 51, CRC press, 2008.
- BOSCH, R. **Manual de Tecnologia Automotiva.** 25a ed. São Paulo: E. Blucher. 2005.
1232 p.
- BRASIL, Ministério da Ciência e Tecnologia. **Testes e Ensaios para Validação do Uso da Mistura Biodiesel B5 em Motores e Veículos.** Secretaria de Desenvolvimento Tecnológico e Inovação. Brasília, 175 p., 2009.
- BHUSHAN, Bharat; **Introduction to Tribology.** John Wiley & Sons: New York, 732 p., 2002.
- CHACARTEGUI C, Lopez J, Alfonso F, Aakko P, Hamelinck C, Vossen G, et al. **Mistura de etanol no diesel.** Relatório final do Lote 3b do projeto de Melhoria de Padrões de Biodiesel, Coordenação de Produtores e Estudos de Etanol (Bioscópios); Maio de 2007.
- CONSTANTINE, D.A.; WANG, Y; TERRELL, E.J. Effect of reciprocation frequency on friction and wear of vibrating contacts lubricated with soybean-based B100 biodiesel. **Tribology Letters**, v. 50, 2013, pp. 279–285.
- CUNHA, M.E. **Caracterização de Biodiesel Produzido com Misturas Binárias de Sebo Bovino, Óleo de Frango e Óleo de Soja.** 2008. 86 f. Dissertação (Mestrado em Química), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Instituto de Química, Porto Alegre, 2008.
- EPE. **Relatório Descarbonização do Setor de Transporte Rodoviário Intensidade de carbono das fontes de energia.** 2022. Disponível em: www.epe.gov.br. Acesso em janeiro de 2024.
- FANG, Q.; FANG, J.; ZHUANG, J.; HUANG, Z. **Effects of Ethanol-Diesel-Biodiesel Blends on Combustion and Emissions in Premixed Low Temperature Combustion.** Applied Thermal Engineering, v. 54, p. 541-548, 2013.

- FARIAS, A.C.M. **Análise da lubricidade do biodiesel brasileiro de ésteres etílicos de soja e girassol**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal, RN, Brasil, 2011.
- FARIAS, A.C.M de. et. al. **Os Combustíveis Verdes do Brasil – Avaliação da lubricidade do biodiesel B5 e óleos de mamona e coco**. Holos, Natal, v.3, Ano 27, 2011.
- J.E. Shigley, Richard G. Budynas, McGraw-Hil. **Fundamentals of Machine Component Design**. 2016, Capítulo 13: Lubrificação de Mancais.
- KUEHL, ROBERT. **Design of Experiments: Statistical Principles of Research Design and Analysis**. Hardcover, 1999.
- GERDES, K. R.; SUPPES, G. J. **Miscibility of Ethanol in Diesel Fuels**. Industrial Engineering Chemical Resources, vol. 40, p. 949-956, 2001.
- GODET, M. Third-bodies in tribology. **Wear**, v. 136, n°1, 1990, pp. 29–45.
- HANSEN AC, Lyne PWL. **Misturas etanol-diesel: um passo em direção a um combustível de base biológica para motores a diesel**. Paper ASAE 01-6048; 2001.
- HASEEB, A.S.M.A.; SIA, S.Y.; FAZAL, M.A.; MASJUKI, H.H. Effect of temperature on tribological properties of palm biodiesel. **Energy**, v. 35, 2010, pp. 1460–1464.
- HUTCHINGS, I.M. **Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials**. Cambridge: British Library Cataloguing in Publication Data, 1992.
- HUTCHING, I. Tribology (Second Edition) - **Friction and Wear of Engineering Materials**. Published by Elsevier Ltd. 2017, Pages 79-105.
- IPEA, **Emissões Relativas de Poluentes do Transporte Motorizado de Passageiros nos Grandes Centros Urbanos Brasileiros**. 1606 – Texto para Discussão. Carlos Henrique Ribeiro de Carvalho, Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada, 2011.
- ISO 12156. Diesel fuel – **Assessment of lubricity using the high-frequency reciprocating rig(HFRR)** – Part 1: Test method. 2006. Disponível em http://www.iso.org/iso/catalogue_detail.htm?csnumber=39783. Acesso em: 1 Agosto 2022.

- Jaber Abu Qudeiri, Mohammad Jawad Khalifeh Título: **Caracterização Tribológica de Revestimentos Compósitos de Alumínio** .Fonte: International Journal of Tribology, v. 5, n. 2, pág. 38-41, 2019.
- JOAQUIM, C. R. O. **Verificação do Comportamento da Lubricidade do Óleo Diesel Veicular com Adição de Etanol**. 2007. 103 f. Dissertação (mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo – SP, 2007.
- KATO, K. A, ADACHI, K. **Wear Mechanism: Modern Tribology Handbook**. Vol. 1., New York: CRC Press, 2001. p. 291-301.
- KNOTHE, G.; Van Gerpen, J.; Krahl, J.; Ramos, L.P. **Manual do Biodiesel**. São Paulo: Edgard-Blücher, 340 p, 2006.
- KUO, W.F., CHIOU, Y.C., LEE, R.T., **A study on lubrication mechanism and wear scar in sliding circular contacts**. Wear, v. 201, p. 217-226, dez. 1996.
- LANE, J.C. **Gasoline and Other Motor Fuel**, em Kirk-Othmer, Encyclopedia of Chemical Technology, 3rd ed, Vol.11. John Wiley e Sons, NY, 1980.
- LIMA DA SILVA, R. C. **Desgaste de polímeros estruturados de engenharia em contato de deslizamento com cilindro metálico**. 2010. 183f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2010.
- MARU, M.M; TROMMER, R.M.; CAVALCANTI, K.F.; FIGUEIREDO, E.S.; SILVA, R.F.; ACHETE, C.A. The Stribeck curve as a suitable characterization method of the lubricity of biodiesel and diesel blends. **Energy**, v. 69, 2014, pp. 673–681.
- MATTOS, C.V.L. de. **Estudo da Correlação das propriedades do Diesel, Biodiesel e suas Blendas com a Lubricidade**. Porto Alegre. 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Brasil.
- MIER, J.C. (2014) **Aços e Ligas Metálicas**. Editora Edgard Blücher.
- MONTGOMERY, D. C. (2013). **Design and analysis of experiments**.
- MURO, A.J. **Política Nacional de Controle da Poluição do Ar por Veículos Automotores**. IFG, 2014
- NAVES, E.D (2016) **Mecânica do contato entre corpos revestidos**. Editora Edgard Blücher.

- NICOLAU, A.; LUTCKMEIER, C.V.; SAMIOSA, D.; GUTTERRESC, M.; PIATNICKB, C.M.S. **The relation between lubricity and electrical properties of low sulfur diesel and diesel/biodiesel blends.** Fuel, v. 117, p. 26–32, 2014.
- NIGRO, F. E. B. **Considerações sobre o uso de misturas álcool-diesel.** Relatório Técnico, 1998, São Paulo. Não publicado.
- NORTON, R. **Projeto de Máquinas.** 2 ed. Porto Alegre: Bookman, 2004. p. 409 –428. 2004
- OLIVEIRA, F.C.C.; SAUREZ, P.A.Z.; SANTOS, W.L.P. Biodiesel: Possibilidades e 157 Desafios. **Química Nova na Escola**, n. 28, p.3-8, maio 2008.
- OLIVEIRA FILHO, M.F. – **Análise da sensibilidade do biodiesel B5 em motores diesel.** Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Dissertação de Mestrado. Natal, RN, 2011, 111p.
- ONU. **Relatório Mundial de Mobilidade Urbana.** 2022. Disponível em: www.relatorio-anual-2022.netlify.app. Acesso em janeiro de 2024.
- ORTEGA, M. R. V. **Comportamento quanto à corrosão e efeito lubrificante de líquidos iônicos pórticos.** 2014. 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2014.
- PANTALEON, E.M. **Modelo de desgaste oxidativo baseado em parâmetros termodinâmicos.** São Paulo, 2004. Teses de Doutorado – Escola Politecnica - Universidade São Paulo, 2004.
- PNUMA, **Relatório de Emissões Mundiais de Gases de Efeito Estufa.** 2020. Disponível em: < www.unep.org >. Acesso em janeiro de 2024.
- POSSIDONIO, E.R. **Otimização das condições de síntese de biodiesel de óleo de soja, visando atender às normas de qualidade da ANP.** Trabalho de Conclusão. Botucatu, 2008.
- QUEIROGA, KAYO FELIPE NUNES MAIA DE. **Tribologia.** Universidade Potiguar – UNP. Cst Em Petróleo e Gás – p. 7-9. Junho, 2010. <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAA4GYAF/tribologia>. Acesso em: 01/2024.
- RA García-Leon´a; J. Martínez-Trinidad, R. Zepeda-Bautista, I; Campos-Silva; A. Guevara-Morales; J. Martínez-Londono; J. B arbosa-Saldana. **Ensaio de desgaste**

por deslizamento a seco em aço inoxidável ASTM 316L boretado sob configuração esfera-plana: uma análise estatística. Instituto Politécnico Nacional, Cidade do México, 2021.

RABINOWICZ, E. **Friction, Lubrication and Wear Technology**, Elsevier 2014.

RFA. **Renewable Fuels Association**. Disponível em: <http://ethanolrfa.org/>. Acesso em Junho de 2022.

SANTOS, S. A.; VALLE, M. L. M.; GIANNINI, R. G. **A experiência brasileira no desenvolvimento de um combustível binário álcool-diesel.** Economia & Energia, Belo Horizonte, 01 maio 2000.

SANTOS, R. M. **EFEITO DA CONTAMINAÇÃO DO ÓLEO LUBRIFICANTE POR COMBUSTÍVEIS NA LUBRIFICAÇÃO PARA MOTORES FLEX.** Universidade federal do rio grande do norte centro de tecnologia programa de pós-graduação em engenharia mecânica, (2018)

SILVA JUNIRO, E. M. **Estudo e monitoração de parâmetros tribológicos e de desempenho em motores Diesel bicomustível.** Dissertação (Mestrado em Engenharia). Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal, RN, 2014.

SILVESTRE, A. B. **Comportamento Tribológico de Superfícies Metálicas Nanotexturadas com Lasers de Femtosegundo.** Dissertação (Mestrado em Engenharia). O Instituto Superior Técnico da Universidade de Lisboa. Lisboa, 2017.

SOUZA, G. de. **Impactos da adição de Biodiesel no motor Diesel.** Araçatuba. 2010. Trabalho de conclusão de Curso (Tecnologia em Biocombustíveis). Faculdade de Tecnologia de Araçatuba. Brasil.

STACHOWIAK, Gwidon W.; Batchelor, Andrew W. **Engineering Tribology**. 2.ed. Butterworth-Heinemann: Boston, 744 p., 2001.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering tribology**: Tribologia. 2aed. Butterworth Heinemann, Boston, p. 504-570; 872, 2014.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering Tribology**. 3.ed. New York: Elsevier, 2005.

STOETERAU, R. L. **Apostila de Tribologia**. Departamento de Engenharia Mecânica- Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

- SULEK, M.W.; KULCZYCKI, A.; MALYSA, A. **Assessment of lubricity of compositions of fuel oil with biocomponents derived from rape-seed.** *Wear*, v. 268, 2010, pp. 104–108.
- TEIXEIRA, K., **Influência da Velocidade de Deslizamento no Desgaste do Par Tribológico Ferro Fundido Cinzento (MC 12 e MC 13) – Ferro Fundido Cinzento Centrifugado.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual Paulista (UNESP). 2011. 33-53p.
- ÚNICA. **Etanol uma atitude inteligente.** 2008. Disponível em: <https://brt.ifsp.edu.br/phocadownload/userupload/213354/IFMAN170005%20CAN%20DE%20ACAR%20A%20PRODUO%20DE%20ETANOL%20E%20SEUS%20BENEFICIOS.pdf> Acesso em: 28 Fevereiro 2023.
- YANOWITZ, J, RATCLIFF, M.A, MCCORMICK, R.L, TAYLOR, J.D, MURPHY, M.J. **Compendium of experimental cetane numbers:** Based on the Compendium of Experimental Cetane Numbers, NREL/TP-5400-61693, August 2014.
- ZHIQING, JIANGTAO, JIE. **Performance, combustion and emission characteristics investigations on a diesel engine fueled with diesel/ ethanol /n-butanol blends.** 2022



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - Térreo
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3513
E-mail: propesq@pucrs.br
Site: www.pucrs.br



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

AS ALTERNATIVAS DA ENERGIA SOLAR COM AS MUDANÇAS CLIMÁTICAS NO RIO GRANDE DO SUL

Ademir S Borba ⁽¹⁾

Uwe Wünsche ⁽²⁾

Klaus D. Lietzmann ⁽³⁾

RESUMO

No Rio Grande do Sul, as instalações em energia solar têm tipo um grande papel nos investimentos, na criação de empregos e no crescimento de geração de energia limpa renovável. Esses sistemas são dimensionados para atender às demandas específicas de comércios, residências, fábricas ou pequenas plantas conectadas à rede elétrica das concessionárias de distribuição. No entanto, as mudanças climáticas estão se tornando cada vez mais frequentes, como evidenciado pelo aumento de eventos climáticos extremos no Sul do Brasil, nos últimos dois anos. Esses fatores devem ser considerados no planejamento dos sistemas de energia solar. Este artigo abordará as alternativas para os projetos solares, as novas tecnologias disponíveis, e as mudanças necessárias para diminuir e evitar prejuízos em relação às enchentes, principalmente nas regiões afetadas pelos eventos climáticos cada vez mais frequentes.

Palavras-Chave — Energia Solar, Alternativas, Mudanças Climáticas.

ABSTRACT

In Rio Grande do Sul, solar energy installations play a big role in investments, job creation and the growth of clean renewable energy generation. These systems are designed to meet the specific demands of businesses, homes, factories or small plants connected to the distribution concessionaires' electrical network. However, climate change is becoming increasingly frequent, as evidenced by the increase in extreme weather events in southern Brazil over the last two years. These factors must be considered when planning solar energy systems. This article will address the alternatives for solar projects, the new technologies available, and the changes necessary to reduce and avoid losses in relation to flooding, especially in regions affected by increasingly frequent climate events.

Keywords — Solar Energy, Alternatives, Climate Change.

1. INTRODUÇÃO

A energia solar tem se destacado como uma das fontes renováveis de maior crescimento no Brasil, um país privilegiado em incidência solar. As crescentes mudanças climáticas e os riscos de enchente no sul do país, vêm acumulando prejuízos e muitos problemas nos sistemas fotovoltaicos, principalmente no Rio Grande do Sul que atualmente passa por uma reconstrução. É crucial adaptar as instalações e proteger os sistemas solares, explorando tecnologias e alternativas sustentáveis para enfrentar as novas condições climáticas e impactos das enchentes.

Segundo (ABGD,2024), a Associação Brasileira de Geração Distribuída, esses eventos climáticos provocam a busca por adequação em “uma nova realidade energética”, onde é necessário repensar locais de aplicação, de construção de redes de energia e outros pontos da cadeia.

2. OBEJTIVO

O objetivo é mostrar as diferentes alternativas de sistemas de geração e armazenamento de energia elétrica, visando mitigar impactos ambientais, danos e prejuízos causados pelas enchentes e melhorar a segurança, a disponibilidade e estabilidade da rede elétrica no fornecimento de eletricidade.

3. METODOLOGIA

Para que este objetivo seja plenamente alcançado cumpre-se a realização dos seguintes objetivos específicos: a) análise da capacidade instalada dos sistemas de geração solar instalados no RS, b) apresentar as tecnologias recentes dos sistemas de geração de energia solar e de armazenamento de energia elétrica, c) elencar as possíveis alternativas e as adaptações nas instalações dos sistemas de geração de energia solar e de armazenamento de energia elétrica para que possam ser utilizadas em locais e regiões atingidas pelas enchentes no Rio Grande do Sul.

4. SISTEMAS DE ENERGIA SOLAR NO RIO GRANDE DO SUL

Segundo recente mapeamento da Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica (ABSOLAR, 2024), o Rio Grande do Sul em 2024 ultrapassou 2,6 gigawatts (GW) em operação nas residências, comércios, indústrias, propriedades rurais e prédios públicos.

Em 2024 a potência instalada total no Brasil é de 44 GW, somando as grandes usinas solares (geração centralizada) e os sistemas de geração própria de energia em telhados, fachadas e solo (geração distribuída). Cerca de 2,6 GW estão no RS, colocando o estado na terceira posição do ranking nacional, segundo a ABSOLAR.



Fonte: Absolar, Top 3 dos maiores Produtores de Energia Solar no Brasil em 2024.

A energia solar é responsável por 22,6% da potência instalada do Estado, atrás apenas da fonte hidrelétrica, segundo levantamento da Secretaria do Meio Ambiente e Infraestrutura do Estado, com base em dados da Aneel.

Segundo a Absolar, em 2024, foram mais de 293 mil conexões operacionais, espalhadas por 497 municípios, sendo atualmente mais de 396 mil consumidores de energia elétrica que contam com redução na conta de luz, maior autonomia e confiabilidade elétrica. O território gaúcho responde sozinho por 10,1% de toda a potência instalada de energia solar na modalidade. Conforme o último boletim sobre o impacto das chuvas no RS, informado em 20 de agosto de 2024, 478 municípios foram afetados pela enchente de maio de 2024.



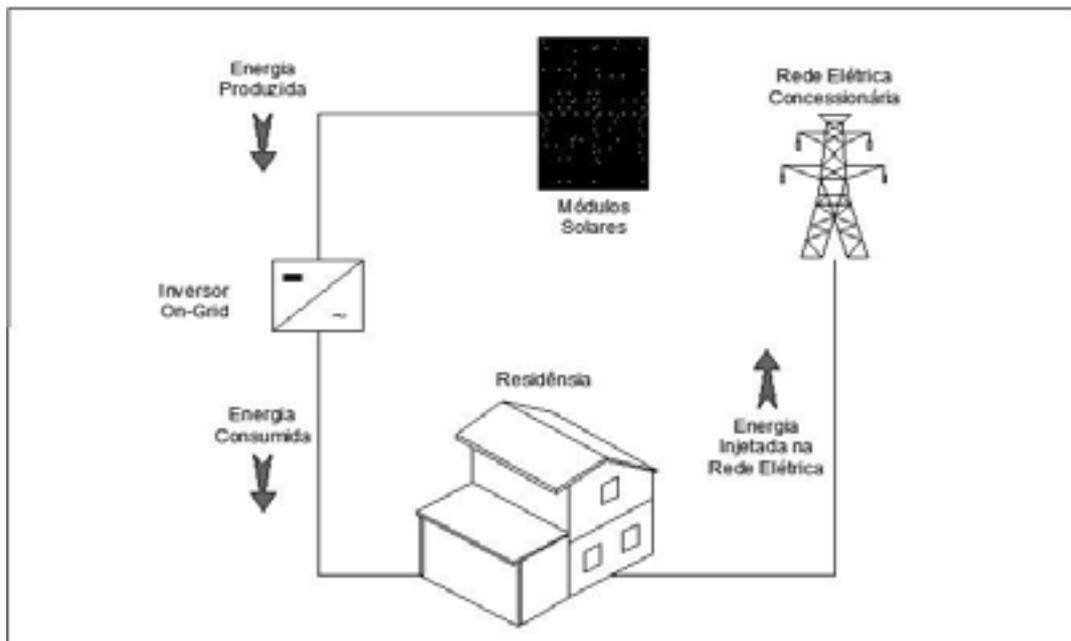
Fonte: <https://www.radiocaxias.com.br>, enchente na cidade de Cruzeiro do Sul, 2024.

5. TECNOLOGIAS RECENTES PARA SISTEMAS DE ENERGIA RENOVAVEL

No mercado de energia solar os sistemas On-Grid são a maioria, entretanto os sistemas híbridos e off-grid estão ganhando crescente popularidade devido à sua capacidade de integrar a geração solar com armazenamento e operação independente da rede elétrica. Esses sistemas oferecem uma solução resiliente e autônoma para o fornecimento de energia. Essas soluções garantem que áreas isoladas ou remotas possam acessar energia limpa e confiável, promovendo desenvolvimento e qualidade de vida.

5.1 SISTEMAS ON-GRID

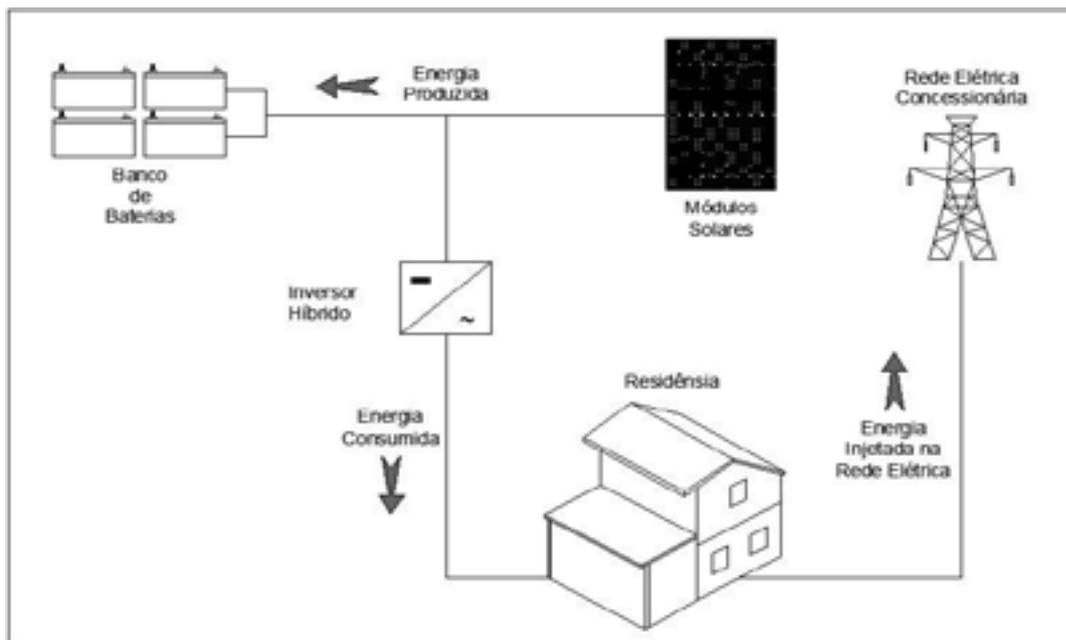
Os sistemas on-grid de energia solar são sistemas fotovoltaicos conectados à rede elétrica pública. Eles operam de forma integrada com a infraestrutura elétrica convencional, aproveitando a energia solar para gerar eletricidade e alimentando diretamente na rede elétrica e não possuem armazenamento de energia elétrica.



Fonte: Do autor, Sistema On-Grid sem armazenamento de energia elétrica.

5.2 SISTEMAS HÍBRIDOS

Sistemas híbridos de geração e armazenamento de energia solar são sistemas que combinam tecnologias de geração de energia solar com capacidades de armazenamento de energia e injeção do excedente a rede elétrica da concessionária.



Fonte: Do autor, Sistema Híbrido com armazenamento de energia elétrica.

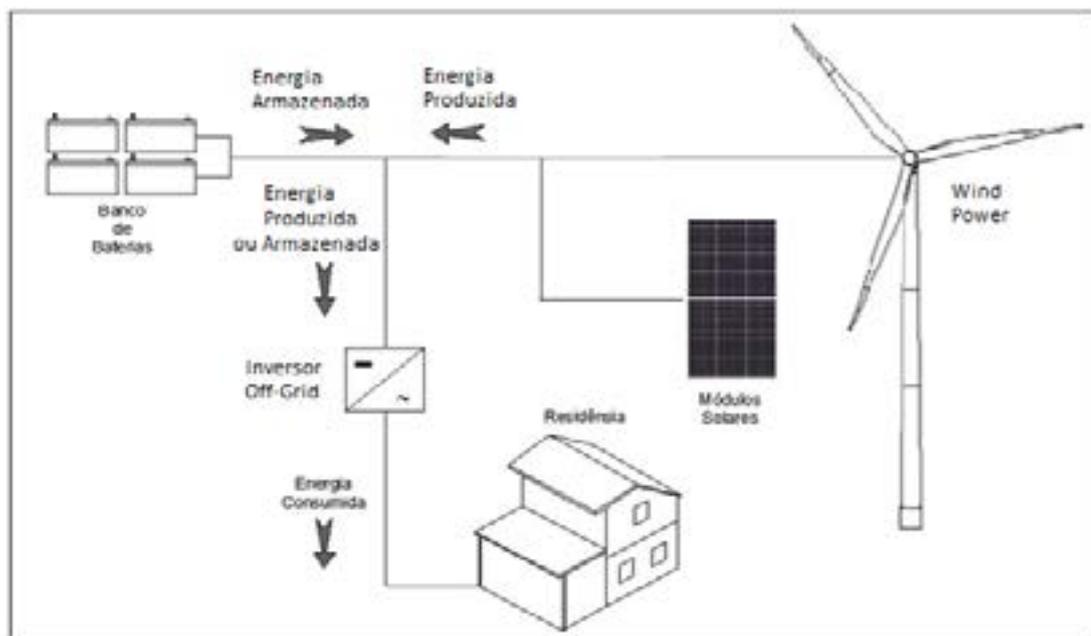
- **Sistemas Híbridos com Baterias de Íon de Lítio**
Integrados com baterias de íon de lítio, esses sistemas armazenam energia gerada durante o dia para uso durante a noite ou em períodos de baixa produção solar.
- **Sistemas Híbridos com Baterias de Estado Sólido**
Utilizam baterias de estado sólido que oferecem maior densidade energética e segurança em comparação com baterias de íon de lítio.
- **Sistemas Híbridos com Geradores a Diesel**
Combinam energia solar com geradores a diesel para fornecer uma fonte de energia confiável em casos de baixa produção solar ou alta demanda.
- **Sistemas Híbridos com Geração Eólica**
Integram turbinas eólicas com painéis solares para maximizar a produção de energia renovável em diferentes condições climáticas e para garantir o fornecimento de energia durante a noite e em períodos de pouca luz solar.

As vantagens de esse tipo do projeto são que o uso conjunto da infraestrutura reduz o tempo e os custos de construção, o consumo de área, além de reduzir o número de licenças e os tempos de aprovação, e são necessários menos pontos de conexão à rede.

Vale ressaltar que, dependendo da região, os padrões de produção diária e anual de energia solar e eólica se complementam tão bem que a produção total de ambas as tecnologias raramente é alimentada na rede. Um software pode ser usado para simular como as tecnologias precisam ser dimensionadas para minimizar as perdas de energia.

5.3 SISTEMAS OFF-GRID

Sistemas off-grid com armazenamento de energia elétrica são sistemas autônomos que não estão conectados à rede elétrica principal (a rede pública). Eles são projetados para operar de forma independente, utilizando fontes de energia renováveis, como energia solar ou eólica, para gerar eletricidade.



Fonte: Do Autor, Sistema Off-Grid com armazenamento de energia elétrica.

▪ Sistemas Off-Grid com Baterias de Íon de Lítio

- Sistemas que utilizam baterias de íon de lítio para armazenar energia solar gerada e fornecer eletricidade em áreas sem acesso à rede elétrica.

▪ Sistemas Off-Grid com Baterias de Fluxo

- Utilizam baterias de fluxo, que armazenam energia em eletrólitos líquidos, para aplicações que requerem armazenamento em larga escala e alta durabilidade.

▪ Sistemas Off-Grid com Baterias de Gel e AGM

- Empregam baterias de gel ou AGM (Absorbent Glass Mat), que são mais resistentes a condições adversas e têm uma boa capacidade de armazenamento.

▪ Sistemas Off-Grid com Controladores de Carga MPPT

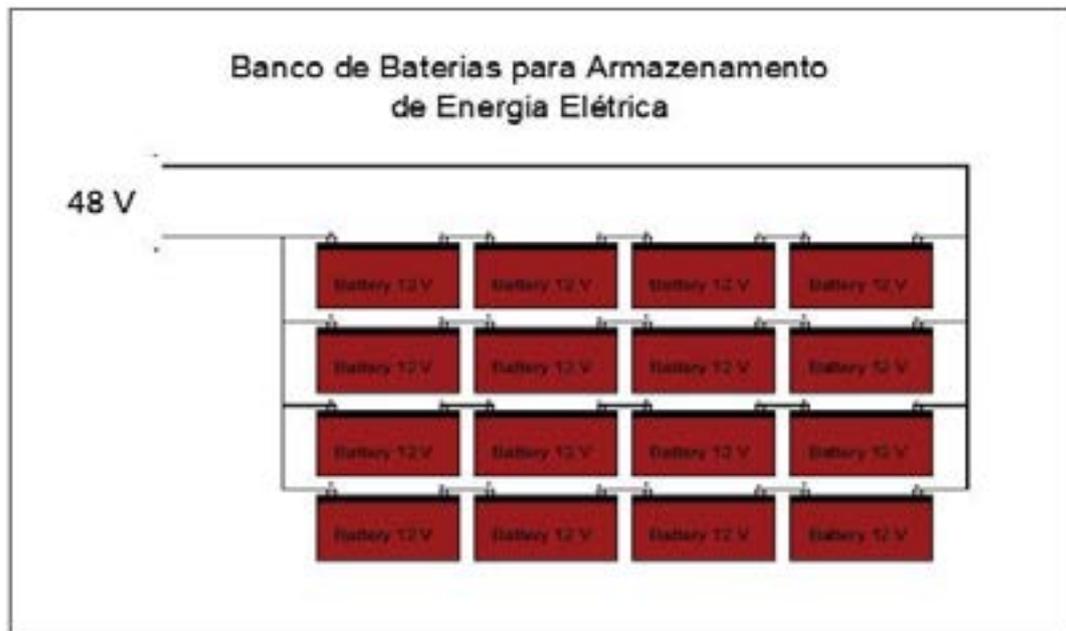
- Utilizam controladores de carga MPPT (Maximum Power Point Tracking) para otimizar a eficiência do sistema solar, maximizando a carga das baterias.

▪ Sistemas Off-Grid com Geradores de Backup

- Incluem geradores a gasolina ou diesel como fonte de energia adicional para períodos de baixa produção solar ou alta demanda.

5.4 SISTEMAS DE ARMAZENAMENTO

Sistemas de armazenamento de energia elétrica com baterias são sistemas que utilizam baterias para armazenar eletricidade gerada a partir de fontes renováveis, como energia solar ou eólica, ou de qualquer outra fonte de eletricidade disponível.



Fonte: Do Autor, Sistema de Armazenamento de energia elétrica.

- **Baterias de Estado Sólido**
Utilizam eletrólitos sólidos em vez de líquidos ou gel, o que as torna mais seguras e resistentes a vazamentos.
 - Proporcionam maior segurança, menor risco de incêndio e melhor desempenho em condições úmidas. As baterias de estado sólido são menos suscetíveis a danos causados por água, embora ainda necessitem de um design à prova d'água.

- **Baterias de Íon de Lítio com Caixa Hermética**
Baterias de íon de lítio são amplamente usadas e podem ser encontradas em formatos com proteção adicional contra umidade.
 - Tem alta densidade energética e durabilidade. Quando colocadas em caixas herméticas ou em gabinetes à prova d'água, podem operar com segurança em ambientes úmidos.

- **Baterias de Fluxo**

Utilizam eletrólitos líquidos armazenados em tanques separados e passam por uma célula eletroquímica para gerar eletricidade.

- São extremamente flexíveis em termos de escalabilidade e capacidade de armazenamento. Podem ser projetadas para ter proteção adicional contra condições adversas e são menos propensas a falhas catastróficas.

- **Baterias de Gel e AGM (Absorbent Glass Mat)**

Baterias de gel e AGM são tipos de baterias de chumbo-ácido que utilizam um eletrólito gelificado ou absorvido em uma fibra de vidro.

- São menos suscetíveis a vazamentos e danos em ambientes úmidos. São robustas e relativamente mais baratas, além de ter boa capacidade para operações em áreas afetadas por enchentes.

5. ALTERNATIVAS E ADAPTAÇÕES DOS SISTEMAS SOLARES

Dado o histórico recente de três enchentes no Rio Grande do Sul, sendo a última a mais severa registrada no estado, é crucial selecionar adequadamente as tecnologias de armazenamento de energia por baterias para sistemas de geração solar híbridos ou off-grid. Esses sistemas são particularmente adequados para situações de enchentes, especialmente em áreas afetadas por interrupções no fornecimento de energia elétrica, como zonas rurais remotas. No entanto, deve-se considerar aspectos como a resistência a condições adversas, a segurança e a capacidade de operação em ambientes úmidos.

A cidade de Cruzeiro do Sul, no Rio Grande do Sul, foi gravemente afetada por uma enchente recente, que causou alagamentos extensos e danos significativos às infraestruturas e à comunidade local. As chuvas intensas elevaram os níveis do rio Taquari, resultando em transbordamentos que inundaram áreas urbanas e rurais, afetando residências, comércios e zonas rurais. A enchente causou a interrupção dos serviços básicos, como eletricidade e água potável, e danificou tanto a rede elétrica da concessionária quanto os sistemas de geração fotovoltaica.

A Fazenda Quinta dos Ventos, situada na zona rural de Cruzeiro do Sul, exemplifica os danos causados pela enchente. A inundação destruiu a rede

elétrica e os sistemas de geração solar, eólico e de armazenamento de energia elétrica do local. A situação demandará esforços significativos para buscar alternativas e adequar os sistemas de energia, visando mitigar os impactos de eventos climáticos semelhantes no futuro.



Fonte: Do Autor, Sistemas On-Grid, Off-Grid e de armazenamentos de energia solar atingidos pela enchente na Fazenda Quinta dos Ventos.



Fonte: Do Autor, Sistemas On-Grid, de energia solar atingidos pela enchente na Quinta dos Ventos.

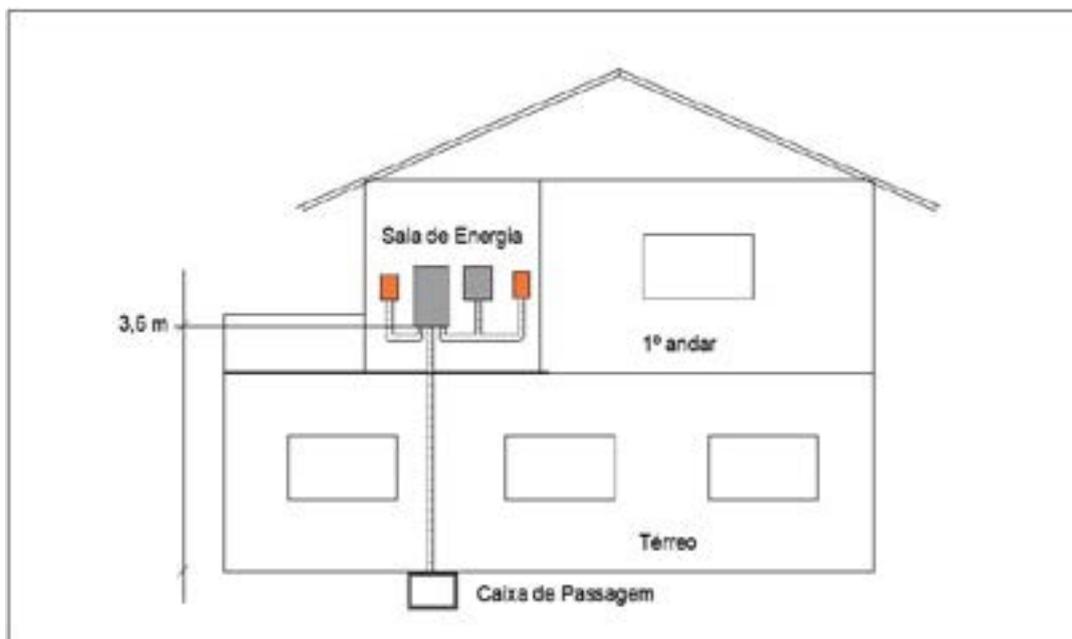
5.1 ADEQUAÇÃO DOS SISTEMA ELÉTRICO

Serão abordadas as ações e estratégias que serão planejadas na Fazenda Quinta dos Ventos. A ideia é adequar a rede elétrica, melhorar o sistema de geração e de armazenamento de energia elétrica, redimensionar a alimentação das cargas, melhorar a eficiência energética e promover o uso racional da energia elétrica.

Essas medidas visam atender às necessidades de consumo e a geração de energia elétrica utilizando as tecnologias disponíveis que se mostram como alternativas resilientes para enfrentar e mitigar os impactos de desastres naturais, especialmente em áreas propensas a enchentes como visto no estado do Rio Grande do Sul e na cidade de Cruzeiro do Sul.

5.2 ADEQUAÇÃO DA REDE ELÉTRICA

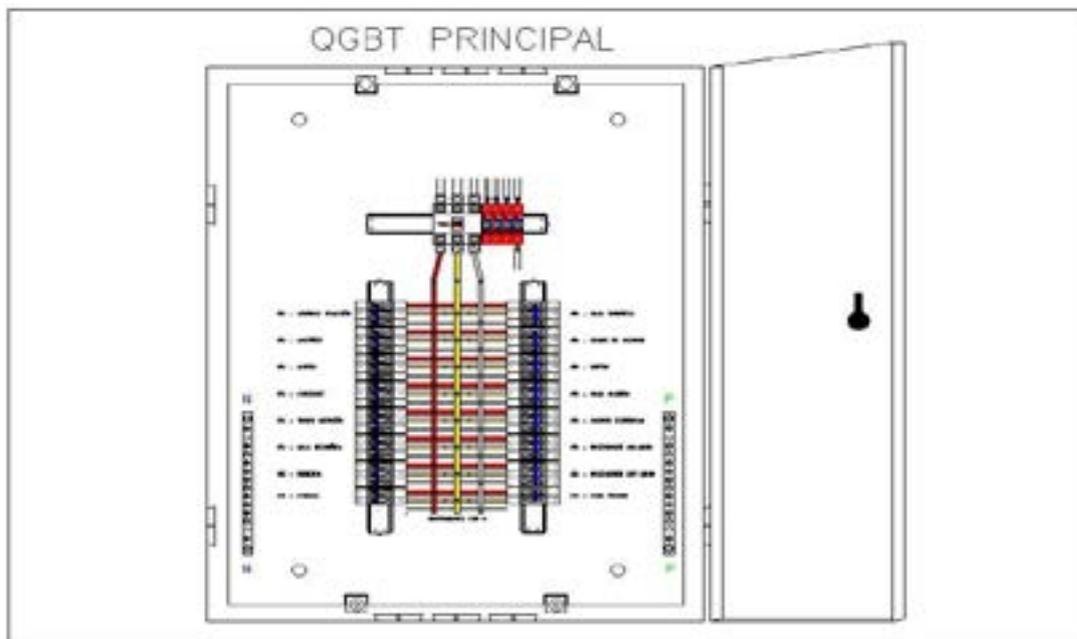
- Será realizado a elevação da Sala de Energia, num ponto mais alto, bem acima de onde a inundação alcançou durante a enchente.



Fonte: Do Autor, Projeto de elevação da Sala de Energia na Fazenda Quinta dos Ventos.

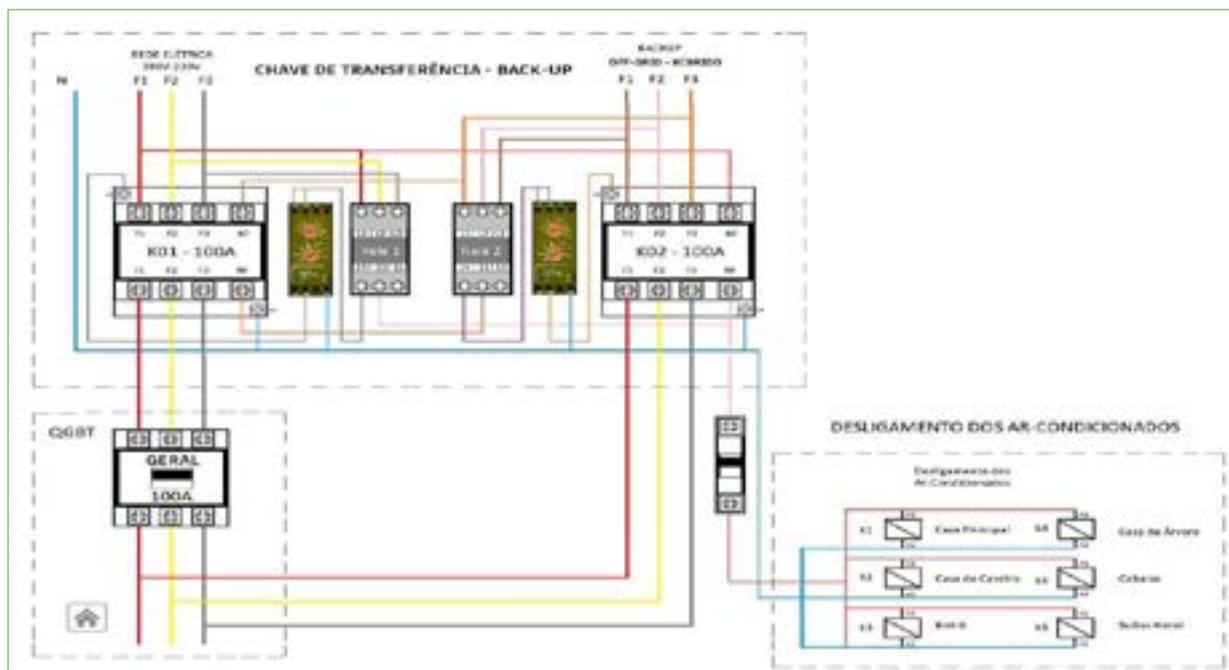
- Será realizado a elevação dos quadros elétricos VAC dos Inversores dentro da mesma sala de energia.

- Readequar toda a rede elétrica e projetar a centralização das Cargas Elétricas num QGBT, para dar maior segurança em caso de emergências, enchentes ou problemas elétricos da rede elétrica do local.



Fonte: Do Autor, Projeto do novo QGBT centralizando a alimentação das cargas num único quadro de Alimentação na Fazenda Quinta dos Ventos.

- Realizar levantamento das cargas prioritárias e dimensionar o seccionamento da alimentação dessas cargas em caso de falta de energia ou de enchentes.
- Realizar o Seccionamento de Cargas não prioritárias em caso de Enchente, instalando equipamentos de seccionamento com acionamento via relé e cabo de sinal.
- Implementar sistemas de monitoramento que possam detectar falhas e prevenir danos em condições adversas é importante. Fazer a manutenção regular das baterias ajudam a garantir que elas funcionem corretamente durante emergências.
- Considerar o design geral do sistema de armazenamento para garantir que ele possa resistir a condições extremas, incluindo enchentes, é fundamental. Sistemas modulares e redundantes podem aumentar a resiliência e a confiabilidade e ter fácil manutenção local.



Fonte: Do Autor, Sistema Back-up da Rede elétrica e seccionamento de cargas não prioritárias.

5.3 ADEQUAÇÃO DO SISTEMA DE GERAÇÃO SOLAR

- Instalação de Inversores, independente da tecnologia.
- Instalação dos Inversores num ponto mais alto, bem acima de onde a inundação alcançou durante a enchente recente.



Fonte: Do Autor, Inversor instalado num ponto mais alto, fora do alcance da inundação na Fazenda Quinta dos Ventos.

- Instalação de novos Inversores de Energia Solar Híbrido.
- Será redimensionado do sistema híbrido para atender boa parte das cargas. Esse sistema além de gerar energia, mantém as baterias carregadas, o excedente pode ser consumido localmente ou ser injetado na rede da concessionária. Além disso em caso de falta de energia a noite, o sistema atenderá as cargas prioritárias.
- Instalação de Inversores de Energia Solar Off-Grid, dimensionar o sistema para atender as cargas prioritárias do local durante os períodos de falta de energia da concessionária, através do sistema de chave de transferência com a rede da concessionária.
- Elevar os equipamentos num ponto mais alto, bem acima de onde a inundação alcançou durante a enchente recente.
- Dimensionamento de um Sistema de Gerenciamento de todos do Sistema de Energia Renovável instalado na propriedade.
- Configurar acesso via remoto por plataforma e app no celular.
- Dimensionamento do Sistema de Armazenamento de Energia.
- Elevação do Sistema de armazenamento de energia num ponto mais alto, bem acima de onde a inundação alcançou durante a enchente recente. para garantir a integridade e a segurança das baterias.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os eventos climáticos recentes no Sul do Brasil, especialmente as inundações que afetaram gravemente o estado do Rio Grande do Sul, destacam a urgência de uma abordagem estratégica para a reconstrução e adequação às novas realidades impostas pelas mudanças climáticas. Essas circunstâncias exigem uma análise aprofundada e a implementação de soluções que não apenas resistam às condições adversas, mas que também sejam economicamente viáveis e capazes de atender às necessidades energéticas específicas das áreas afetadas.

A abordagem proposta envolve um planejamento de engenharia meticuloso, que deve considerar todos os aspectos técnicos afetados pelas enchentes. Isso inclui a avaliação da infraestrutura danificada, como a rede elétrica e os quadros elétricos, bem como a reavaliação dos locais onde estão instalados os sistemas solares, de armazenamento e de geração de energia elétrica. A conscientização sobre o uso de dispositivos de proteção e segurança é fundamental, assim como a substituição de equipamentos danificados e a centralização das cargas em um único Quadro Geral de Baixa Tensão (QGBT), acima do nível máximo atingido pelas enchentes. São medidas essenciais para proteger contra danos futuros e crucial para garantir a operação contínua e eficiente desses sistemas.

Em síntese, a adaptação às novas condições climáticas exige um esforço coordenado para desenvolver e implementar soluções robustas e sustentáveis. Somente através de um planejamento detalhado e da adoção de tecnologias apropriadas será possível reduzir os impactos e garantir a resiliência das infraestruturas energéticas nas áreas afetadas pelas enchentes.

6. REFERÊNCIAS

Associação Brasileira de Energia Solar Fotovoltaica (ABSOLAR). (2023). "Relatório Anual de Energia Solar". [Disponível em: <https://www.absolar.org.br>]

Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL). (2023). "Resolução Normativa 482/2012". [Disponível em: <https://www.aneel.gov.br>]

International Renewable Energy Agency (IRENA). (2022). "Renewable Power Generation Costs in 2022". [Disponível em: <https://www.irena.org>]

Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada (IPEA). (2023). "Impactos Econômicos da Energia Solar no Brasil". [Disponível em: <https://www.ipea.gov.br>]

Ministério de Minas e Energia (MME). (2023). "Plano Nacional de Energia 2050". [Disponível em: <https://www.mme.gov.br>]

Bank Banco Mundial (World). (2022). "Energia Off-Grid e Híbrida: Soluções para Desenvolvimento Sustentável". [Disponível em: <https://www.worldbank.org>]

Governo do Estado do Rio Grande do Sul. (2024). "Boletim sobre o impacto das chuvas no rs, (08/2024)". [Disponível em: <https://www.estado.rs.gov.br/boletins-sobre-o-impacto-das-chuvas-no-rs>]

Rádio Caxias. (2024). "Cruzeiro do Sul". [Disponível em: <https://www.radiocaxias.com.br/quase-metade-de-cruzeiro-do-sul-e-atingido-pelacheia-do-rio-taquari-e-prejuizo-estimado-pela-prefeitura-e-de-r-150-milhoes/>]

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

REVISÃO SOBRE O USO DO BIOETANOL E TECNOLOGIAS DO HIDROGÊNIO

Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽¹⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽²⁾
Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽³⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁴⁾

RESUMO

As células de combustível são um dos meios mais eficientes de converter energia química em energia elétrica. Essas células em geral usam hidrogênio como combustível, o qual é armazenado em cilindros, para uso em veículos elétricos produzidos por fabricantes mundiais. Os principais impedimentos à comercialização de tecnologias de células de combustível, especialmente para o setor dos transportes, são o armazenamento e a quase inexistência de infraestruturas de transporte e distribuição de hidrogênio. A utilização de biocombustíveis como o metanol e o etanol em vez do hidrogênio em células de combustível, não só reduz os problemas com o transporte e armazenamento de combustível, mas também proporciona uma tecnologia de geração de energia neutra em CO₂, levando a uma redução da emissão deste gás e outros poluentes. Uma grande desvantagem do uso do metanol é que o mesmo se trata de um combustível tóxico e sua inalação excessiva pode levar à cegueira permanente ou ter um efeito adverso no nervo óptico. O etanol, por outro lado, além de ser um combustível renovável, é facilmente disponível, barato e, ao contrário do metanol, não é tóxico. O etanol é um biocombustível limpo e seguro na fase líquida, muito mais fácil e seguro para armazenamento e transporte do que o hidrogênio puro. Em particular, o bioetanol é atraente porque, é barato, e renovável e no Brasil tem uma rede de distribuição implantada. Atualmente, bilhões de litros de etanol por ano, são produzidos globalmente. O bioetanol pode ser obtido a partir de uma variedade de matérias-primas que incluem cana-de-açúcar, trigo, milho, entre

⁽¹⁾ Mechanical Engineering Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽²⁾ Electrical Engineer, 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.

outros. Essas biomassas atuam como captadores de dióxido de carbono via o processo de fotossíntese, que com o auxílio da água e energia solar produz os compostos orgânicos liberando oxigênio, introduzindo o conceito de carbono equivalente negativo. Aparas de madeira, bagaço, resíduos de agroindústrias, frações orgânicas de resíduos urbanos ou resíduos florestais também podem ser utilizados para produzir o etanol. Estes fatores fazem do etanol um competidor dos combustíveis fósseis, especialmente quando utilizado com uma tecnologia de baixas emissões, como as células de combustível, atrativo tanto do ponto de vista econômico como ambiental. Isto levou a um interesse considerável no desenvolvimento de sistemas de células de combustível operando diretamente com bioetanol. Neste artigo, os vários tipos de células a combustível a hidrogênio e seu princípio e características são descritos. Ênfase é dada aos princípios do processo de reforma e utilização do etanol em células diretas. O procedimento experimental de aplicação de um kit didático e as particularidades do processo de utilização do etanol nesta célula é descrito. Por fim é apresentada uma conclusão discutindo acerca da utilização de tais células em aplicações de pequeno porte e em mobilidade elétrica.

Palavras Chave — Bioetanol, hidrogênio, células de combustível, veículos elétricos

REVIEW ON THE USE OF BIOETHANOL AND HYDROGEN TECHNOLOGIES

Jorge Pimentel de Moraes - Author ⁽¹⁾

Lucas Melo Machado - Author ⁽²⁾

Marçal Rodrigues Pires - Adviser ⁽³⁾

Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Fuel cells are one of the most efficient ways of converting chemical energy into electrical energy. These cells generally use hydrogen as fuel, which is stored in cylinders for use in electric vehicles produced by global manufacturers. The main impediments to the commercialization of fuel cell technologies, especially for the transport sector, are hydrogen storage and the almost non-existence of hydrogen transport and distribution infrastructures. The use of biofuels such as methanol and ethanol instead of hydrogen in fuel cells not only reduces problems with fuel transportation and storage, but also provides a neutral CO₂ power generation technology leading to reduced emission of this gas and other pollutants. A major disadvantage of using methanol is that it is a toxic fuel and excessive inhalation can lead to permanent blindness or have an adverse effect on the optic nerve. Ethanol, on the other hand, in addition to being a renewable fuel, is easily available, cheap and, unlike methanol, is non-toxic. Ethanol is a clean and safe biofuel in the liquid phase, much easier and safer to store and transport than pure hydrogen. In particular, bioethanol is attractive because it is cheap, renewable and in Brazil it has a distribution network deployed. Currently, billions of liters of ethanol per year are produced globally. Bioethanol can be produced from a variety of raw materials that include sugar cane, wheat, corn, among others. These biomasses act as carbon dioxide capturers via the photosynthesis process, which with the help of water and solar energy produces organic compounds releasing oxygen, introducing the concept of negative carbon equivalent. Wood chips, bagasse, agro-industrial residues, organic fractions of urban waste or forestry residues can also be used to produce ethanol. These factors make ethanol a competitor to fossil fuels, especially when used with low-emissions technology such as fuel cells, attractive from both an economic and environmental point of view. This has led to

considerable interest in the development of fuel cell systems operating directly on bioethanol. In this article, the various types of hydrogen fuel cells and their principle and characteristics are described. Emphasis is given to the principles of the reforming process and use of ethanol in direct cells. The experimental procedure for applying a teaching kit and the particularities of the process of using ethanol in this cell are described. Finally, a conclusion is presented discussing the application of such cells in small applications and in electric mobility.

Keywords — Bioethanol, hydrogen, fuel cells, electric vehicles

1. PANORAMA E IMPORTÂNCIA DO BIOETANOL NO BRASIL E NO MUNDO

A utilização bioetanol combustível traz uma série de benefícios do ponto de vista ambiental. Por ser derivado de fontes vegetais, sendo considerado um biocombustível e uma fonte de energia renovável. O etanol tem uma maior densidade energética que o hidrogênio. É considerado um combustível mais seguro e no caso brasileiro, tem potencial para eliminar os custos da infraestrutura de hidrogênio

Torna-se importante ressaltar a decisão tomada pelo governo brasileiro, há cinquenta anos atrás, por ocasião da crise do petróleo, visando mitigar a dependência brasileira através do Programa Nacional do Alcool – Pró Alcool, criado em 14 de novembro de 1975 pelo Decreto 76.593 [1]. O Brasil conta hoje com uma agricultura altamente mecanizada, atingindo grande produtividade. Um indicador qualitativo diz respeito à modelos de caminhões desenvolvidos especificamente para o trabalho de campo

O Programa cumpriu cinco fases, cuja Fase Inicial se deu no período de 1975 a 1979. De 1980 a 1986 se deu a Fase da Afirmação, seguida pela Fase da Estagnação, de 1986 a 1995. A Fase da Redefinição aconteceu de 1995 ao ano 2000. Na fase atual, o etanol é uma *commodity* mundialmente negociada, com a mais variadas aplicações, deixando o Brasil em uma condição privilegiada, em especial pela nova realidade imposta pela transição energética Contextualizando, um dos maiores fabricantes de veículos do mundo, que pesquisa o hidrogênio como fonte de energia, após dez anos de implantação de um modelo que nasceu para funcionar com o hidrogênio, enfrentou o obstáculo da logística do reabastecimento, pela ausência de uma rede implantada. A solução do grande entrave está no Brasil, com a sua vasta rede de distribuição de etanol, e com a tecnologia do referido veículo em fase de adaptação, eliminando o cilindro de hidrogênio, para utilizar os tradicionais reservatórios de combustíveis líquidos. Maiores detalhes sobre os sistemas adotados ainda não estão disponíveis, porém o fato da solução estar no etanol, já é o suficiente para colocar o Brasil no centro de uma cadeia energética invejável, tendo em vista ainda as outras formas de obtenção de etanol existentes. Além do uso veicular, a tecnologia de utilização do etanol como fonte de energia, através da obtenção de hidrogênio, é também a solução de outro grande gargalo energético, permitindo a implantação da *geração distribuída*, tendo em vista mitigar os eventos extremos que estão impactando nas redes de distribuição de energia elétrica, produzindo os conhecidos *apagões*. Associado ao hidrogênio gerado a partir da energia solar, poderá abastecer residências, comércios e indústrias, em regime *off-grid*, ou seja, independente das redes tradicionais. A importância deste cenário é tal, que o Brasil pode ter um elemento estratégico para enfrentar as grandes transformações em andamento. Convém lembrar que algumas alternativas em andamento, como o *combustível sintético*, ainda envolve *combustão*, o que mesmo considerando não ser de fonte fóssil, ainda não atende aos requisitos vigentes no sentido da *eficiência energética*.

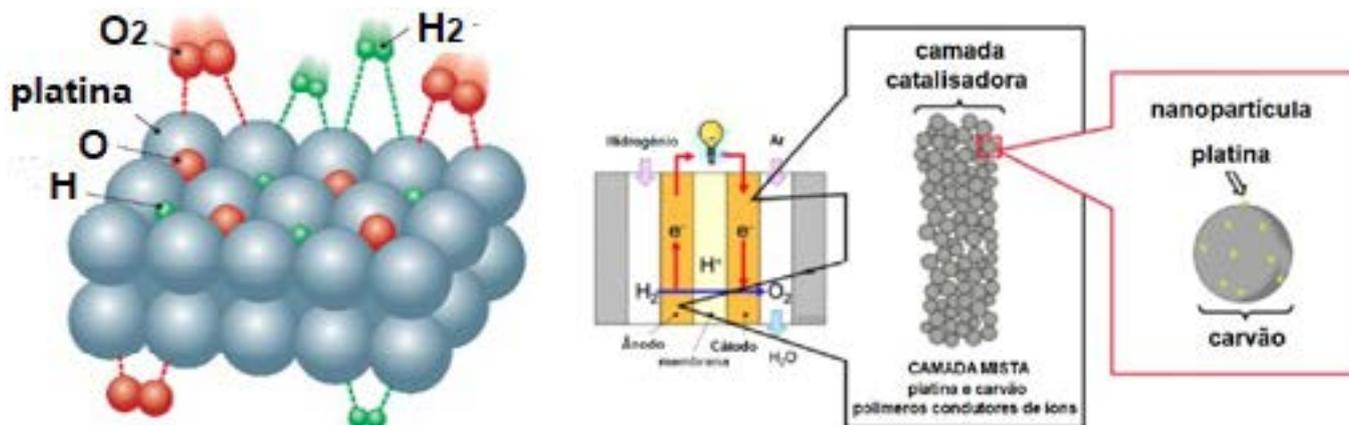
Importante lembrar que em nível mundial, o etanol pode utilizar as redes de armazenamento e distribuição já existentes para gasolina.

2. REVISÃO DE CONCEITOS BÁSICOS

Neste item são apresentados os conceitos básicos importantes no estudo das células de combustível:

A platina é conhecida como o metal de transição catalisador mais eficiente devido ao seu desempenho nas reações de oxidação e hidrogenação. Sua aplicação prática só não é mais disseminada por seu alto custo.

A platina tem deficiências técnicas, como a baixa sensibilidade a impurezas e um desempenho instável. As moléculas de hidrogênio são adsorvidas na superfície da platina. No processo de adsorção a molécula de oxigênio ou hidrogênio forma ligações temporárias com platina como mostrado na figura 1(a)



(a) ligações temporárias [2]

(b) camada catalítica de nanopartículas de ânodo e cátodo [3]

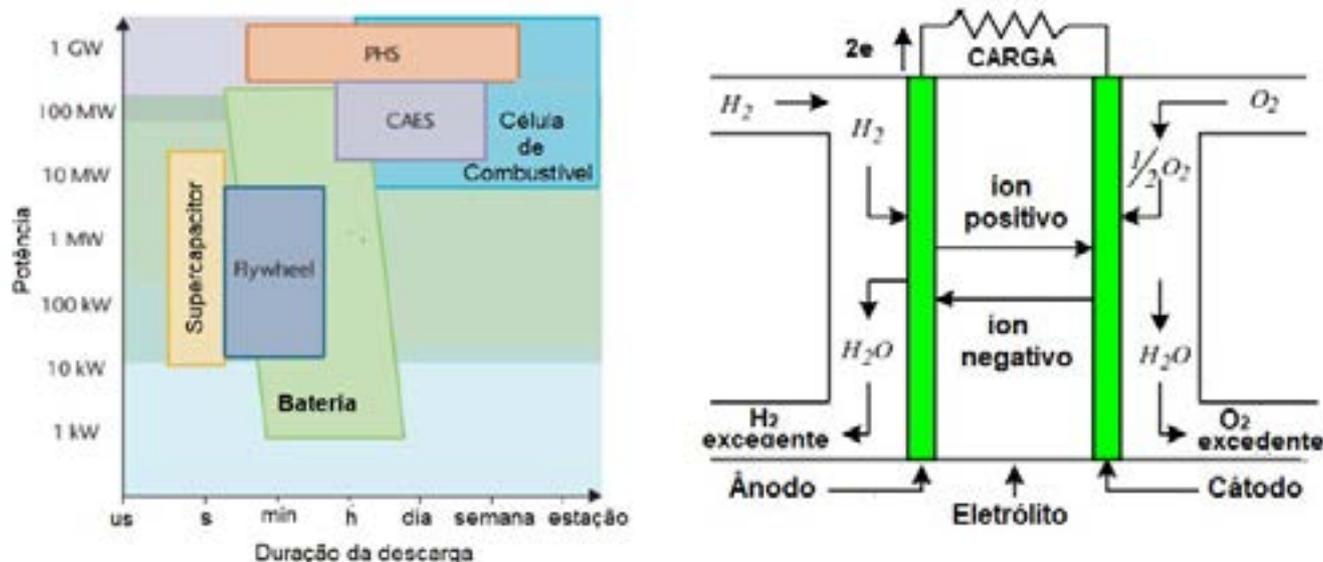
Figura 1: Platina e teoria de adsorção de superfície nas células a combustível

A energia da interação entre os átomos de hidrogênio e a superfície da platina contribui para a quebra da ligação entre os átomos de hidrogênio e também de oxigênio nas células de combustível. As propriedades únicas, como excelente condutividade e estabilidade química, tornam a platina altamente eficiente como catalisador. Algumas teorias sugerem que o pequeno tamanho do hidrogênio e a afinidade para ficar entre os átomos da rede metálica desempenham um papel importante e catalise do hidrogênio em aplicações, como células de combustível, como na figura 3(b). No ânodo, o H₂ é separado em íons de hidrogênio e elétrons. Este processo é auxiliado por um catalisador, geralmente compreendendo metais do grupo da platina. Os elétrons viajam através de um circuito externo, produzindo uma corrente elétrica. A platina é efetivamente apenas um intermediário. É um metal, onde há muitos elétrons livres que não estão solidamente ligados a um átomo específico. A molécula de oxigênio O₂ pode facilmente roubar um desses elétrons, o que deixaria a platina com carga positiva no ânodo. O hidrogênio, por sua vez, perderia seus elétrons para a platina carregada positivamente. O gás H₂ entra pelo lado do ânodo e através do eletrodo de anodo poroso estruturado em carbono com partículas de Pt. Como catalisador, a Pt separa o H₂ em dois íons H⁺. Os dois íons H⁺ migram através da PEM (membrana de troca de prótons) com nome comercial de *Nafion*, enquanto dois elétrons circulam na carga externa. Também, hidrogênio e oxigênio não reagem à temperatura ambiente para formar água. No entanto a reação seria acelerada, na presença de um catalisador formado por platina finamente dividida. Desta forma seria explicado o processo de formação de água no cátodo da célula de combustível ilustrado na figura 1(b). A atuação do catalisador é essencial para alcançar altas taxas de conversão de energia nas células a combustível, permitindo-lhes competir com as fontes de energia tradicionais.

3. FAIXA DE APLICAÇÃO E PRINCÍPIO DAS CÉLULAS DE COMBUSTÍVEL CONVENCIONAIS

As células de combustível convencionais foram em geral concebidas para atender potências elevadas em substituição as baterias. O gráfico da figura 2(a) situa a faixa de aplicação das células a combustível frente a outras fontes de energia. O armazenamento hidrelétrico via bombas ou PHS - *Pumped Hydroelectricity Storage* é uma tecnologia que se baseia no bombeamento de água para um reservatório a montante fora dos horários de pico ou nos horários em que há eletricidade excedente produzida por fontes de energia renováveis. Quando a eletricidade é necessária, é gerada através de turbinas hidrelétricas. O armazenamento CAES - *Compressed Air Energy Storage* armazena a energia na forma de ar comprimido. Volantes ou *flywheels*, utilizam motores elétricos de alta velocidade em ambiente de alto vácuo, para que a energia elétrica seja transformada em energia mecânica e armazenada na forma de inércia. Quando necessário, os volantes girantes acionam geradores para gerar energia. Supercapacitores são capacitores fabricados com alta capacitância. Armazenam cargas pelo princípios físico da força de Coulomb. Já as baterias são formas tradicionais de armazenamento de energia por efeito químico.

A célula de combustível, vista na figura 2(b) opera de forma similar a uma bateria. O oxigênio do ar recebe elétrons, ou é reduzido no cátodo se transformando em um íon. O íon oxigênio migra através de um eletrólito reagindo com o hidrogênio no ânodo ou polo negativo.



(a) faixa de aplicação [4]

(b) diagrama genérico [5]

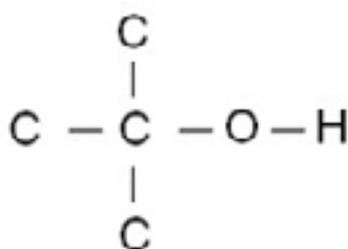
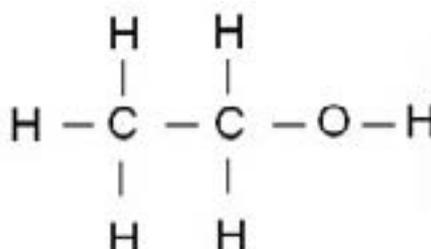
Figura 2: Células a combustível convencionais

Células de combustível com membrana de intercâmbio de prótons utilizam uma membrana de troca iônica, um polímero ácido sulfônico fluorizado ou outro polímero similar, que permite a circulação de prótons ou H^+ , do ânodo para o cátodo. Embora o combustível utilizado é o hidrogênio com um elevado grau de pureza, estas células apresentam como vantagem, um menor peso e aquecimento e uma operação simplificada. O dispositivo gera eletricidade, calor e vapor de água. O calor pode ser utilizado em cogeração na forma de aquecimento.

4. PRINCIPAIS CÉLULAS DE COMBUSTÍVEL DIRETAS A ÁLCOOL

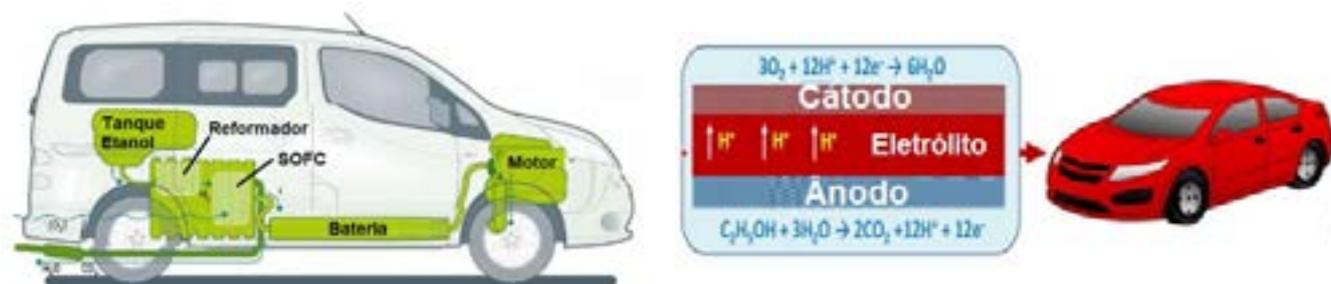
Uma variante das células tradicionais é a célula de combustível com alimentação direta a álcool. Nestas células os principais álcoois utilizados são o metanol cuja fórmula é vista na figura 3(a) e o etanol visto na figura 3(b). O metanol também chamado álcool metílico possui fórmula molecular CH_4O . É um composto orgânico da família dos álcoois, cuja fórmula é $CH_3 - OH$.

A célula de combustível tradicional é com alimentação direta de metanol. Como combustível, o metanol tem diversas vantagens em relação ao hidrogênio. Além de ser líquido a temperatura ambiente pode ser facilmente transportado e armazenado. Os principais problemas destas células são o sobrepotencial eletroquímico no ânodo, o que torna a célula menos eficiente e o fato do metanol difundir através da membrana de troca protônica do ânodo para o cátodo. No entanto os pesquisadores estão alcançando progressos importantes que resolvem parcialmente estes problemas, tornando este tipo de células de combustível potencialmente útil para ser utilizado em equipamentos elétricos portáteis e em meios de transporte. O etanol combustível é um composto químico orgânico da família dos álcoois, também chamado de álcool etílico. Sua fórmula molecular é C_2H_6O Representa a junção $CH_3 - CH_2 - OH$ como ilustra a figura 6(b)

(a) metanol ou CH_4O [6](b) etanol ou C_2H_6O [7]**Figura 3:** Ilustração das fórmulas estruturais dos principais álcoois

5. O BIOETANOL E A TECNOLOGIA DO HIDROGÊNIO

Uma das principais aplicações do bioetanol é em veículos elétricos, como ilustra a figura 6. Aplicações práticas, utilizam um reformador e uma célula de combustível a hidrogênio visto na figura 4(a) ou então uma célula de combustível a etanol direto DEFC – *Direct Ethanol Fuel Cell* cujo diagrama e *semireações* são apresentados na figura 4(b)



(a) reformador e célula a combustível [8]

(b) célula de combustível DEFC [9]

Figura 4: Veículos elétricos usando o bioetanol

5.1 Processo de reforma do etanol

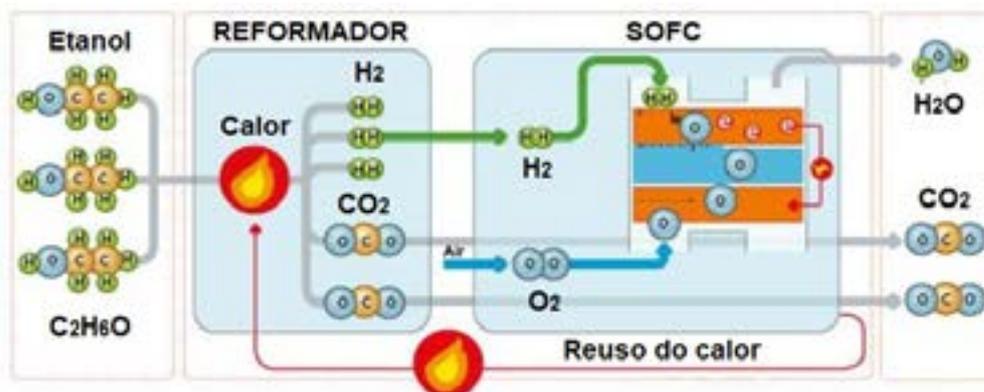
Como ilustra a figura 5(a), a fonte do bioetanol no Brasil é a cana de açúcar. Através de um reformador, visto em blocos na figura 5(b), o etanol é transformado em a temperaturas elevadas em um gás rico em hidrogênio. No exemplo da figura o gás obtido do reformador e o oxigênio obtido do ar são injetados em uma SOFC - *Solid Oxide Fuel Cell*. O CO₂ gerado no reformador e na célula de combustível é eliminado por exaustão. O processo gera eletricidade e calor. Em geral o vapor de água e o calor gerado pela célula de combustível é reutilizado no reformador. As células podem ser chamadas de *indiretas* quando operam com combustíveis alternativos formando as células de combustível indiretas desde que sejam previamente convertidos em hidrogênio.

Os combustíveis utilizados podem ser por exemplo o metanol, etanol, metano e propano. A utilização de biocombustíveis como o metanol e o etanol em vez do hidrogênio como combustível em células de combustível, não só reduz os problemas com o transporte e armazenamento de combustível, mas também pode fornecer uma tecnologia de geração de energia neutra ou reduzida em CO₂ e outros poluentes.

Um dos maiores fabricantes de veículos do mundo, pesquisa o hidrogênio como fonte de energia, após dez anos de implantação de um modelo que nasceu para funcionar com o hidrogênio O obstáculo da logística do reabastecimento, foi a ausência de uma rede implantada. A solução do grande entrave está no Brasil, com a sua vasta rede de distribuição de etanol, e com a tecnologia do referido veículo em fase de adaptação, eliminando o cilindro de hidrogênio, para utilizar os tradicionais reservatórios de combustíveis líquidos. Em particular, o bioetanol é atraente porque não é tóxico, é barato, renovável, sendo facilmente disponível.



a) cana de açúcar [10]



(b) operação do reformador [8]

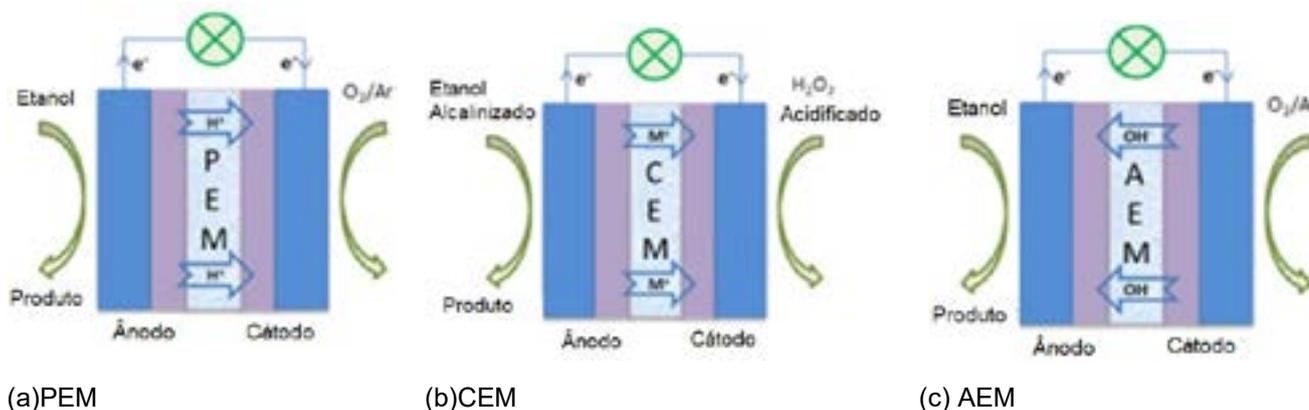
Figura 5: Aplicações de potência das células a combustível

5.2. Células de combustível diretas a etanol

As principais células a combustível diretas a etanol utilizam três tipos de membranas:

As características da membrana de intercâmbio de prótons PEM – *Proton Exchange Membrane*, vista na figura 6(a), já foi discutida, permitindo o transporte do átomo de hidrogênio na forma de próton caracterizado pelo íon hidrogênio H⁺.

A membrana de troca catiônica CEM – *Cationic Exchange Membrane*, vista na figura 6(b) é caracterizada pela presença de cargas negativas fixas. Assim, é capaz de permitir que íons positivos (contra íons) se movam através dele, bloqueando ânions (coíons).



(a) PEM

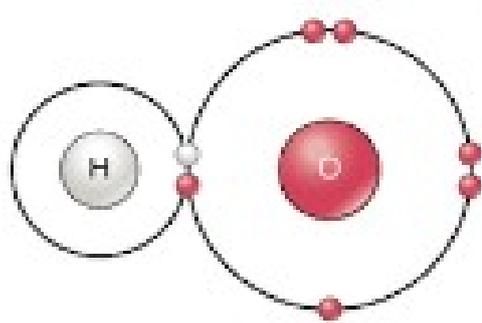
(b) CEM

(c) AEM

Figura 6: Diagramas esquemáticos de células de combustível diretas a etanol [11]

A membrana de troca aniônica AEM - *Anionic Exchange Membrane*, vista na figura 6(c) opera em meio alcalino, bloqueia cátions permitindo o transporte de ânions. O íon poliatômico OH^- , visto na figura 7(a), também é conhecido como hidróxido. A estrutura do íon hidróxido é vista na figura 8(b), sendo composta por um átomo de oxigênio e um átomo de hidrogênio. A única linha que os conecta indica a ligação covalente, com elétrons compartilhados entre H e O. Os pontos ao redor de O representam pares de elétrons isolados. O oxigênio no hidróxido tem três pares solitários de elétrons, totalizando seis pares solitários de elétrons. A carga líquida do íon hidróxido é identificada, colocando a estrutura completa de pontos entre colchetes como na figura 7(b) e colocando a carga no canto superior direito.

É possível observar que o hidróxido tem carga -1, o que significa que o íon contém um elétron a mais, que o núcleo de um átomo de hidrogênio mais um átomo de oxigênio.



(a) molécula [12]



(b) representação da carga líquida [13]

Figura 7: Íon poliatômico hidroxila

5.3 Particularidades no uso de kit didático comercial de célula a combustível direta a etanol

O kit didático de DEFC visto na figura 8 é disponibilizado comercialmente

**Figura 8:** Kit didático comercial a etanol [14]

O interessante é que para se obter um melhor desempenho, é utilizada uma mistura de 10% de etanol e 90% de água purificada ou destilada. Um aumento na temperatura do combustível ou do ambiente de operação, aumentará a probabilidade de as moléculas de etanol interagirem com os catalisadores localizado na superfície da membrana, o que acelera a velocidade da reação química através de um aumento capacidade de troca de prótons. Normalmente, a maior parte do etanol dentro da câmara da célula de combustível se transforma em ácido acético, que é o principal componente do vinagre.

Se o dispositivo não for usado por mais de um dia, a solução contida a célula de combustível deve ser purgada. Água purificada ou destilada deve ser utilizada na limpeza do tanque de combustível e da célula de combustível, caso contrário a célula de combustível será danificada.

CONCLUSÃO

A utilização do etanol nas células de combustível é promissora. É considerado um combustível mais seguro e pode reduzir os custos da infraestrutura de hidrogênio. O etanol pode ser utilizado de forma indireta com o emprego de um reformador para alimentação de veículos elétricos. Embora menos citado na literatura, as DEFC – *Direct Ethanol Fuel Cell*, em geral disponíveis comercialmente em baixas potências, podem ser também aplicadas a veículos elétricos. Mais do que um tipo de membrana é disponível comercialmente para experimentação com esta tecnologia, com o etanol submetidos a um meio alcalino. Na operação de kits didáticos é comentada possibilidade de contaminação das membranas e a necessidade de sua limpeza, bem como da purga do tanque de combustível o que pode representar um entrave a resolver em aplicações práticas, adicionado às baixas potências obtidas, e ao custo de produção das membranas e dos catalisadores utilizados. Na fase atual, o etanol é uma *commodity* mundialmente negociada, com a mais variadas aplicações, deixando o Brasil em uma condição privilegiada, em especial pela nova realidade imposta pela transição energética. O *bioetanol* pode ser obtido a partir de uma variedade de matérias-primas que incluem cana-de-açúcar, trigo, milho, entre outros. Essas biomassas atuam como captadores de dióxido de carbono via o processo de fotossíntese, que com o auxílio da água e energia solar produz os compostos orgânicos liberando oxigênio, introduzindo o conceito de carbono equivalente negativo. A importância deste cenário é tal, que o Brasil pode ter um elemento estratégico para enfrentar as grandes transformações em andamento. Convém lembrar que em nível mundial, o etanol pode utilizar as redes de armazenamento e distribuição já existentes para gasolina.

AGRADECIMENTO

Agradecemos o incentivo dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas do grupo.

Referências

- [1] (2024) SITE CÂMARA DOS DEPUTADOS - <http://www2.camara.leg.br/>
- [2] (2024) SITE: QUIZLET - *Diagram of the surface adsorption theory Mechanisms of Catalysis Quizlet* - <https://quizlet.com/ie/404446503/the-surface-adsorption-theory-mechanisms-of-catalysis-diagram/>
- [3] (2024) SITE, EEPOWER - *Unlocking the Potential of Platinum-Free Catalysts in Hydrogen Fuel Cells – Tech Insights* <https://eepower.com/tech-insights/unlocking-the-potential-of-platinum-free-catalysts-in-hydrogen-fuel-cells/>
- [4] SAISIRIRAT P., SAISIRIRAT P.KONGDAY P., JOOMMANEEB. *Potentials of the direct use of ethanol fuel cell as backup electricity for renewable energy system*, IOP Conf. Series: Material Science and Engineering, 2020 (2024) SITE: RESEARCH GATE - https://www.researchgate.net/figure/Fuel-cell-operation-diagram_fig3_228352547
- [5] (2024) SITE: REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA DISPOSIÇÃO ESPACIAL DOS ÁTOMOS EM UMA MOLÉCULA – <https://www.educamaisbrasil.com.br/enem/quimica/formula-estrutural>
- [6] (2024) SITE: COMPOSIÇÃO E EFEITOS NO CONSUMO DO ÁLCOOL - <https://www.preparaenem.com/biologia/alcool.htm>
- [7] (2024) SITE: REVISTA PESQUISA FAPESP – *Electric Vehicles powered by ethanol* – <https://revistapesquisa.fapesp.br/en/electric-vehicles-powered-by-ethanol/>
- [8] BADWAL S.P.S., GIDDEY S., KULKARNI A., GOEL J., BASU S. - *Direct ethanol fuel cells for transport and stationary applications – A comprehensive review* - APPLIED ENERGY ELSEVIER, Volume 145, 1 May 2015, Pages 80-103
- [9] (2024) SITE: SAVEUR - <https://www.saveur.com/food/sugarcane-tropics/>
- [10] AN L., ZHAO T.S., LI Y.S., *Carbon-Neutral Sustainable Energy Technology: Direct Ethanol Fuel Cells* RENEWABLE AND SUSTAINABLE ENERGY REVIEWS ELSEVIER, 2015
- [11] (2024) SITE: KHANACADEMY - <https://pt.khanacademy.org/science/ap-biology/chemistry-of-life/introduction-to-biological-macromolecules/a/chemical-bonds-article>
- [12] (2024) SITE: POLIATOMIC ÍONS [Online]. <https://www.geeksforgEEKS.org/polyatomic-ions/>
- [13] (2024) SITE: SCIENCE FOR DESSERT - <https://eportfolios.macaulay.cuny.edu/sciencefordessert/2013/04/10/the-coolest-thing-you-likely-never-learned-about-hydrogen/>
- [14] HORIZON FUEL CELL TECHNOLOGY - *Ethanol Fuel Cell Science Kit Assembly Guide*

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

PROTÓTIPO DIDÁTICO DE UM QUADRICICLO ELÉTRICO A HIDROGÊNIO

João Ernesto Lucena - Autor ⁽¹⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽²⁾
Eduardo Duarte Cabral - Autor ⁽³⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾
Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽⁵⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁵⁾

RESUMO

As células a combustível convencionais utilizam o hidrogênio armazenado em um cilindro e o oxigênio que pode ser captado da atmosfera, para produzir a eletricidade que alimenta o motor de um veículo elétrico denominado de FCEV – *Fuel Cell Electric Vehicle*. Assim, a operação é silenciosa, e não poluente, proporcionando uma maior autonomia. Os FCEV ainda não são comercializados no Brasil, limitando-se, por enquanto, aos mercados internacionais e ainda assim de forma limitada.

Atualmente, veículos comerciais FCEV são abastecidos em estações específicas, de forma similar a um veículo convencional a GNV – Gás Natural Veicular. Estes veículos possuem uma bateria consideravelmente menor, pois parte do espaço antes utilizado é substituído por tanques de hidrogênio que permitem uma maior autonomia.

A introdução de uma nova infraestrutura para produção e abastecimento, junto com a grande preocupação das instituições em relação a segurança, são motivos tradicionais que tendem a tornar bem menos acessível esta tecnologia. Com a fundação do ECPCVC – Espaço de

⁽¹⁾ Mechanical Engineering Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽²⁾ Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽³⁾ Electrical Engineering Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽⁴⁾ Master Student, 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.

Ciência, Pesquisa e Cultura V. Canali, este artigo permite contribuir com a difusão desta tecnologia de forma segura, seguindo a diretiva iniciada em projeto de pesquisa da PUCRS – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, na implementação de um protótipo didático de um quadriciclo a hidrogênio.

O principal objetivo desta iniciativa e artigo é contribuir com a difusão desta tecnologia, trazendo aos interessados um contato presencial com elementos conceituais, tradicionalmente multidisciplinares. Este contato é importante não somente para familiarização, construção e operação, mas também para introduzir tópicos relacionados ao projeto, estudo e manutenção deste tipo de veículo. O hidrogênio é considerado o elo energético entre as fontes de energia renováveis e as aplicações com compromisso ambiental.

Palavras Chave — Veículo elétrico, célula de combustível, hidrogênio, kit didático

TEACHING PROTOTYPE OF A HYDROGEN ELECTRIC ATV

João Ernesto Lucena - Author ⁽¹⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Author ⁽²⁾
Eduardo Duarte Cabral - Autor ⁽²⁾
Lucas Melo Machado - Author ⁽²⁾
Marçal Rodrigues Pires - Adviser ⁽²⁾
Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Conventional fuel cells use hydrogen stored in a cylinder and oxygen that can be captured from the atmosphere, to produce electricity that powers the engine of an electric vehicle called an FCEV – Fuel Cell Electric Vehicle. Thus, operation is silent and non-polluting, providing greater autonomy. FCEVs are not yet sold in Brazil, being limited, for now, to international markets and still in a limited way.

Currently, FCEV commercial vehicles are refueled at specific stations, in a similar way to a conventional car or a CNG-Vehicle Natural Gas vehicle, it still has a battery, but it is considerably smaller as part of the space previously used is replaced by hydrogen tanks. which will allow for greater reach.

The introduction of a new infrastructure for production and supply, along with the great concern of institutions regarding security, are traditional reasons that tend to make this technology much less accessible. With the foundation of SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali in Caxias do Sul, this article allows us to contribute to the dissemination of this technology in a safe way, following the directive initiated in a research project by PUCRS – Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, in the implementation of a didactic prototype of a hydrogen quadricycle.

The main objective of this initiative and article is to contribute to the dissemination of this technology, bringing individuals face-to-face contact with conceptual elements, traditionally multidisciplinary. This contact is important not only for familiarization, construction and operation, but also to introduce topics related to the design, study and maintenance of this type of vehicle. Hydrogen is considered the energetic link between renewable energy sources and environmentally committed applications.

Keywords — Electric vehicle, fuel cell, hydrogen, teaching kit

1. INTRODUÇÃO

Apesar das reações químicas serem descobertas em 1802, apenas em 1959 surgiu a patente do primeiro veículo energizado a célula de combustível (George Wand), este sendo um trator rural visto na figura 1(a) movido a células de combustível alcalinas..



(a) Trator rural -1959

(b) *Electrovan* – 1966**Figura 1:** Primeiros veículos com célula de combustível movidos a hidrogênio -1959 [1].

Em 1966 a General Motors criou o *Electrovan* da figura 1(b), o primeiro veículo a célula de combustível concebido para circular nas estradas, já trazendo mais semelhanças aos veículos contemporâneos em uso e conceituais

Veículos a células de combustível (FCEV) possuem um funcionamento extremamente semelhante ao de um veículo elétrico convencional. Este veículo utiliza um motor elétrico e uma bateria para acionamento, menor que o veículo convencional e o espaço adicional é substituído por um tanque de hidrogênio que é o combustível do veículo. São aplicadas células de combustível em paralelo com a bateria. Estas células funcionam de uma forma relativamente simples, que é o processo inverso da eletrólise da água. Enquanto na eletrólise convencional é utilizado energia elétrica para separar as moléculas de hidrogênio do oxigênio, o processo inverso gera energia. Assim, o veículo elétrico a hidrogênio ou *FCEV – Fuel Cell Electric Vehicle* necessita também de oxigênio para operar.

O hidrogênio pode ser armazenado em um cilindro no veículo, e o oxigênio é captado no meio ambiente. As reações químicas que geram eletricidade dão origem a água que pode ser armazenada, reutilizada ou simplesmente descartada.

No Rio Grande do Sul de acordo com a figura 2 e em várias partes do Brasil e do mundo, os grandes acordos internacionais preveem que o hidrogênio verde (H_2V) se tornará um importante recurso energético até 2050.

**Figura 2:** Incentivo governamental ao hidrogênio verde [2].

Na convenção de cores do hidrogênio [3], o hidrogênio verde é aquele produzido sem emissões de gases de efeito estufa, usando eletricidade limpa de fontes de energia renováveis excedentes, como a energia solar ou eólica, para eletrolisar a água como ilustrado na figura 3. O hidrogênio produzido poderá movimentar veículos elétricos *FCEV* a partir de uma rede de distribuição e armazenamento. A fim de levar ao conhecimento esta tecnologia, é apresentado neste artigo a implementação de um protótipo didático de um *quadriciclo* motorizado a hidrogênio. Este protótipo tem a intenção de apresentar elementos conceituais que permitam explicar e difundir de forma simples esta tecnologia.

Foi proposta a elaboração de um módulo denominado de *FCE – Fuel Cell Electric*, acoplado ao veículo por meio de coxins, com o intuito de reduzir as vibrações mecânicas.

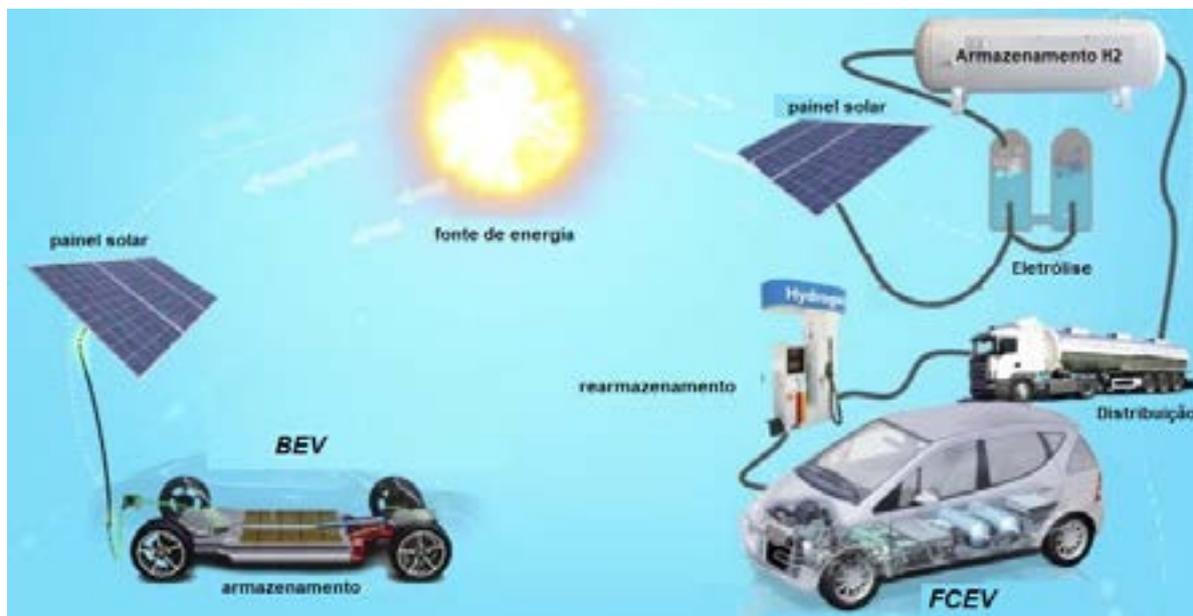


Figura 3: Energia solar e hidrogênio verde [4].

2. CONSTRUÇÃO DAS CÉLULAS A COMBUSTÍVEL PEM A HIDROGÊNIO

No kit foi instalada uma célula a combustível *PEM* – *Proton Exchange Membrane*. Esta célula alocada no módulo *FCE*, embora não operacional, pode ser desmanchada, possibilitando a visualização de elementos construtivos e internos incluindo a membrana, visualizados na figura 4.

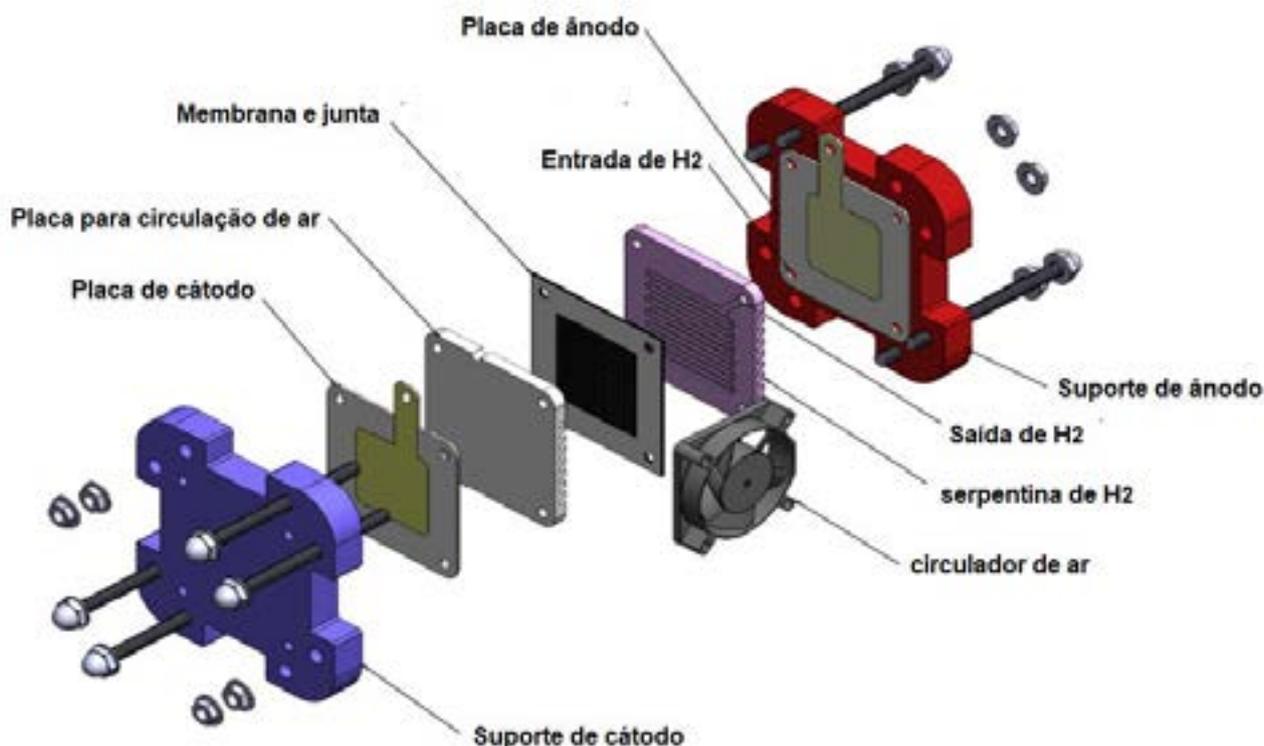


Figura 4: Construção das células de combustível a hidrogênio [5].

3. PRINCÍPIO DE OPERAÇÃO DAS CÉLULAS DE COMBUSTÍVEL A HIDROGÊNIO

O diagrama da figura 5 ilustra o princípio de operação de uma célula de combustível a hidrogênio com membrana de intercâmbio de prótons. No processo de geração de energia elétrica o hidrogênio, que alimenta a célula no lado do ânodo é convertido em íons hidreto (H^+) e elétrons livres mediante a ação do catalisador (platina). Os elétrons circulam na forma de corrente elétrica, que pode gerar trabalho elétrico no exterior da célula de combustível, antes de regressar ao cátodo, onde ocorre a alimentação com oxigênio. Ao mesmo tempo, os prótons ou H^+ , se difundem no interior da célula através da membrana (eletrólito) até o cátodo, onde se combinam com os elétrons e com o oxigênio para produzir água, completando assim o processo.

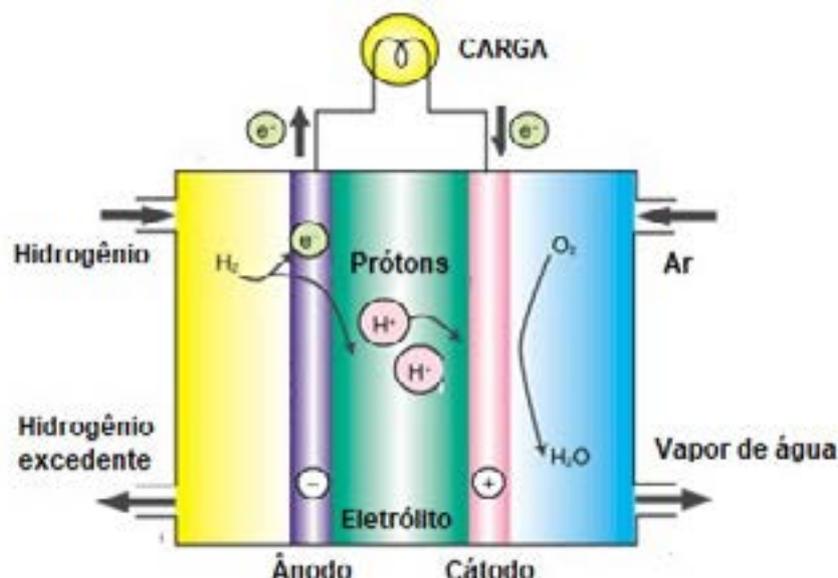
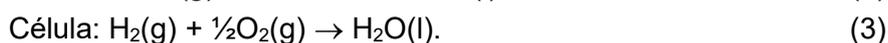
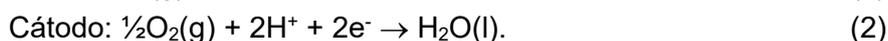
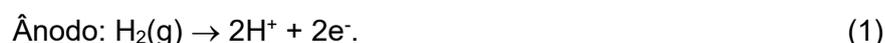


Figura 5: Princípio de operação das células a combustível [6].

Seguem, indicadas as equações da reação química que ocorre durante o processo.



4. PRINCIPAIS ARQUITETURAS DOS VEÍCULOS ELÉTRICOS

A figura 6 ilustra as principais arquiteturas de veículos elétricos e as siglas tradicionais de identificação, destacando-se os componentes de um *FCEV*, tema deste artigo.

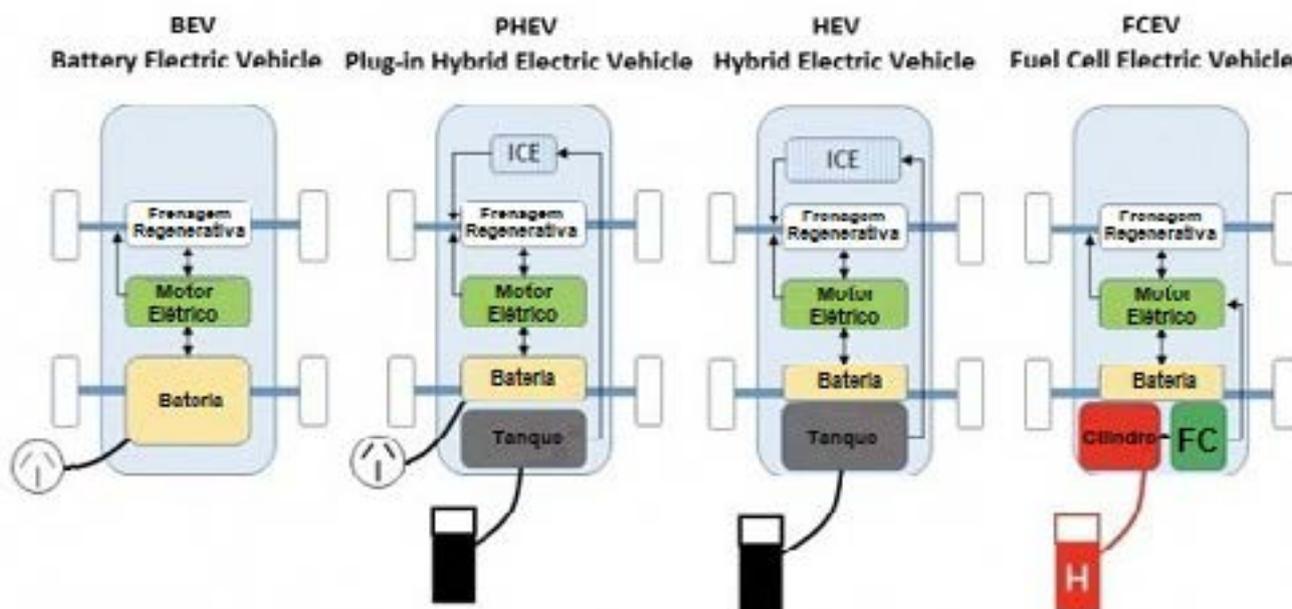


Figura 6: Principais arquiteturas e denominações tradicionais de veículos elétricos incluindo o FCEV [7].

A frenagem regenerativa é uma das funções do conversor eletrônico de acionamento, que permite devolver energia à bateria em eventos de frenagem e especialmente em declives.

5. SISTEMA DE POTÊNCIA DE UM VEÍCULO A HIDROGÊNIO

Poucas são as literaturas que focam em detalhe os elementos do sistema de potência de um *FCEV*. Em [8] é encontrado um diagrama com um maior nível de detalhe, ilustrado na figura 7. Neste caso, o invés do cilindro utilizado na topologia didática implementada neste trabalho, é empregada uma liga para o armazenamento do hidrogênio. Embora o sistema de armazenamento seja mais avançado, os componentes descritos são similares aos utilizados na elaboração do kit didático.

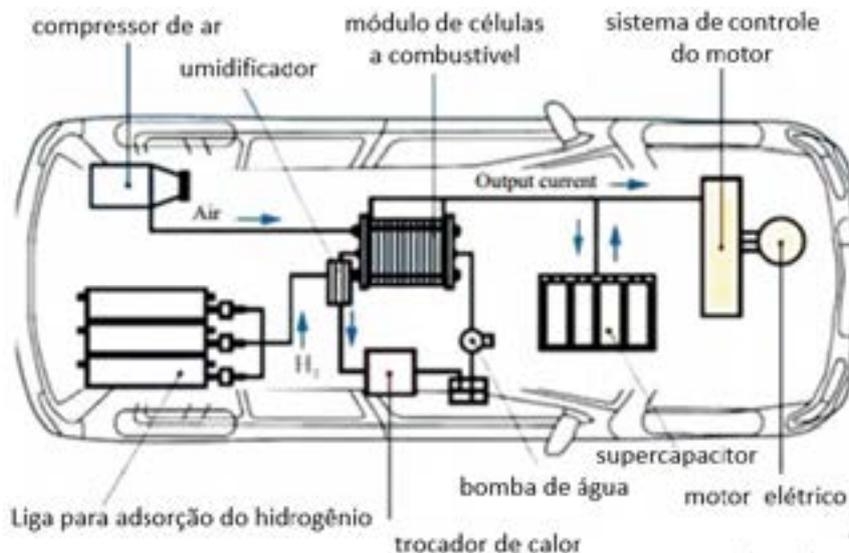


Figura 7: Diagrama de potência de um FCEV encontrado na literatura Adaptado de [8]

6. PROJETO ASSISTIDO POR COMPUTADOR DO KIT FCE

Com o objetivo de aprimorar o *layout* a utilização, foi elaborado um projeto em CAD – *Computer Aided Design* que permitiu distribuir, conectar e visualizar todos os elementos conceituais do sistema de potência de um FCEV, como ilustra a figura 8

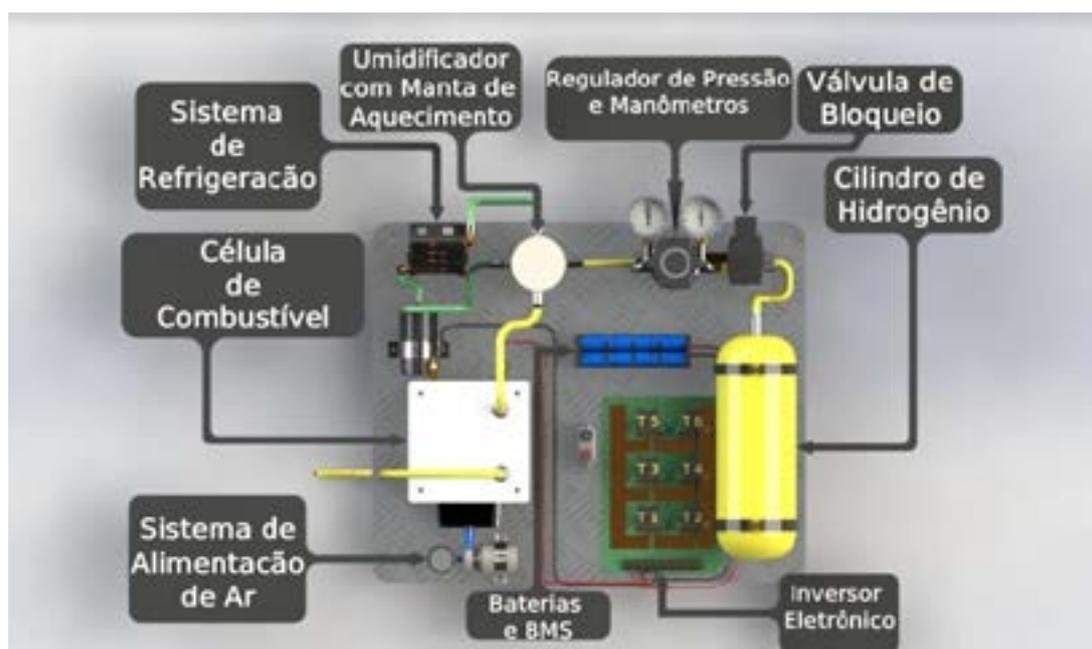


Figura 8: CAD- *Computer Aided Design* do kit FCE – *Fuel Cell Electric*

Como elementos representativos, no kit da figura 8 foram alocados:

- Cilindro de hidrogênio: Onde o hidrogênio é armazenado.
- Válvula de bloqueio: Válvula eletromagnética de aço inoxidável que serve para bloquear a vazão de hidrogênio no sistema.
- Regulador de pressão e manômetros: Válvula responsável pelo controle e regulação da pressão do hidrogênio.
- Umidificador de hidrogênio com manta aquecedora: Utilizado para aumentar o desempenho do sistema e reduzir as chances de possíveis problemas como ressecamento da membrana, garantindo também a temperatura de operação adequada do gás.
- Sistema de refrigeração: Utiliza a água ou um fluido refrigerante para a troca de calor.
- Sistema de alimentação de ar: Responsável por introduzir ar ambiente na célula
- Célula de combustível: Principal componente do veículo, onde é realizado o processo

eletroquímico para geração de energia elétrica.

- h) Baterias e BMS: Responsáveis pela inicialização do sistema, armazenamento de energia elétrica e controle das tensões das células.
- i) Inversor eletrônico: A partir da tensão contínua da bateria, produzi e controla as tensões ou correntes alternadas trifásicas aplicadas ao motor.

7. PROJETO ASSISTIDO POR COMPUTADOR DO QUADRICILO

Com o objetivo de posicionar o kit e os coxins foi elaborado o CAD do quadriciclo, visto na figura 9.

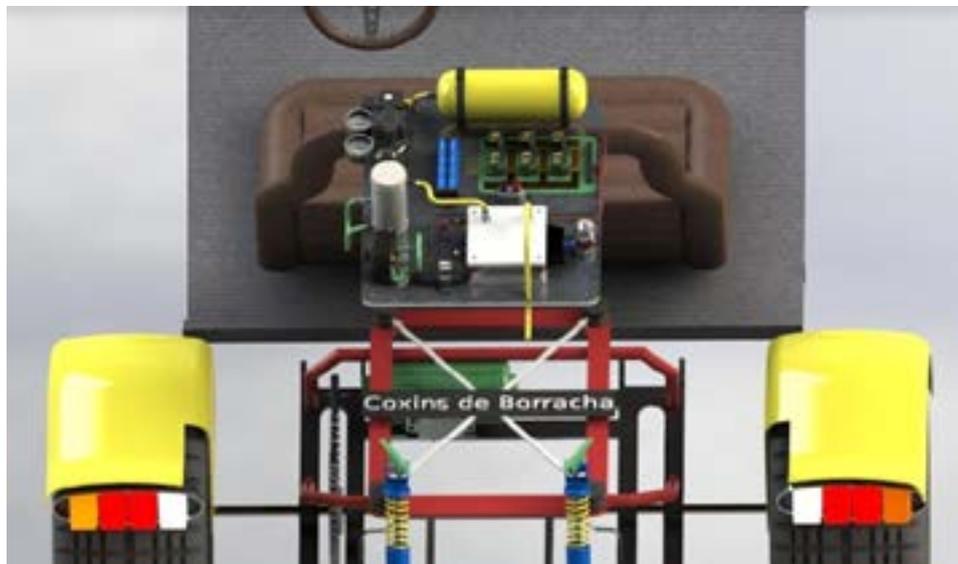


Figura 9: CAD - Computer Aided Design do quadriciclo

8. IMPLEMENTAÇÃO DO MÓDULO FCE – FUEL CELL ELECTRIC DIDÁTICO A HIDROGÊNIO

Como base do kit *FCE* foi utilizada uma chapa de alumínio fixada com coxins de amortecimento, como visto na figura 10,



Figura 10: Implementação do kit *FCE* – Fuel Cell Electric

A dianteira do veículo didático, que foi identificado com uma placa *FCEV*, é vista na figura 11(a). O kit *FCE* foi preso ao quadro de suspensão na parte traseira do *quadriciclo* conforme a figura 11(b) .utilizando quatro coxins.

Abaixo do kit estão o motor elétrico trifásico de indução e o redutor de velocidade que são os responsáveis pelo acionamento mecânico do veículo.



(a) frente



(b) traseira com o kit FCE instalado

Figura 11: Implementação do FCEV – Fuel Cell Electric Vehicle didático

CONCLUSÃO

O propósito deste artigo foi de contribuir com a difusão da tecnologia dos veículos elétricos com células a combustível ou FCEV – Fuel Cell Electric Vehicle. A intenção foi de proporcionar aos interessados, um contato presencial com elementos conceituais da arquitetura de um FCEV. Este contato é importante não somente para familiarização com sua construção e operação, mas também para introduzir elementos relacionados ao projeto, estudo e manutenção, deste tipo de veículo. Foram realizados projetos assistidos por computadores ou CAD – Computer Aided Design, tanto do quadriciclo elétrico, quanto do kit que foi denominado de FCE – Fuel Cell Electric. A forma modular sugerida para o kit FCE permitiu salientar a utilização de coxins, que são dispositivos tradicionais que minimizam o efeito das vibrações mecânicas do veículo, que podem ser prejudiciais à segurança do sistema. Muito embora os percalços ocorridos na trajetória, a implementação prática resultou simples e econômica. A proposta inicial, era de utilizar um kit comercial de alto custo, porém neste caso o acesso a elementos do sistema seria tão facilitado quanto no implementado de forma discreta. Neste protótipo é possível inclusive desmanchar a célula acessando-se até a membrana de intercâmbio de prótons PEM ou Proton Exchange Membrane. Acredita-se que há ainda muito por fazer, sendo que a implementação básica realizada, deverá dar origem a outros trabalhos e iniciativas, visando sua complementação.

AGRADECIMENTO

O grupo agradece o incentivo dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas.

Referências

- [1] WAND, Ge.; Fuel Cell History, Part 2, 7-9, 2006
- [2] (2024) SITE: Youtube - <https://www.youtube.com/watch?v=ljyHOTbt1U0>
- [3] (2024) SITE: <https://www.linkedin.com/pulse/o-arco-%C3%ADris-do-hidrog%C3%AAnio-carlos-caio-gothe/>
- [4] (2024) SITE: LinkedIn - <https://www.linkedin.com/pulse/carro-hidrog%C3%AAnio-x-el%C3%A9trico-danilo-priebe-n7fqf/>
- [5] ALANAZI, A. et al. (2017). State-of-the-Art Manufacturing Technologies of PEMFC Components. Slovenia University of West Scotland, 2017.
- [6] KAZUHIKO, N. et al. Development of Highly Efficient Planar Solid Oxide Fuel Cells. NTT Energy and Environment Systems Laboratories, 2008.
- [7] (2024) SITE: The Driven - <https://thedriven.io/2018/08/28/what-is-an-ev/>
- [8] CHEN Y. New Energy Vehicle Powertrain Technologies and Applications. Huazhong University of Science and Technology Press and Springer Nature Singapore Pte, 2023

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

IMPLEMENTAÇÃO DE UM PROTÓTIPO DIDÁTICO DE CICLOMOTOR ELÉTRICO

Eduardo Duarte Cabral - Autor ⁽¹⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽²⁾
Mariana Carvalho Koenig - Autor ⁽¹⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽³⁾
Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁴⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁵⁾

RESUMO

Conforme o CTB – Código de Trânsito Brasileiro, um ciclomotor é um veículo de duas ou três rodas, provido de um motor de combustão interna, cuja cilindrada não exceda a 50cm³. Com o advento dos veículos elétricos equiparou-se os Ciclomotores aos veículos elétricos de duas rodas com potência até 4000 watts, e velocidade máxima de 50km/h. Neste caso o motor elétrico deve funcionar via acelerador sem necessidade de pedalar. Ainda, pela equiparação aos Ciclomotores, os condutores obrigatoriamente deverão ser maiores de idade, possuir carteira de motorista categoria A ou ACC. O principal objetivo deste trabalho é a implementação de um protótipo de ciclomotor utilizando um kit didático convencional de motor *brushless* na roda. Kits para acionamento de ciclomotores elétricos não são frequentes no mercado e em geral se caracterizam por um maior custo. Neste trabalho foi utilizado um kit econômico de 1000 watts destinado a uma bicicleta elétrica. O motor foi adaptado a um aro idêntico ao utilizado em quadros de ciclomotores convencionais. Foi adaptado um sistema de freio hidráulico na roda dianteira e traseira sendo que a última também proporciona frenagem regenerativa. O acelerador utilizado emprega o efeito Hall e pode ser adaptado da mesma forma que em um ciclomotor convencional com motor a combustão, obedecendo a legislação. A construção do protótipo tem permitido uma familiarização com os elementos comercializados para o acionamento de veículos elétricos. O conhecimento multidisciplinar tem sido importante pela integração necessária especialmente entre as áreas elétrica e mecânica. Como o protótipo tem finalidade didática foi construído a partir de um quadro em desuso de uma moto *Honda Dream*, cujo número do chassi foi retirado para baixa no sistema.

⁽¹⁾ Electrical Engineering Student; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽²⁾ Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽³⁾ Master Student, 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.

A alocação das baterias ainda não foi definida, tendo em vista sua indisponibilidade no momento. No momento o desenvolvimento ocorre no ECPCVC – Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V. Canali, que está buscando alternativas para as baterias a partir de doações com interesse na realização de testes, ou utilizar baterias de segunda vida com adequada capacidade de recarga. No futuro, a recarga das baterias do protótipo poderá ser realizada através de fontes renováveis de energia.

Palavras Chave — ciclomotor elétrico, veículo elétrico, motor na roda, CTB

IMPLEMENTATION OF AN ELECTRIC MOped TEACHING PROTOTYPE

Eduardo Duarte Cabral - Author ⁽¹⁾
Jorge Pimentel de Morais - Author ⁽²⁾
Mariana Carvalho Koenig - Autor ⁽¹⁾
Lucas Melo Machado - Author ⁽³⁾
Marçal Rodrigues Pires - Author ⁽⁴⁾
Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁵⁾

ABSTRACT

According to the CTB – Brazilian Traffic Code, a moped is a two- or three-wheeled vehicle, equipped with an internal combustion engine, whose displacement does not exceed 50cm³. With the advent of electric vehicles, Mopeds were equated to two-wheeled electric vehicles with power to 4000 watts, and a maximum speed of 50km/h. In this case, the electric motor must work via the accelerator without the need to pedal. Furthermore, to be equated with Mopeds, drivers must be of legal age and have a category A or ACC driver's license. The main objective of this work is the implementation of a moped prototype using a conventional teaching kit with a brushless motor on the wheel. Kits for driving electric mopeds are not common on the market in general and are characterized by a higher cost. In this work, an economical 1000 watt kit was used for an electric bicycle. The engine was adapted to a rim identical to that used in conventional moped frames. A hydraulic brake system was adapted to the front and rear wheels, the latter also providing regenerative braking. The accelerator used employs the Hall effect and can be adapted in the same way as on a conventional moped with a combustion engine, complying with legislation. The construction of the prototype has allowed familiarization with the elements sold to drive electric vehicles. Multidisciplinary knowledge has been important due to the necessary integration, especially between the electrical and mechanical areas. As the prototype has educational purposes, it was built from a disused frame from a Honda Dream motorcycle, whose chassis number was removed for download into the system. The allocation of batteries has not yet been defined, given their unavailability at the moment. Currently the development is taking place at SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, which is looking for alternatives for batteries from donations with an interest in carrying out tests, or using second-life batteries with adequate recharge capacity. In the future, recharging the prototype's batteries could be carried out using renewable energy sources.

Keywords — Electric moped, electric vehicle, in-wheel motor, CTB

1. INTRODUÇÃO

Conforme o Código de Trânsito Brasileiro, ciclomotor é um veículo de duas ou três rodas provido de motor a combustão interna cuja cilindrada não exceda a 50 centímetros cúbicos, equivalente a 3,05 polegadas cúbicas e cinco centésimos, ou de motor de propulsão elétrica com potência máxima de 4 quilowatts

Resumidamente, o Anexo 1 da Resolução 996 do CONTRAN equipara estes ciclomotores a combustão, aos ciclomotores com motor elétrico de até 4000W, com velocidade máxima de 50km/h, cujo motor elétrico funcione por acelerador (sem necessidade de pedalar). Ainda, pela equiparação aos ciclomotores, os condutores obrigatoriamente deverão obedecer legislação específica sendo maiores de idade e possuindo carteira de motorista categoria A ou ACC. De acordo com a legislação, o veículo deve possuir certificado de registro, além dos acessórios obrigatórios para os ciclomotores: como instrumentação, retrovisores, faróis, pisca, pisca-alerta, lanternas traseiras, velocímetro, buzina, freio e pneu em condições mínimas de segurança e uso obrigatório de capacete de motociclista

2. DESCRIÇÃO E PRINCÍPIO DO MOTOR ELÉTRICO *BRUSHLESS* NA RODA

A maioria dos ciclomotores elétricos comerciais empregam motor *brushless* na roda. O motor elétrico empregado na roda é um motor de corrente contínua sem escovas trifásico a ímãs permanentes cujas seqüências de operação do sistema inversor e campo girante são vistas na figura 1.

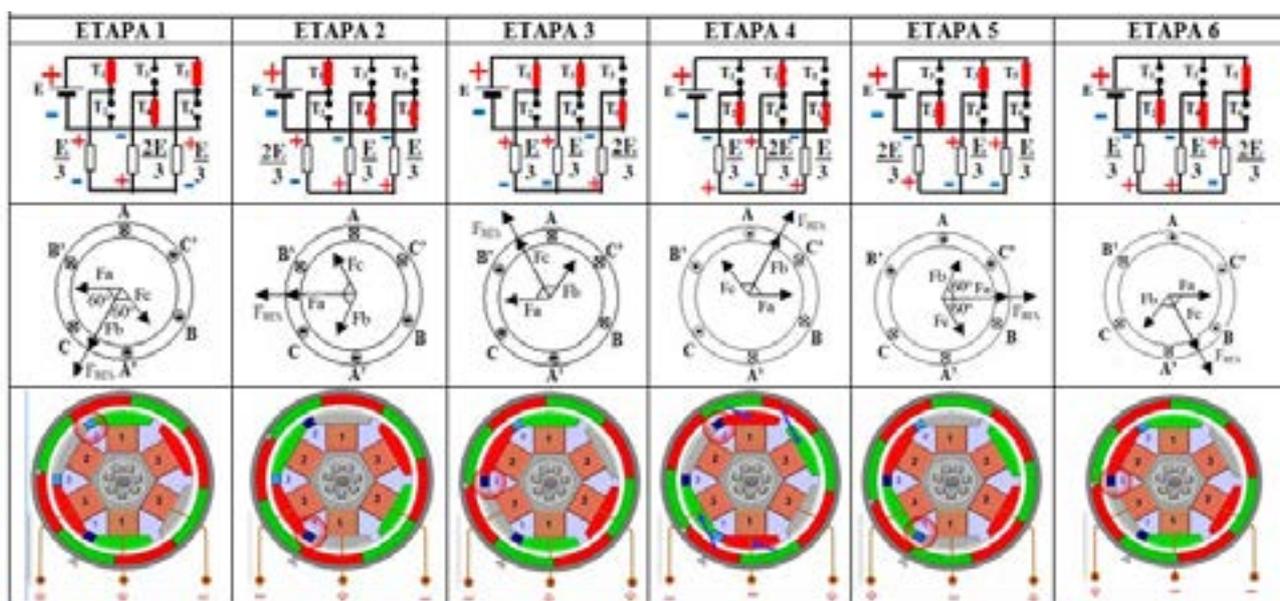


Figura 1: Motor de corrente contínua *brushless* [1].

3. CARACTERÍSTICAS DE KITS COMERCIAIS DE ACIONAMENTO DE MOTORES NA RODA

Kits destinados a ciclomotores não são muito frequentes no mercado e geralmente seu preço de aquisição costuma ser maior do que o dos kits para bicicletas, cujos terminais são vistos na figura 2.

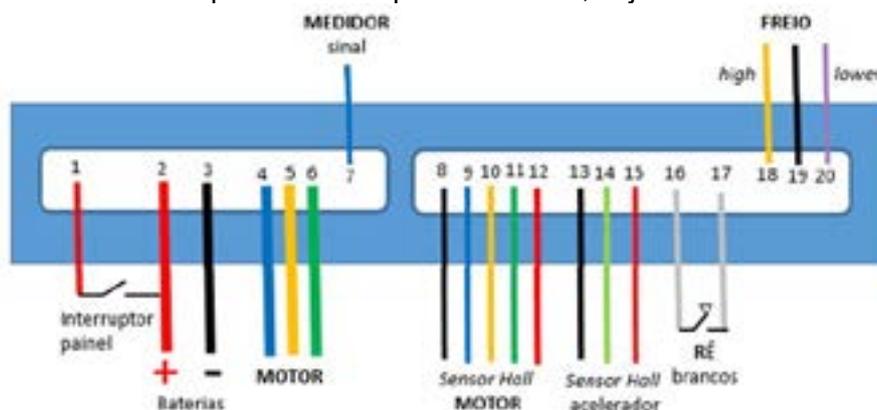


Figura 2: Módulo comercial de acionamento de motor na roda [1].

Como é possível observar, além das conexões para a bateria e o motor incluindo sensores Hall de posição, são disponibilizados terminais para ré e acelerador, bem como para interruptor e instrumentação de painel. As máquinas elétricas em geral são reversíveis, permitindo a operação como motor e gerador. Por meio do conversor eletrônico instalado o fluxo de energia elétrica que vai da máquina até as baterias pode ser controlado pela unidade nos processos de frenagens e em acclives.

4. ESCOLHA DE COMPONENTES E ADAPTAÇÕES REALIZADAS

O motor elétrico utilizado na implementação do ciclomotor descrito nesse artigo, é originalmente comercializado com o aro destinado a uma bicicleta elétrica, porém com uma potência nominal de 1kW. Para utilização com esta potência a bicicleta deveria possuir um registro de veículo peculiar, pelo fato de se equipara a um ciclomotor.

4.1. Escolha do quadro e pedaleira

O quadro utilizado na montagem foi o de uma motocicleta Honda Dream 100 CC sucateado, cujo número foi retirado para dar a baixa na documentação. De toda forma seriam previstos problemas para regularizar o veículo proposto junto ao órgãos de trânsito Para repousar os pés foi adaptada a pedaleira da motocicleta Honda CG

4.2. Adaptação do motor comercial no aro traseiro e freio

Como ilustrado na figura 3, para adaptar o aro traseiro foram utilizados raios sob medida de dois tamanhos. O aro de bicicleta foi retirado do motor *brushless* traseiro, e adaptado o aro original da motocicleta *Honda Dream*. Foram adquiridos via importação, pneus novos marca *Quiz GP*, com borda arredondada e especificação 2,75-17M/CREINE-47P [2]., que contribuíram para melhorar o visual do protótipo. Em relação ao sistema de freio em tambor original, o sistema de freios hidráulicos a disco vem incrementar em muito a segurança, introduzindo ainda um *design* arrojado ao ciclomotor elétrico. O disco traseiro escolhido foi o da motocicleta *Yamaha Fazer*, pelo fato de ser plano e melhor adaptado ao cubo traseiro. No acionamento do freio a disco traseiro foi utilizada uma manete esquerda universal, cujo princípio é descrito em um item subsequente deste artigo. Como atuador do freio traseiro, foi empregada a pinça de freio dianteira da motocicleta *Honda CG* instalada invertida, ou com o suporte virado.



(a) adaptação do aro e raios



(b) pinça e disco



(a) Instalação da bengala



(b) pinça de freio e disco

Figura 3: Roda traseira com motor *brushless*

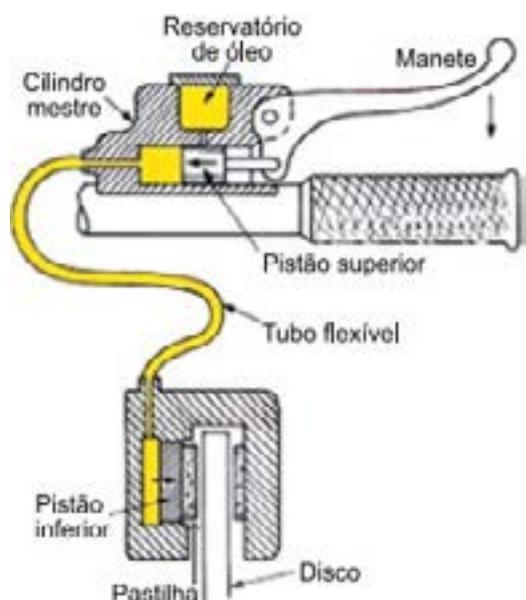
4.3. Adaptação da bengala de suspensão e cubo e freio dianteiro

Com o intuito de melhorar a suspensão dianteira e de adicionar freio a disco hidráulico na dianteira foi escolhida a bengala da motocicleta *Honda CG*. O aro dianteiro e os raios utilizados na adaptação foram da *Mobilete*, sendo facilmente encontrados no mercado. Também foi instalado freio hidráulico a disco na roda dianteira do ciclomotor elétrico. O acionamento do freio na roda dianteira é realizado através do manete direito utilizado na motocicleta *Honda CG*. Foi adaptada ao ciclomotor a pinça de freio da Honda CG, que é compatível com a nova bengala.

5. CONSTRUÇÃO E PRINCÍPIO DE OPERAÇÃO DAS MANETES DE FREIO E ACELERADOR

Este item descreve a construção e o princípio de operação das manetes de freio e do acelerador

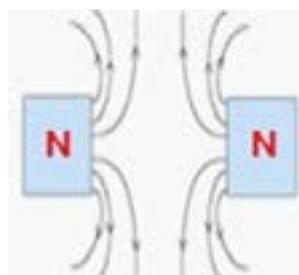
O sistema de freio hidráulico de uma motocicleta, esquematizado na figura 4(a) utiliza o mesmo princípio de Pascal, do freio hidráulico de um automóvel. Quando o motociclista aciona a manete, ocorre transmissão de movimento para o pistão superior de menor área, que pressiona o fluido. O fluido, por sua vez, move o pistão inferior de maior área, aumentando a força que pressiona a pastilha contra o disco, freando a motocicleta. A operação da manete de aceleração é pouco citada na literatura. A manete de aceleração é representada em CAD – *Computer Aided Design* na figura 4(b).



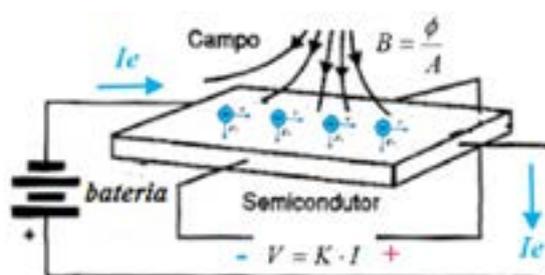
(a) freio hidráulico de motocicleta [3].



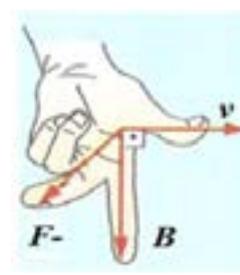
(b) Desenho CAD de um acelerador de ciclomotor



(c) Repulsão magnética [4].



(d) Pastilha de Efeito Hall [4].



(e) Força de Lorentz [4].

Figura 4: Princípio de operação da manete de aceleração.

Os dois ímãs do dispositivo operam em repulsão, produzindo o espectro magnético da figura 4(c). Pela movimentação dos ímãs via manete, uma pastilha semicondutora que utiliza o efeito Hall representada na figura 4(d) é submetida a este espectro ao longo do movimento. Através da regra da mão esquerda vista na figura 4(e) a força de Lorentz produz uma diferença de potencial crescente com a rotação da manete. Esta diferença de potencial é utilizada na unidade de controle para modificar a aceleração do motor *brushless*.

6. INSTALAÇÃO DE OUTROS ACESSÓRIOS E VISTA DO VEÍCULO

Diversas peças foram ainda instaladas, incluindo alguns acessórios importantes para a condução do veículo. O arranjo da sinaleira traseira engloba lentes *multifunção* para sinaleira e placa e lâmpada LED – *Light Emitter Diode* dupla para sinalização de frenagem. Sinalizadores de direção com

acionamento eletrônico via um circuito integrado *multivibrador* foram adaptados ao quadro. O banco utilizado foi o da motocicleta Honda CG O guidom ou guidador, serve para orientar a roda da frente do ciclomotor foi adaptado de uma motocicleta *Honda Twister*. No guidom, são habitualmente fixados os freios, acelerador, manetes e espelhos retrovisores. Foi instalado um par de espelhos retrovisores universais que são acessórios importantes e obrigatórios para a circulação. O farol empregado tem maior eficiência e utiliza LEDs com a função especial de luz alta e baixa. Todos os componentes e o guidom são vistos na figura 5(a).



(a) Guidom/banco/manetes/acelerador/sinalização/espelhos



(b) sinalização e placa *Elétrico*

Figura 5: Outros acessórios e peças do ciclomotor.

7. DOCUMENTAÇÃO E CIRCULAÇÃO EM VIA PÚBLICA

A placa *Elétrico* com na figura 5(b), indica que o veículo didático implementado visto na figura 7, não poderá circular em via pública. É importante que os pesquisadores, além da informação técnica busquem respaldo e informações no CONTRAN – Conselho Nacional de Trânsito. Neste tópico ênfase é dada ao cadastramento, registro e licenciamento com vistas a circulação de ciclomotores em via pública.

7.1 Importância do Anexo I da Resolução 996 do CONTRAN

Sempre que se fala na circulação de um veículo em via pública, está implícito que o mesmo está cadastrado, registrado e licenciado.

O CONTRAN é o Órgão brasileiro com as Atribuições Legais para regulamentar a Lei 9.503/97 – Institui o Código de Trânsito Brasileiro. No caso específico dos ciclomotores, a Resolução CONTRAN 996, de 15 de junho de 2023 [5], dispõe sobre o trânsito em via pública, de ciclomotores, bicicletas elétricas, e equipamentos de mobilidade individual *autopropelidos*:

IV - ciclomotor: veículo de 2 (duas) ou 3 (três) rodas, provido de motor de combustão interna cuja cilindrada não exceda a 50 cm³ (cinquenta centímetros cúbicos), equivalente a 3,05 pol (três polegadas cúbicas e cinco centésimos), ou de motor de propulsão elétrica com potência máxima de 4 kW (quatro quilowatts), e cuja velocidade máxima de fabricação não exceda a 50 km/h (cinquenta quilômetros por hora);

O quadro 1 apresenta o Anexo 1 da Resolução 996 do CONTRAN, que apresenta as características que diferenciam cada tipo de veículo contemplado

7.2 O capítulo IV e o cadastro, registro e licenciamento de ciclomotores elétricos

No anexo I onde consta Regulamentação Específica, devem ser cumpridas condições para cadastramento, registro e licenciamento descritas no capítulo IV da mesma resolução

Para se cumprir as condições de cadastramento, registro e licenciamento

Segundo o Art. 13., para o registro e o licenciamento de ciclomotores junto aos órgãos ou entidades executivos de trânsito dos Estados e do Distrito Federal, deve ser exigida a apresentação dos seguintes documentos:

I - Certificado de Adequação à Legislação de Trânsito (CAT), expedido pelo órgão máximo executivo de trânsito da União, conforme regulamentação específica;

II - código específico de marca/modelo/versão;

III - nota fiscal do veículo;

IV - documento de identificação do proprietário do veículo e, no caso de pessoa jurídica, documento de identificação de seu representante legal e comprovante de poderes para assinar pela empresa; e
V - comprovante do Cadastro de Pessoa Física (CPF) ou do Cadastro Nacional de Pessoa Jurídica (CNPJ).

Quadro 1: Anexo I da resolução 996

TIPO	BICICLETA ELÉTRICA	AUTOPROPELIDOS	CICLOMOTOR	MOTOCICLETA E MOTONETA
CARACTERÍSTICAS	Pedal Assistido	Dotado de uma ou mais rodas	Regulamentação específica	Regulamentação específica
	Sem acelerador ou variador manual de potência	Dotado ou não de sistema de autoequilíbrio		
	Permissão modo de assistência a pé	Distância entre eixos de até 130 cm		
POTÊNCIA DO MOTOR	Até 1000 W	Até 1000 W (até 4000 W para os monociclos autoequilibrados)	Elétricos: Até 4 kW Combustão: Até 50 cm ³	Elétricos: Acima de 4 kW Combustão: Acima de 50 cm ³
VELOCIDADE MÁXIMA DE FABRICAÇÃO	Até 32 km/h, referente à propulsão do motor auxiliar. (45 km/h para as bicicletas elétricas destinadas ao uso esportivo)	Até 32 km/h	Até 50 km/h	Acima de 50 km/h
EQUIPAMENTOS OBRIGATORIOS	Indicador de velocidade, campainha, sinalização noturna dianteira, traseira, lateral e nos pedais, espelho retrovisor do lado esquerdo, pneus em condições de segurança	Indicador de velocidade, campainha, e sinalização noturna, dianteira, traseira e lateral, incorporados ao equipamento.	Regulamentação específica	Regulamentação específica
REGISTRO E EMPLACAMENTO	Dispensado	Dispensado	Obrigatório	Obrigatório
HABILITAÇÃO	Dispensado	Dispensado	Categoria ACC ou A	Categoria A

Parágrafo único. Compete aos fabricantes, órgão alfandegário e/ou importadores a realização de pré-cadastro no Registro Nacional de Veículos Automotores (RENAVAM), dos ciclomotores fabricados ou importados a partir da entrada em vigor desta Resolução.

Art. 14. Para o registro e o licenciamento junto aos órgãos ou entidades executivos de trânsito dos Estados e do Distrito Federal dos ciclomotores que não possuam CAT e código específico de marca/modelo/versão, fabricados ou importados até a data de entrada em vigor desta Resolução, deve ser exigido:

I - Certificado de Segurança Veicular (CSV), constando número de identificação veicular (VIN) ou, em sua ausência, o número de série do produto;

II - Laudo de Vistoria, constando o número de motor e o VIN;

III - nota fiscal e/ou Declaração de Procedência, constando a potência do motor, prevista no Anexo II, para o caso de pessoa física, e no Anexo III, para o caso de pessoa jurídica;

IV - documento de identificação do proprietário do veículo e, no caso de pessoa jurídica, documento de identificação de seu representante legal e comprovante de poderes para assinar pela empresa; e
V - comprovante do Cadastro de Pessoa Física (CPF) ou do Cadastro Nacional de Pessoa Jurídica (CNPJ).

§ 1º Os proprietários dos ciclomotores de que trata o caput:

I - devem providenciar a inclusão desses veículos junto ao RENAVAM a partir de 1º de novembro de 2023 até 31 de dezembro de 2025, findo o qual ficam impedidos de circular em via pública; e

II - são responsáveis pela comprovação e manutenção dos requisitos técnicos de segurança dos veículos estabelecidos em regulamentação específica do CONTRAN.

§ 2º Os órgãos ou entidades executivos de trânsito dos Estados e do Distrito Federal devem cadastrar, registrar e licenciar os ciclomotores de que trata o caput utilizando o código específico de marca/modelo/versão 040400, referente à designação CICLOMOTOR/L13154, utilizando funcionalidade específica do RENAVAM.

§ 3º Para fins de cadastramento, registro e licenciamento no sistema RENAVAM, os veículos referidos no caput, cuja procedência seja desconhecida, devem ser considerados de procedência nacional.

§ 4º A potência a ser apresentada nos documentos previstos no inciso III do caput deve ser declarada em cavalo-vapor (cv), para os veículos com motor à combustão, ou em quilowatts (kW), para os veículos com motor elétrico.

Art. 15. O VIN deve ser gravado conforme critério de identificação estabelecido em Resolução específica do CONTRAN.

Parágrafo único. Nos casos em que o veículo não dispuser de VIN originalmente gravado por seu fabricante, compete aos órgãos ou entidades executivos de trânsito dos Estados e do Distrito Federal

fornecê-lo seguindo o padrão estabelecido no Anexo IV desta Resolução e autorizar a gravação por empresas credenciadas.

Art. 16. O número do motor dos ciclomotores deve estar em conformidade com o estabelecido pelo CONTRAN em regulamentação específica

8. ENTRAVES COM BATERIAS E PROPOSTAS FUTURAS

Além de seguir implementando o ciclomotor, visto na figura 6, se está buscando alternativas para as baterias a partir de doações com interesse na realização de testes, ou utilizar baterias de segunda vida com adequada capacidade de recarga.



(a) vista lateral direita com freio a disco traseiro

(b) vista lateral esquerdo com motor na roda

Figura 6: Vistas do ciclomotor didático implementado

No futuro, a recarga das baterias do protótipo poderá ser realizada através de fontes renováveis de energia. Também se está trabalhando na instalação do veículo e incluindo o módulo de acionamento, que já havia sido testado previamente. Uma lacuna importante no momento é toda a parte de instrumentação, o que provavelmente será abordado em algum trabalho subsequente.

CONCLUSÃO

Sempre com foco didático, os desenvolvimentos realizados, buscam interagir com protótipos experimentais. No decorrer das atividades de implementação as dúvidas vão surgindo em um trabalho multidisciplinar. A disponibilidade escassa de recursos, no caso do ciclomotor, conduziu a utilização e adaptação de componentes de diversas marcas na implementação do ciclomotor. Nesta mesma linha se encontra a necessidade de obter e adaptar as baterias no veículo que pode dar origem a uma aplicação de segunda vida. Além de apresentar a implementação do veículo foram utilizados e ilustrados princípios físicos, buscando seguir a linha do conhecimento. Nesta ótica considera-se como uma contribuição importante deste artigo o estudo e a descrição do princípio de operação da manete de aceleração, que utiliza o efeito Hall. Técnicas de CAD – *Computer Aided Design* empregando o *software Solidworks* permitiram descrever este dispositivo eletromagnético, a partir de sua análise física com a utilização de princípios do Eletromagnetismo.

AGRADECIMENTOS

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas do grupo e ao Sr Breno Bossardi pelo auxílio em uma série de adaptações mecânicas realizadas

Referências

- [1] (CANALLI V.M, Notas de projetos
- [2] (2024) SITE - <https://www.mercadolivre.com.br/pneu-traseira-para-moto-ira-tires-quiz-gp-com-cmara-de-9090-18-p-57-x-1-unidade/p/MLB16057587>
- [3] (2024) SITE - <https://app.estuda.com/questoes/?id=6675185>
- [4] CANALLI V.M, Aulas de eletromagnetismo
- [5] CONTRAN - Resolução CONTRAN 996, de 15 de junho de 2023



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

POTENCIALIZAÇÃO DA SEGUNDA VIDA DE BATERIAS VIA ARQUITETURA POWERTRAIN DE VEÍCULO ELÉTRICO DEDICADO

Eduardo Panazzolo Costa - Autor ⁽¹⁾

Pedro Martins dos Santos – Autor ⁽²⁾

Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽³⁾

Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾

Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽⁵⁾

Júlio Cesar Marques de Lima - Orientador ⁽⁶⁾

Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁷⁾

RESUMO

Muito embora a vida útil de alguns veículos possa terminar antes que as baterias atinjam o fim de sua primeira vida, as baterias são projetadas para uma determinada duração. O fim da primeira vida das baterias ocorre, em geral, devido à perda de capacidade originado pelo aumento de sua resistência série. De acordo com a literatura, baterias chumbo-ácidas (Pb-ácido) que não conseguem dar partida em um carro ou caminhão podem ter sua vida estendida para dois anos. Baterias de *nobreak* que operam com temperatura e umidade controlada podem durar bem mais. Na atualidade, a reciclagem de baterias chumbo-ácidas está relativamente madura, porém a tecnologia dominante de íon-lítio (Li íon) não compartilha desse privilégio. As baterias íon-lítio (Li íon) já são utilizadas há algum tempo por causa dos eletrônicos de consumo. A quantidade destas baterias usadas aumentará com a popularização dos carros elétricos. Isso pode ser facilmente percebido, pelo aumento nas vendas de VEs nos

⁽¹⁾ Electrical Engineering Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽²⁾ Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽³⁾ Master Student, 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.

últimos anos. O número de baterias usadas está aumentando drasticamente, na medida em que os veículos elétricos se tornam mais populares. Na verdade, o uso de baterias de lítio está aumentando sem nenhum sinal de declínio e, em aplicações de alta capacidade, como nos veículos elétricos, seu uso deve apenas proliferar. O descarte adequado sempre foi uma preocupação, tendo em vista que as instalações de reciclagem de celulares e *notebooks* são em geral deficientes. As matérias primas contidas nestas baterias são valiosas e não deveriam ir para o lixo, mas não são tão fáceis de se recuperar. O grande consumo de energia e a complexidade do procedimento tornam a reciclagem muito cara, sendo que atualmente é mais barato comprar as matérias primas a partir das minas. Descartar tais baterias diretamente em aterros representaria sérias ameaças ao meio ambiente. Será importante criar uma infraestrutura para a coleta de baterias antigas de carros elétricos a fim de reutilizá-las num processo regulamentado de reciclagem. Por este motivo, sempre houve a preocupação de um possível segundo uso das baterias descartadas. Adotar esta estratégia em larga escala permite explorar adequadamente a energia, a economia na produção de baterias e reduzir os impactos ambientais causados pelo desperdício precipitado de baterias que retêm capacidade de uso, via seu descarte inadequado em aterros. As principais aplicações propostas na literatura convencional para a segunda vida de baterias são normalmente estacionárias *on* e *off-grid*. Neste artigo é proposta a aplicação da Eletrônica de Potência e de um Sistema de Controle no *powertrain* com vistas a viabilizar a sua aplicação de baterias de segunda vida em veículos elétricos dedicados, concebidos para utilização em curtas distâncias. Propriedades da tecnologia de carboneto de silício - SiC – *Silicon Carbide*, permitem transcende ao silício neste tipo de aplicação.

Palavras Chave — segunda vida, *powertrain*, veículos dedicados, baterias

ENHANCEMENT OF THE SECOND LIFE OF BATTERIES THROUGH ARCHITECTURE DEDICATED ELECTRIC VEHICLE POWERTRAIN

Eduardo Panazzolo Costa - Author ⁽¹⁾

Pedro Martins dos Santos – Author ⁽²⁾

Jorge Pimentel de Moraes - Author ⁽³⁾

Lucas Melo Machado - Author ⁽⁴⁾

Marçal Rodrigues Pires - Adviser ⁽⁵⁾

Júlio Cesar Marques de Lima - Adviser ⁽⁶⁾

Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁷⁾

ABSTRACT

Although the useful life of some vehicles may end before the batteries reach the end of their first life, batteries are designed for a certain duration. The end of the first life of batteries generally occurs due to the loss of capacity caused by the increase in their series resistance. According to the literature, lead-acid (Pb-acid) batteries that are unable to start a car or truck can have their life extended to two years. UPS batteries that operate with controlled temperature and humidity can last much longer. Currently, the recycling of lead-acid batteries is relatively mature, but the dominant lithium-ion (Li-ion) technology does not share this privilege. Lithium-ion (Li-ion) batteries have been used for some time in consumer electronics. The quantity of these batteries used will increase with the popularization of electric cars. This can be easily seen by the increase in EV sales in recent years. The number of batteries used is

increasing in quantity over time, and this quantity is expected to expand dramatically as electric vehicles become increasingly popular. In fact, the use of lithium batteries is increasing with no sign of decline, and in high-capacity applications such as electric vehicles, their use is only expected to proliferate. Properly disposing of spent batteries has always been a concern. Considering that recycling facilities for cell phones and notebooks are generally deficient. The raw materials contained in these batteries are valuable and should not go to waste, but they are not so easy to recover. The large energy consumption and complexity of the procedure make recycling very expensive, whereas it is currently cheaper to buy raw materials from mines. Disposing of such batteries directly in landfills would pose serious threats to the environment. It will be important to create an infrastructure for collecting old electric car batteries in order to reuse them in a regulated recycling process. For this reason, there has always been concern about a possible second use of discarded batteries. Adopting this strategy on a large scale makes it possible to adequately exploit the energy, savings in battery production and reduce environmental impacts, caused by the hasty waste of batteries that retain their usability, via their inappropriate disposal in landfills. The main applications proposed in conventional literature for the second life of batteries are normally stationary on and off-grid. This article proposes the application of Power Electronics and a Control System in the powertrain with a view to enabling its application as second-life batteries in dedicated electric vehicles, designed for use over short distances. Properties of silicon carbide technology - SiC – Silicon Carbide, allow it to transcend silicon in this type of application.

Keywords — second life, powertrain, dedicated vehicles, batteries

1. INTRODUÇÃO

Os interruptores de potência de Carboneto de Silício (SiC – *Silicon Carbide*) são uma das inovações utilizadas na área de Eletrônica de Potência que visam contribuir com a redução de tamanho e peso dos componentes e minimização de perdas de energia. Estes fatores conduzem a uma economia de recursos financeiros e sustentáveis, se comparados a dispositivos tradicionais que utilizam a tecnologia do Silício (Si). Devido às suas propriedades intrínsecas, como a aplicabilidade em alta tensão, alta corrente e baixas perdas de condução e de comutação, esta tecnologia começa a ser utilizada no acionamento de veículos elétricos, em inversores de frequência e fontes. Assim, uma das áreas onde se constata o grande potencial dos dispositivos SiC é na implementação de circuitos auxiliares de potência, destinados a mobilidade elétrica. Neste artigo, é proposta a aplicação da tecnologia de carboneto de silício (SiC – *Silicon Carbide*) em um sistema de controle no powertrain, com vistas a viabilizar a sua aplicação em baterias de segunda vida em veículos elétricos dedicados, concebidos para utilização em curtas distâncias. Propriedades da tecnologia de carboneto, cujo acesso foi facilitado à pesquisa, pela *ST Microelectronics*, permitem transcender ao silício neste tipo de aplicação.

2. PANORAMA DOS VEÍCULOS ELÉTRICOS DEDICADOS

Em um experimento descrito em [1], um veículo experimental percorre o trajeto de ida e volta de um condomínio até à Universidade, conforme descrito na figura 1.

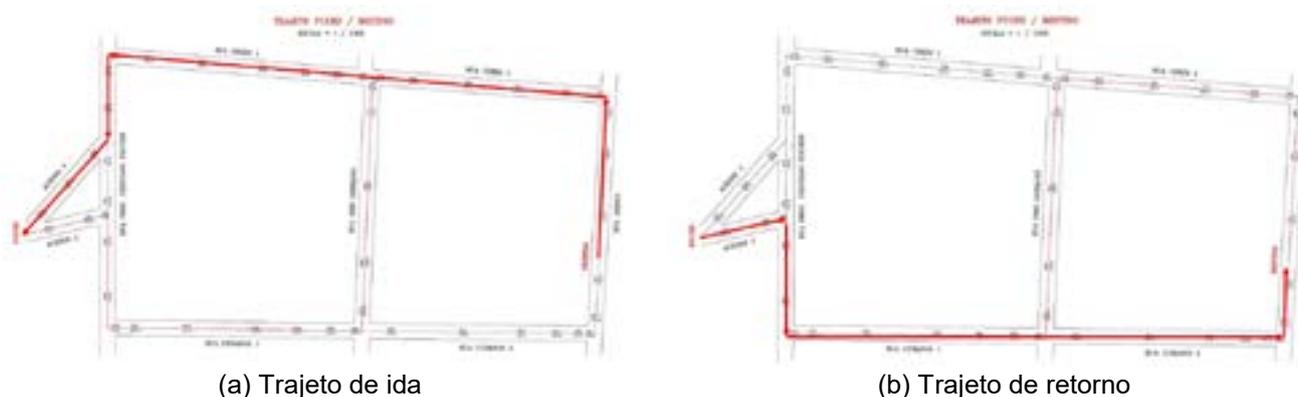


Figura 1: Trajetória de um veículo elétrico dedicado

Estes veículos poderiam utilizar baterias de segunda vida, beneficiando o meio ambiente e

valorizando o esforço de fabricação sem o descarte direto. De acordo com [2], os chamados veículos dedicados chegam a ter compartimentos customizados, em função das dimensões dos equipamentos utilizados na prática do esporte, como o carro de golfe - muito populares no EUA, onde são percorridas longas distâncias, em função das grandes dimensões de um campo destinado ao esporte.

3. BATERIAS DE SEGUNDA VIDA

A segunda vida de uma bateria pode ser resumida na continuação da utilização dessa bateria após atingir um estado não recomendado para que continue realizando a sua atividade primária. Ao chegar próximo dos 80%, a capacidade de retenção de energia da bateria tende a ter um decaimento muito mais abrupto [3]. Desta forma, é recomendada a troca das baterias de um veículo elétrico, segundo montadoras e empresas especializadas. Utilizadas em veículos elétricos convencionais, muitas vezes ainda retêm energia suficiente para estender a vida operacional das baterias em uma segunda aplicação [4]. Tal uso de baterias tem sido denominado como segunda vida.

4. ARQUITETURA PROPOSTA EM BLOCOS E DIAGRAMAS

A arquitetura proposta inclui um conversor CC-CC Corrente Contínua/Corrente Contínua *Push-Pull*, como pode ser visto na figura 2.

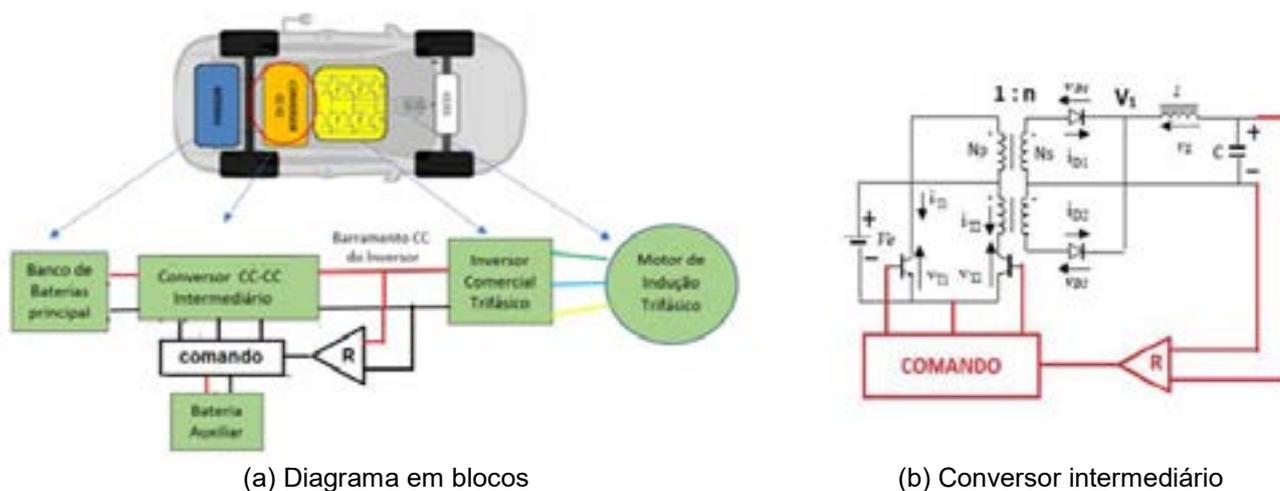


Figura 2: Arquitetura *powertrain* proposta

O conversor *push-pull* é um derivado do conversor *buck* e representa uma otimização na utilização do transformador em relação ao conversor *forward*. O principal objetivo do conversor *push-pull* é permitir a transferência de corrente durante todo o período de comutação. Isso é possível pois, no conversor *push-pull*, são utilizados os dois quadrantes da curva B-H (curva de magnetização ou histerese), ou seja, a magnetização do núcleo e a desmagnetização são usadas para transferência dos pulsos de tensão para o indutor [5].

Este tipo de conversor é amplamente utilizado devido à sua eficiência e capacidade de manuseio de alta potência. É particularmente adequado para aplicações onde a conversão de tensão CC-CC exige isolamento galvânico de alta eficiência.

Um conversor CC-CC comutado pode operar em distintos modos de operação, determinados em função da continuidade da corrente em seu indutor. Deste modo, o conversor *push-pull* foi projetado para operar no Modo de Condução Contínuo (MCC), que ocorre quando a corrente no indutor não se anula em nenhum instante. O MCC resulta em maiores valores de corrente média no indutor e menores ondulações, em comparação aos outros modos de condução. A redução dos valores eficazes da ondulação no indutor leva o conversor a operar com menores perdas de condução, resultando em um maior rendimento do conversor [6]. Dentre as topologias *push-pull* de conversores CC-CC, a mais tradicional é baseada em um conversor alimentado com tensão, pois atinge maiores potências de trabalho do que conversores CC-CC básicos com um interruptor. No entanto, ao analisar as desvantagens dessa topologia, pode-se citar a possível assimetria do fluxo, causada pela variação na comutação dos interruptores de potência, resultando em um desequilíbrio no transformador. Além disso, a isolamento galvânica do transformador pode levar à dispersão, forçando a utilização de circuito *snubbers* para proteger os interruptores de potência [7]. A ausência de indutor na entrada do circuito pode causar surtos de corrente. Como também, é necessário que o ciclo de trabalho máximo seja de

50%, partindo do princípio de que o sistema será alimentado com tensão, não permitindo que haja uma sobreposição de ciclos.

5. DADOS DE PROJETO

O quadro da figura 3(a) apresenta os principais dados de projeto. Tendo em vista a disponibilidade, a intenção é de implementar e testar o dispositivo utilizando uma bateria chumbo ácida de 12V e 7Ah. O teste previsto seria com a bateria fornecendo em torno de 4A, o que determina uma potência máxima para o conversor de 40W. Isto porque os níveis que poderiam ser ajustados para a bateria através da referência do sistema realimentado estariam entre 12,6V e 13,8V dentro de sua operação normal. O diagrama da figura 3(b), resume as etapas do trabalho. Em preto as etapas concluídas e em vermelho as que estão por concluir.

Principais Dados do Projeto	
Tensão de Entrada	12 V
Tensão de Saída	13,8 V
Potência	40 W
Frequência	20 kHz
Duty Cycle	40%
Duty Cycle Máximo	45%
Duty Cycle Mínimo	35%

(a) Dados de projeto



(b) Etapas do trabalho

Figura 3: Desenvolvimento proposto [AUTOR]

6. RESULTADOS PRELIMINARES

Na sequência são apresentados alguns resultados preliminares, obtidos tanto na área de projeto e definição, como na parte de implementação.

6.1 Controle PWM via microcontrolador

Para comandar o conversor visto na figura 2, é utilizado um microcontrolador da *ST Microelectronics*, com objetivo de ajustar o ciclo de trabalho ou *duty cycle* de uma Modulação por Largura de Pulso (PWM - *Pulse Width Modulation*), com o auxílio de um controlador PI (Proporcional-Integral).

Foram programados dois pulsos PWM complementares, com frequência de 20kHz e *duty cycle* de 40%, conforme os dados de projeto. Esta especificação assegura que o conversor alcance os 13,8V e os 40W sugeridos no projeto, com menores estresses nos interruptores de potência.

O desenvolvimento da modulação PWM foi realizada no *software STM32CubeIDE*, que é uma ferramenta de desenvolvimento integrada fornecida pela *ST Microelectronics*, permitindo a codificação dos microcontroladores *STM32* de forma interativa.

6.2 Gate driver

Associado ao controle PWM, utiliza-se um *gate driver* ou comando de gatilho. O *gate driver* tem a função de adaptar o controle digital ao comando dos interruptores da estrutura de potência. Para garantir o funcionamento adequado do *gate driver*, é necessária a utilização de uma fonte CC assimétrica adicional, a partir de um módulo de avaliação STEVAL de uma fonte síncrona *iso-buck* com saídas duplas isoladas baseado no circuito integrado L6986I, doado pela *ST Microelectronics*.

Esta fonte fornece a energia necessária para que o *gate driver* amplie os sinais PWM do microcontrolador proporcionando níveis adequados para acionar os gatilhos dos MOSFETs - *Metal Oxide Field Effect Transistors* SiC na parte de potência, conforme pode ser visto nas figuras 4 e 5.

Adicionalmente, a Placa de Circuito Impresso (PCB) do *gate driver* foi desenvolvida utilizando o *software Altium Designer*. Este *software* é uma ferramenta para desenvolvimento de PCBs, oferecendo uma interface integrada que permite projetar circuitos e traçar *layouts*. A PCB do *gate driver* está pronta para ser implementada e utilizada no disparo dos MOSFETs SiC.

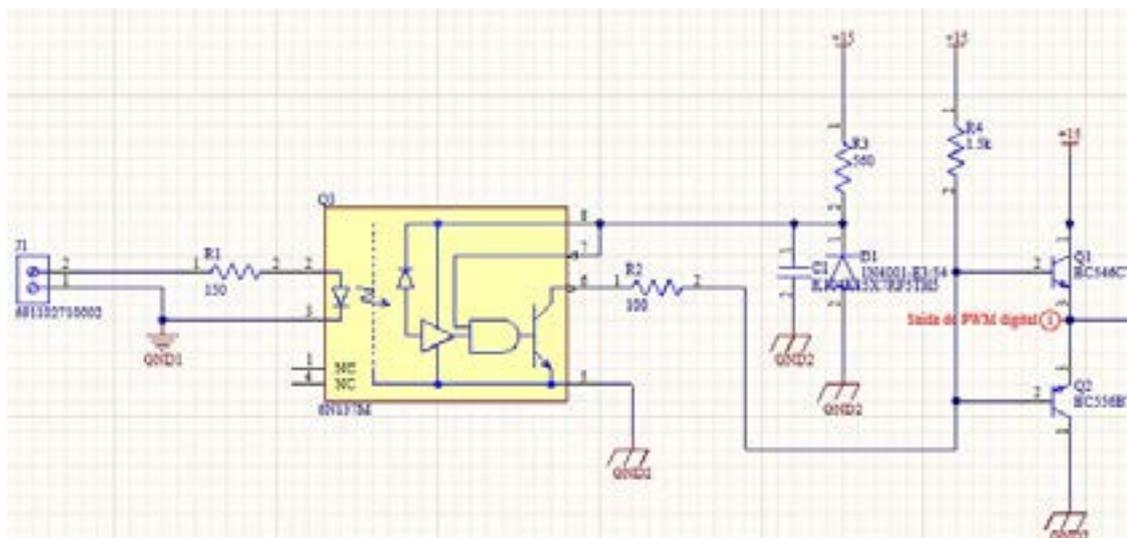
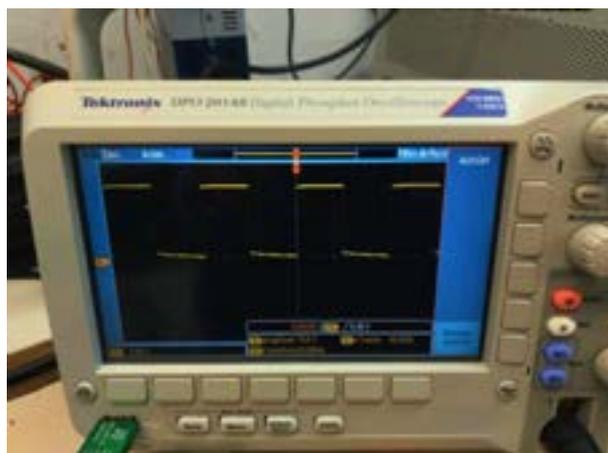
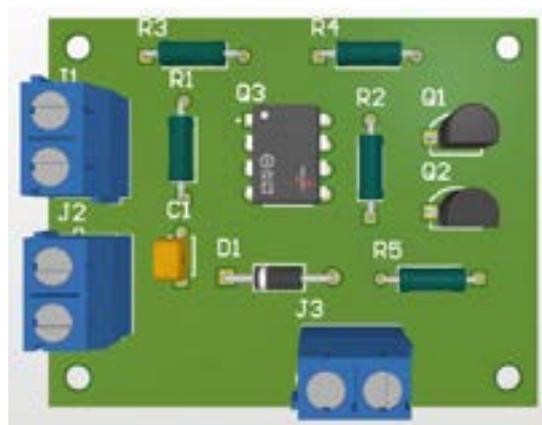


Figura 4: Circuito de gate driver [AUTOR]

Na parte experimental, obteve-se os pulso de comando vistos no osciloscópio da figura 5(a) obtidos com o auxílio do circuito *gate driver*, cujo *layout* da placa de circuito impresso é visto na figura 5(b).



(a) Forma de onda



(b) PCB

Figura 5: Circuito do *gate driver* [AUTOR]

6.3 Integração e programação do regulador R no microcontrolador

Na figura 6, é possível analisar o fluxograma da implementação do circuito de comando do microcontrolador. Juntamente, foi programado os parâmetros do controlador PI, com objetivo de equilibrar a saída do conversor em 13,8 V, como projetado.

Para isso, foi implementado, por meio do *software STM32CubeIDE*, um comparador implementado digitalmente, que recebe o sinal da saída do conversor e compara com uma referência implementada digitalmente. Essa comparação gera um sinal de erro, que é essencial para o próximo estágio, o controlador PI. Este tipo de controlador proporciona um controle preciso e dinâmico do ciclo de trabalho ou *duty cycle* do modulador PWM, garantindo que qualquer desvio em relação à referência desejada seja corrigido. Isso não apenas melhora a eficiência do conversor, mas também aumenta a estabilidade e a resposta transitória desejada do sistema.

É muito comum, em conversores *push-pull*, ocorrer a saturação do núcleo devido ao desbalanceamento no tempo de comutação dos interruptores de potência. Circuitos de controle com realimentação podem evitar esse desbalanceamento [5]. Desta forma, é de extrema importância que a parte de controle seja configurada com *windump* ou saturação, para assegurar que o *duty cycle* opere dentro das condições desejadas, evitando danificar o transformador [8].

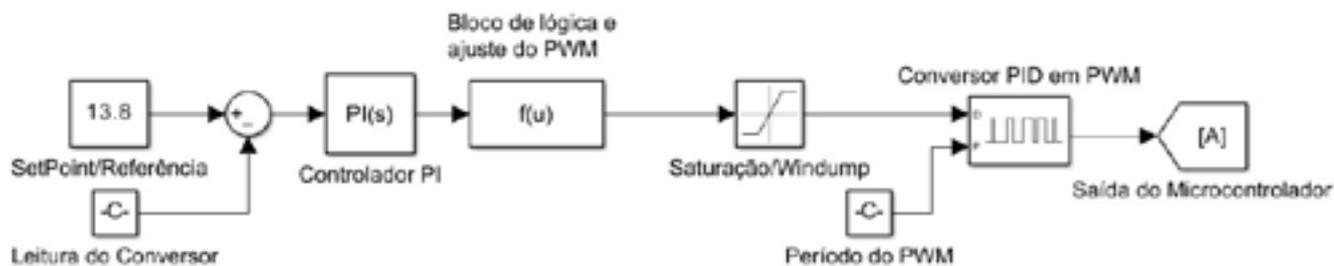


Figura 6: Fluxograma da parte de controle [AUTOR]

6.4 Circuito e resultados de simulação

Nesta etapa do projeto, foi realizada a simulação do conversor *push-pull* utilizando o *software Simulink*. O circuito foi desenhado com base no modelo disponível do *Mathworks* [9]. O *Simulink* se destaca por reunir as partes de controle e analógica do projeto, como ilustra a figura 7, integrando controladores, como o PI, diretamente com os componentes analógicos do circuito. Além disso, o *software* permite implementar ajustes por meio de codificação, proporcionando flexibilidade para a otimização do sistema.

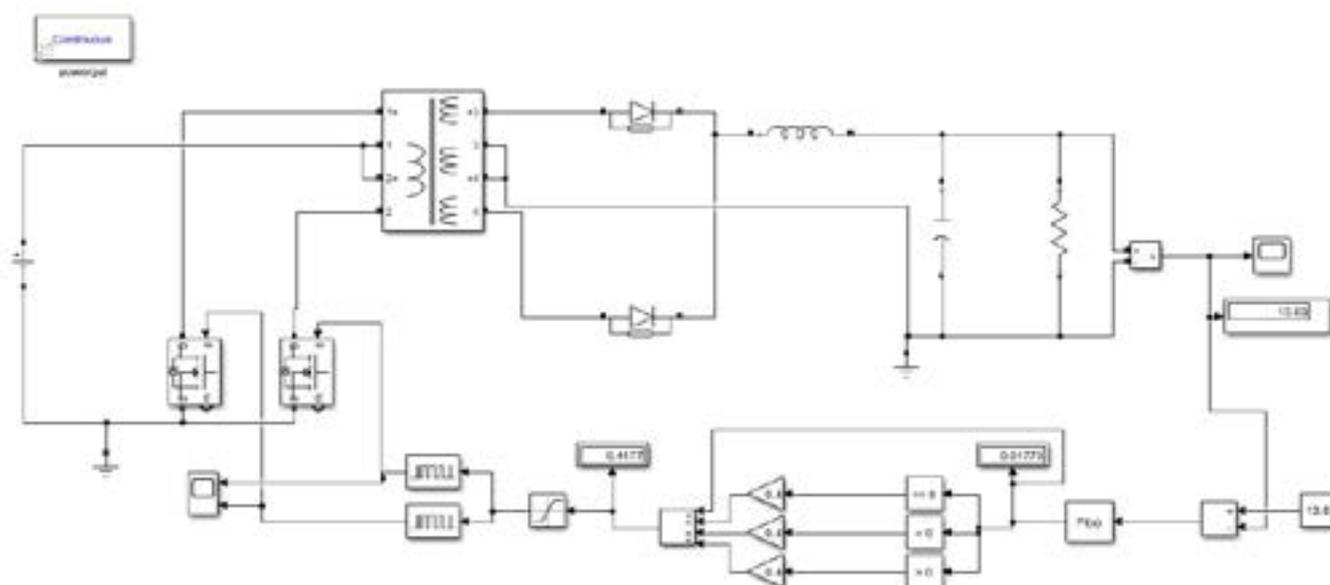
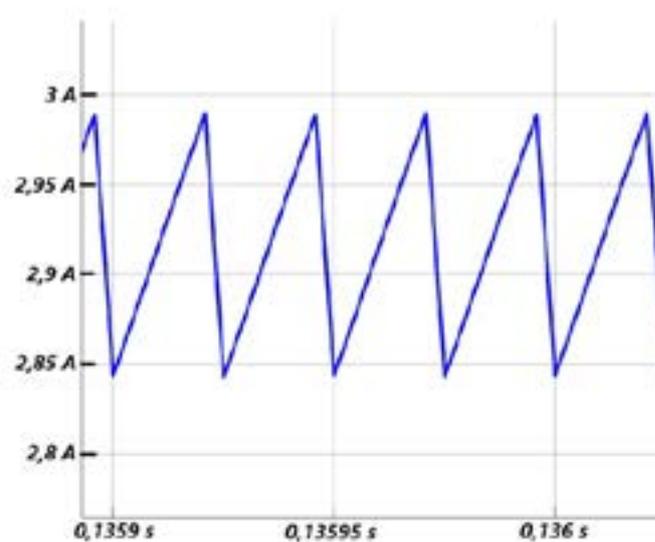


Figura 7: Conversor *push-pull* no Simulink [AUTOR]

A simulação do conversor *push-pull*, com os parâmetros calculados, resultou na tensão de saída de 13,8V vista na figura 8(a), operando no modo de condução contínuo de acordo com a figura 8(b).



(a) Forma de onda da tensão de saída



(b) Corrente no indutor

Figura 8: Ondas do conversor *push-pull* [AUTOR]

Os componentes do circuito *push-pull* foram projetados usando a literatura de fontes comutadas [9][10], com os dados da figura 3(a). Como é tradicional em estudos de simulação, foram realizados pequenos ajustes de parâmetros, que permitiram a otimização dos resultados. A potência de saída obtida foi próxima de 40W e o comportamento do circuito foi testado considerando uma carga resistiva.

CONCLUSÃO

Este trabalho apresentou o estudo e a implementação em simulador de um conversor *push-pull* CC-CC alimentado a partir de uma fonte de 12V, cuja finalidade é fornecer, uma tensão de saída constante de 13,8V. Um dos problemas observados nos protótipos implementados é que a bateria de segunda vida, além de apresentar perda de capacidade, também pode sofrer uma redução de tensão devido aos níveis de corrente consumidos pelo *powertrain*. A queda de tensão produzida na utilização, pode ter influência sobre os circuitos de proteção da etapa de potência empregada no acionamento do veículo. No futuro, pretende-se utilizar um modelo de bateria na simulação, visando implementar e aplicar o conversor em um primeiro momento, em uma bateria chumbo-ácida de segunda vida, de fácil disponibilização. A ideia é que sua tensão possa ser ajustada a um valor de referência, por um laço de realimentação contendo um regulador, o que deve minimizar o efeito de queda de tensão. A mesma filosofia poderá ser aplicada posteriormente, considerando-se uma associação de baterias necessária para a operação do *powertrain* e sua aplicação em um protótipo de um veículo elétrico dedicado disponível para testes. De acordo com efeitos verificados na operação do protótipo em outros trabalhos, o conversor *push-pull* se mostrou interessante por sua dinâmica e simplicidade. O trabalho realizado agregou conhecimentos prévios aos acadêmicos, permitindo uma familiarização com o projeto e comando por largura de pulso de conversores comutados utilizando um microprocessador. Também permitiu a implementação física de um *drive* aplicável a semicondutores da tecnologia SiC – *Silicon Carbide*, utilizando uma fonte síncrona *iso-buck* de saídas isoladas. O dimensionamento do conversor de potência e seus componentes permitiu a utilização de um *software* para simulação do circuito. Foi implementado o comando PWM e elaborado um regulador digital com o auxílio do microprocessador. Por último, a teoria de sistemas de controle foi introduzida aos acadêmicos, ainda familiarizados com a mesma na academia.

AGRADECIMENTO

O grupo agradece o incentivo dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas do grupo. Fica também o agradecimento à empresa *ST Microelectronics*, que doou componentes e referências técnicas avançadas, para a implementação dos protótipos.

Referências

- [1] 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 Rodoviários Propelidos a Eletricidade - 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies 12º RENOMAT, 2023.
- [2] CANALLI, V.M., Projeto Guarda-Chuva na Linha de Veículos Elétricos: Protótipos, Adaptação, Logística e Infraestrutura de Testes, PUCRS,2021.
- [3] GARCHE J. et al. *Encyclopedia of Electrochemical Power Sources* – Elsevier, 2013. ISBN:978-0444520935.
- [4] DENTON T., Veículos Elétricos e Híbridos. São Paulo: Ed. Blucher,2018. (Traduzido por Jorge Augusto Pessatto Mondadori).
- [5] DE MELLO, L. F. P. -. Projetos de Fontes Chaveadas: Teoria e Prática. São Paulo: Ed.Érica,2011.
- [6] COELHO, R. F.; SCHMITZ, L.; MARTINS, D. C. Energia Solar Fotovoltaica: Geração, Conversão e Aplicações. In: Rastreamento do Ponto de Máxima Potência. Florianópolis:Ed.Rocha,2022. p.[81-82]
- [7] COELHO, K. D. - Estudo de uma Fonte Ininterrupta de Corrente contínua de Baixa Potência Gerenciada por um Microcontrolador. Dissertação de Mestrado, UFSC. Florianópolis.2001.
- [8] MOSCHOPOULOS, Gerry. *DC-DC Converter Topologies: Basic to Advanced. United Kingdom, Wiley, 2024*
- [9] MAURYA R. (2024). *Push-pull Converter with Closed Loop* (https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/_94225-pushpull-converter-with-closed-loop), MATLAB Central File Exchange.
- [10] BARBI, I.. Eletrônica de Potência: Projetos de Fontes Chaveadas. Florianópolis: Ed.do Autor, 2007.
- [11] HART, D. W. Eletrônica de Potência: Análise e Projetos de Circuitos. São Paulo: Ed. AMGH,2011.

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

ANÁLISE COMPARATIVA DO PERCENTUAL DA CAPACIDADE DE BATERIAS DE ÍONS DE LÍTIO EM AMBIENTES FRIGORÍFICOS: ENTRE CÉLULAS NMC, LIFEP04 E LTO

Lucas Melo Machado ⁽¹⁾
Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽²⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽³⁾

RESUMO

Ambientes frigoríficos, apresentam temperaturas muito baixas, geralmente abaixo de -20°C . Nestas condições, equipamentos que empregam baterias de íons de lítio, como por exemplo empilhadeiras elétricas, podem apresentar uma diminuição percentual em sua capacidade. Esta menor capacidade reflete diretamente no tempo de uso em operação. A capacidade é uma medida da quantidade de carga elétrica que uma bateria pode armazenar. Este parâmetro é expresso em ampere-hora (Ah) ou miliampere-hora (mAh), indicando a corrente que a bateria pode fornecer ao longo de um determinado período de tempo. Neste artigo é apresentado um estudo comparativo acerca da diminuição do percentual de capacidade de três tipos de células cilíndricas de íons lítio - NMC (Níquel-Manganês-Cobalto), LiFePO₄ (Lítio-Ferro-Fosfato) e LTO (Óxido de Titânio-Lítio) - em temperaturas ambiente (25°C) e temperaturas baixas, próximas a -20°C , que é a temperatura mínima de uso seguro das células, segundo os fabricantes. Utilizando um Analisador de Descarga de Baterias, foram realizados ensaios para coletar dados, como grandezas elétricas como tensão, corrente e a capacidade em Ah, para gerar gráficos, a fim de analisar o percentual da capacidade dessas células em diferentes condições térmicas. A partir dos dados coletados e do estudo comparativo das células, em temperaturas baixas, será definida qual tecnologia de material é mais eficiente adequada para esse tipo de aplicação.

⁽¹⁾ Master Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

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

⁽³⁾ Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

Palavras-chave — Baterias de íons de lítio; Ambientes frigoríficos; Capacidade da bateria; Analisador de Descarga de Baterias

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE CAPACITY PERCENTAGE OF LITHIUM-ION BATTERIES IN REFRIGERATED ENVIRONMENTS: AMONG NMC, LIFEP04, AND LTO CELLS

Lucas Melo Machado ⁽¹⁾

Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽²⁾

Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽³⁾

ABSTRACT

Refrigerated environments have very low temperatures, usually below -20°C . Under these conditions, equipment that uses lithium-ion batteries, such as electric forklifts, may experience a decrease in their capacity percentage. This reduced capacity directly affects the operating time. Capacity is a measure of the amount of electrical charge a battery can store. This parameter is expressed in ampere-hours (Ah) or milliampere-hours (mAh), indicating the current the battery can supply over a certain period of time. This article presents a comparative study on the decrease in the capacity percentage of three types of cylindrical lithium-ion cells - NMC (Nickel-Manganese-Cobalt), LiFePO₄ (Lithium-Iron-Phosphate), and LTO (Lithium-Titanate-Oxide) - at room temperature (25°C) and low temperatures, close to -20°C , which is the minimum safe operating temperature for the cells, according to the manufacturers. Using a Battery Discharge Analyzer, tests were conducted to collect data, including electrical quantities such as voltage, current, and capacity in Ah, to generate graphs to analyze the capacity percentage of these cells under different thermal conditions. Based on the collected data and the comparative study of the cells at low temperatures, the most efficient material technology for this type of application will be determined.

Keywords — Lithium-ion batteries; Refrigerated environments; Battery capacity; Battery Discharge Analyzer

1. INTRODUÇÃO

O desempenho dessas baterias de íons de lítio pode ser significativamente afetado por condições ambientais adversas, especialmente em ambientes frigoríficos, onde as temperaturas são frequentemente inferiores a -20°C . Nessas condições, é comum observar uma redução na capacidade de carga das baterias, o que impacta diretamente o tempo de operação de equipamentos que dependem delas, como empilhadeiras elétricas. A capacidade de uma bateria, medida em ampere-hora (Ah), representa a quantidade de carga elétrica que ela pode armazenar e fornecer ao longo do tempo. Em temperaturas extremamente baixas, as reações químicas das baterias de íons de lítio são afetadas, resultando em uma diminuição da eficiência de conversão de energia e, conseqüentemente, em uma redução da capacidade disponível[1].

Este estudo aborda três tipos de células cilíndricas de íons de lítio: NMC (Níquel-Manganês-Cobalto), LiFePO₄ (Lítio-Ferro-Fosfato) e LTO (Óxido de Titânio-Lítio). Cada uma dessas tecnologias possui características distintas em termos de estabilidade térmica, densidade de energia e resistência ao envelhecimento, o que as torna interessantes para uma análise comparativa sob condições de baixa temperatura. A literatura existente já indica que as células NMC, LiFePO₄ e LTO respondem de maneira diferente a ambientes de baixa temperatura[2]. Esse estudo visa comparar diretamente essas tecnologias em termos de perda percentual de capacidade em condições em baixas temperaturas, como em países que tem invernos rigorosos e locais industriais, como frigoríficos que possuem temperaturas abaixo de zero. Portanto, este artigo busca preencher essa lacuna, apresentando resultados de ensaios realizados em temperatura ambiente (25°C) e em baixas temperaturas (próximas de -20°C), que é a temperatura mínima de operação segura conforme especificado pelos fabricantes das células.

Utilizando um Analisador de Descarga de Baterias, foram conduzidos ensaios detalhados para monitorar e registrar grandezas elétricas como tensão, corrente e capacidade em Ah. A partir desses dados, são discutidos os impactos das baixas temperaturas na capacidade das células e será feita uma classificação das tecnologias em termos de eficiência operacional em ambientes frigoríficos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A operação das células de íons de lítio baseia-se na movimentação de íons de lítio entre o ânodo e o cátodo através de um eletrólito, o que gera uma corrente elétrica[1][3]. Durante o processo de carga, uma fonte de energia externa aplica uma tensão aos terminais da célula, forçando os íons de lítio a se moverem do cátodo para o ânodo. O ânodo, geralmente composto de grafite, armazena os íons de lítio intercalados entre suas camadas de carbono. Paralelamente, os elétrons se movem através do circuito externo para equilibrar a carga, criando assim um acúmulo de energia potencial na célula[4]. Na descarga, o processo é inverso: os íons de lítio se movem do ânodo de volta para o cátodo através do eletrólito, enquanto os elétrons fluem pelo circuito externo, fornecendo energia elétrica ao dispositivo conectado. O cátodo, composto de materiais como óxidos metálicos ou fosfatos de lítio, serve como o local de destino para os íons de lítio durante a descarga[4].

A resistência interna da célula é um fator crucial que influencia sua eficiência e desempenho. Ela é composta pela resistência do eletrólito, as resistências de contato nos eletrodos e a resistência interna dos materiais do ânodo e cátodo. A resistência interna tende a aumentar em baixas temperaturas, o que pode impactar negativamente o desempenho da célula, especialmente em aplicações onde a eficiência energética é crítica[5].

Existem normas que regulamentam ensaios térmicos em células, como a ISO 12405-1-2011, ISO 12405-2-2012, IEC 62660-3-2022, SAE J2464-2021, SAND2005-3123, UL 2580-2020 e GB 38031-2020. Essas normas diferem nos métodos de ensaio quanto ao estado de carga, faixa de temperatura e número de ciclos. Por exemplo, alguns exigem ciclagem térmica entre -40 e 85°C, enquanto outros utilizam diferentes faixas e ciclos. As normas também especificam a duração das temperaturas extremas e o tempo de transição entre elas.

2.1. Célula LiFePO₄ (Lítio-Ferro-Fosfato)

As células de LiFePO_4 são conhecidas por sua operação segura, estabilidade térmica e longa vida útil. O material do cátodo é composto de fosfato de ferro e lítio (LiFePO_4), que possui uma estrutura cristalina que permite uma boa mobilidade dos íons de lítio, resultando em uma descarga estável e eficiente. Essas células têm uma tensão nominal de aproximadamente 3,2 V e são menos propensas a sobreaquecimento ou explosão em comparação com outras químicas de íons de lítio. Embora a densidade de energia seja menor do que a das células NMC, as células LiFePO_4 são preferidas em aplicações onde a segurança e a vida útil são mais importantes, como em veículos elétricos e sistemas de armazenamento de energia estacionários[6][7].

2.2. Célula NMC (Níquel-Manganês-Cobalto)

As células NMC são amplamente utilizadas em veículos elétricos e dispositivos eletrônicos portáteis devido à sua alta densidade de energia e bom equilíbrio entre potência e capacidade. O cátodo dessas células é composto por uma mistura de óxidos de níquel, manganês e cobalto (LiNiMnCoO_2), o que permite uma alta capacidade específica e boa estabilidade. A tensão nominal das células NMC é de aproximadamente 3,7 V, e elas oferecem um desempenho robusto em termos de densidade de energia. No entanto, a combinação de materiais no cátodo pode resultar em um aumento da resistência interna ao longo do tempo, especialmente em condições de alta temperatura, o que pode afetar a eficiência e a vida útil da célula[8][9].

2.3. Célula LTO (Óxido de Titânio-Lítio)

As células de LTO utilizam óxido de titânio-lítio ($\text{Li}_4\text{Ti}_5\text{O}_{12}$) como material do ânodo, ao invés do grafite utilizado nas outras células de íons de lítio. Essa configuração resulta em uma tensão nominal mais baixa, cerca de 2,3 V, mas oferece vantagens significativas em termos de segurança, longevidade e resistência à degradação. As células LTO são notoriamente robustas em ciclos de carga e descarga, exibindo uma vida útil excepcionalmente longa e uma baixa resistência interna, mesmo em baixas temperaturas. Isso as torna ideais para aplicações onde a durabilidade e a confiabilidade são cruciais, como em sistemas de armazenamento de energia de grande escala e em veículos que operam em condições ambientais adversas[10].

3. METODOLOGIA

O principal objetivo desses ensaios é garantir que as baterias possam operar de forma segura em condições de choque térmico, abordando uma variedade de cenários e condições de ensaios [11]. Para a realização dos ensaios, foram selecionados três tipos distintos de células de íons de lítio: NMC (Níquel-Manganês-Cobalto), LiFePO_4 (Lítio-Ferro-Fosfato) e LTO (Lítio-Titânio-Óxido). A escolha dessas células foi fundamentada em suas diferentes composições químicas e características de desempenho que, embora distintas, apresentam propriedades comparáveis, conforme é descrito na Tabela 1. Embora cada tipo de célula possua tensões nominais e de corte específicas, suas capacidades são bastante próximas. As temperaturas de operação, especialmente durante a descarga, também são semelhantes, com todas as células sendo adequadas para uso até -20°C .

Tabela 1: Características das células avaliadas

Parâmetros	LiFePO4	NMC	LTO
Tensão Nominal (V)	3,2	3,7	2,3
Tensão de Corte de Carga (V)	3,65	4,2	2,9
Tensão de Corte de Descarga (V)	2,5	3,0	1,5
Corrente Nominal (A)	28	31	35
Capacidade Nominal (Ah)	28	31	35
Faixa de Operação de Carga (°C)	0 ~ 45	0 ~ 45	-20 ~ 60
Faixa de Operação de descarga (°C)	-20 ~ 60	-20 ~ 45	-20 ~ 60

Além das características elétricas, as dimensões físicas das células também foram criteriosamente consideradas na seleção. Todas as células são cilíndricas, com dimensões e pesos bastante próximos, como ilustrado na Tabela 2. Essa similaridade dimensional é importante para garantir a consistência dos ensaios e permitir uma comparação direta entre as diferentes tecnologias.

Tabela 2: Dimensões das células avaliadas

Parâmetros	LiFePO4	NMC	LTO
Diâmetro (mm)	46	46	66
Altura (mm)	167	167	161
Peso (g)	655	680	1220

3.1. Procedimentos de Carga das Células

Antes dos ensaios de descarga, as células foram carregadas em temperatura ambiente ($23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$). As tensões de carregamento foram ajustadas conforme as especificações fornecidas pelos fabricantes das células, utilizando o equipamento *Cell Testing System*. Este equipamento, possui uma alta precisão ($\pm 0,05\%$ para tensão e $\pm 0,10\%$ para corrente), e foi utilizado para garantir o carregamento das células até seus valores nominais de tensão sem exceder os limites recomendados, prevenindo possíveis danos.

3.2. Ensaios de Descarga das Células

Os ensaios de descarga foram realizados em duas condições distintas de temperatura: em temperatura ambiente e em baixa temperatura. Em ambos os ensaios, as células foram conectadas ao *Cell Testing System*, permitindo a coleta em tempo real dos dados de eletricidade e temperatura.

3.2.1. Ensaios em Temperatura Ambiente

A temperatura ambiente foi controlada para $23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, e o procedimento foi iniciado após a célula atingir o equilíbrio térmico, as elas foram conectadas aos terminais do equipamento de teste, respeitando a polaridade correta. A descarga foi realizada utilizando a corrente nominal especificada pelos fabricantes até que a tensão mínima segura fosse atingida. Para o monitoramento de temperatura foram usados sensores de temperatura, centralizados no meio das células para captar a temperatura durante o processo de descarga. Os dados de temperatura foram registrados pelo equipamento segundo a segundo, possibilitando a geração de gráficos detalhados. Para garantir a precisão dos dados, um *data logger* foi utilizado simultaneamente, permitindo a

comparação com as leituras do *Cell Testing System*.

3.2.2. Ensaio em Baixa Temperatura

Neste ensaio, a temperatura foi controlada para $-18^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, o equipamento para fazer o ambiente de baixa temperatura foi utilizado um *freezer* horizontal doméstico, capaz de atingir e manter uma temperatura estável de -18°C . Para evitar a troca térmica entre o interior do *freezer* e o ambiente externo, os cabos das células foram passados através do furo de expurgo de água do *freezer*. As células foram depositadas no *freezer* e conectadas ao equipamento de teste pelos cabos e sensores de temperatura previamente posicionados no ponto central das células. Após 24 horas de estabilização térmica, o ensaio de descarga foi iniciado, seguindo o mesmo procedimento de corrente nominal descrito no ensaio em temperatura ambiente. Os sensores de temperatura permaneceram nos mesmos pontos utilizados anteriormente para garantir a consistência das medições.

3.3. Equipamento Utilizado para Descarga das Células

O equipamento *Cell Testing System* foi o principal equipamento utilizado nos ensaios, contendo um sistema de conversores de tensão (CA- Corrente Alternada/CC- Corrente Contínua para carga e CC/CC seguido de CC/CA para descarga) e permitindo o controle preciso da corrente de descarga e a coleta dos dados de eletricidade e temperatura. Apesar de possuir um sistema de regeneração de energia para a rede elétrica, a energia regenerada foi considerada insignificante, dado o consumo do próprio equipamento. Além disso, o sistema dispõe de 10 canais de leitura de temperatura, com uma precisão de $\pm 2^{\circ}\text{C}$, garantindo a confiabilidade das medições térmicas.

3.4. Análise do Dados Gerados nos Ensaio

Os dados coletados durante os ensaios foram analisados para comparar a capacidade real das células em diferentes condições de temperatura. A precisão da medição e a consistência dos métodos de monitoramento de temperatura permitiram uma análise detalhada do desempenho das células sob diferentes condições ambientais. Esses dados foram analisados utilizando o software Excel.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios realizados permitiram uma análise detalhada do comportamento das células de íons de lítio (LiFePO₄, NMC e LTO) em diferentes condições de temperatura. Utilizando os gráficos gerados, avaliamos a queda de tensão ao longo do tempo de descarga sob corrente nominal para cada tipo de célula, tanto em temperatura ambiente ($23^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$) quanto em baixa temperatura ($-18^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$).

4.1. Comparação dos Ensaio da Célula LiFePO₄

Na Figura 1, observa-se o comportamento da célula LiFePO₄ durante os ensaios em ambas as condições de temperatura. Inicialmente, a célula em temperatura ambiente apresentou uma tensão de 3,422V, enquanto em baixa temperatura, a tensão inicial foi de 3,048V, representando uma diferença de 0,374V. Ao aplicar a corrente nominal de 28A, a célula em temperatura ambiente teve sua tensão reduzida para 2,993V nos primeiros 30 segundos, enquanto a célula em baixa temperatura caiu para 2,636V, aproximando-se da tensão de corte de 2,500V.

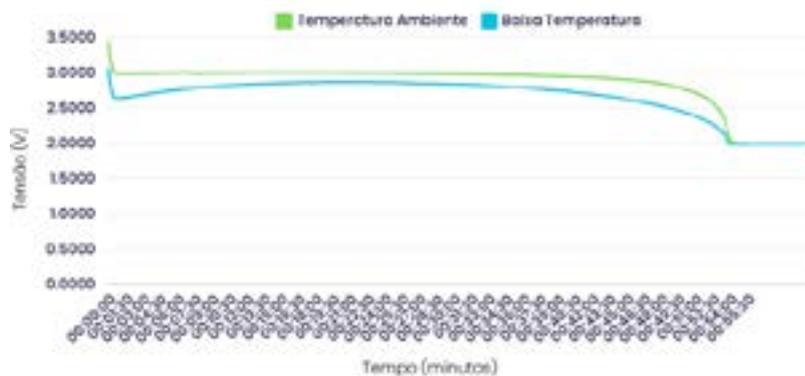


Figura 1: **Comparação entre os ensaios de descarga de diferentes temperaturas da célula LiFePO4.**

O comportamento da célula LiFePO4 em baixa temperatura apresentou uma particularidade: a tensão da célula aumentou durante a descarga, subindo de 2,6V para 2,8V nos primeiros 10 minutos do ensaio. Esse efeito é causado pelo aquecimento interno da célula devido à descarga, que faz com que a temperatura interna aumente e, conseqüentemente, a tensão também suba [12]. Aos 22 minutos de descarga, a diferença de tensão entre as células foi reduzida para 0,133V, coincidindo com a medição da temperatura da superfície da célula em 15°C.

Apesar do aumento da tensão observado em baixa temperatura, a célula atingiu a tensão mínima de corte de 2,504V aos 48 minutos, enquanto em temperatura ambiente alcançou a tensão de corte aos 53 minutos. A comparação dos tempos de descarga revelou uma perda de capacidade de cerca de 10% para a célula LiFePO4 em baixas temperaturas.

4.2. Comparação dos Ensaio da Célula NMC

Como mostra a Figura 2, a célula NMC em temperatura ambiente iniciou a descarga com uma tensão de 4,181V. Em baixa temperatura tensão inicial foi de 3,995V, apresentando uma diferença de 0,186V. Após 30 segundos de descarga, essa diferença aumentou para 0,738V, com a tensão da célula em baixa temperatura caindo para 3,144V, próxima da tensão de corte de 3,000V.

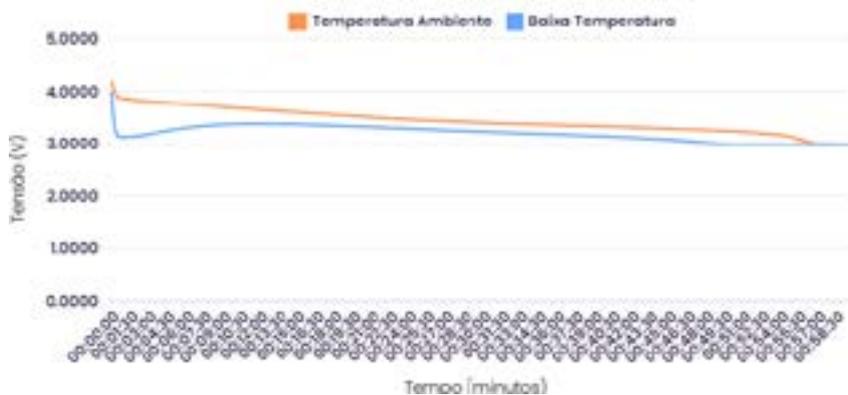


Figura 2: **Comparação entre os ensaios de descarga de diferentes temperaturas da célula NMC.**

Assim como a célula LiFePO4, a célula NMC em baixa temperatura também apresentou um aumento de tensão durante a descarga devido ao aquecimento interno. A diferença de tensão entre os ensaios atingiu um mínimo de 0,172V aos 28 minutos, quando a temperatura da superfície da célula estava em 15°C. A célula em baixa

temperatura atingiu a tensão de corte aos 48 minutos, enquanto a célula em temperatura ambiente levou 56 minutos para alcançar a tensão de corte. Isso resultou em uma perda de capacidade de aproximadamente 25% para a célula NMC em baixas temperaturas.

4.3. Comparação dos Ensaios da Célula LTO

A Figura 3 ilustra a comparação entre os ensaios, com a curva verde representando a descarga em temperatura ambiente e a curva rosa, a descarga em baixa temperatura.

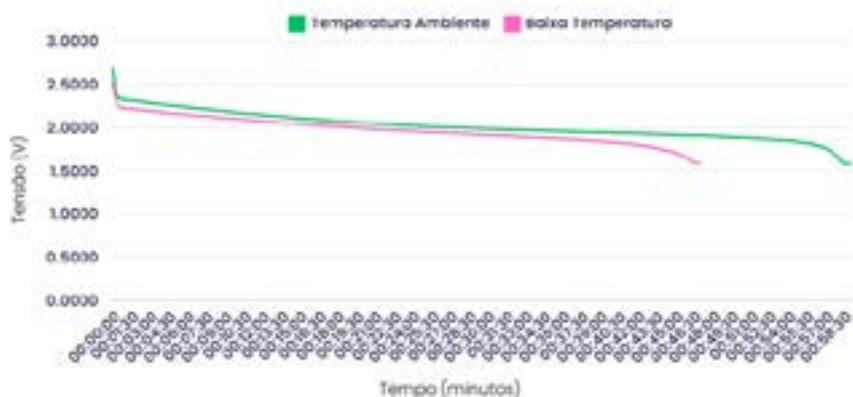


Figura 3: **Comparação entre os ensaios de descarga de diferentes temperaturas da célula LTO.**

Inicialmente, as tensões medidas foram de 2,683V para a célula em temperatura ambiente e 2,517V para a célula em baixa temperatura, uma diferença de 0,166V. Durante o ensaio em baixa temperatura, a diferença de tensão reduziu para 0,100V após 30 segundos e atingiu um mínimo de 0,068V aos 21 minutos. A célula em baixa temperatura atingiu a tensão de corte de 1,600V aos 46 minutos, enquanto a célula em temperatura ambiente levou 58 minutos para alcançar essa tensão. A perda de capacidade da célula LTO em baixa temperatura foi ligeiramente superior a 20%, tornando-se a célula com a maior perda de capacidade entre as analisadas.

CONCLUSÃO

Os resultados indicam que a escolha da célula de íons de lítio mais adequada para aplicações em ambientes frigoríficos deve considerar não apenas a capacidade nominal, mas também a estabilidade térmica e a segurança. A célula LiFePO₄ se destaca como a mais confiável considerando os ensaios realizados, representou ser mais adequada para as condições estudadas. As células NMC e LTO, apesar de suas vantagens em outros aspectos, apresentam limitações que devem ser cuidadosamente ponderadas. Futuros estudos poderão explorar métodos de mitigação das perdas de capacidade, como o uso de sistemas de aquecimento interno, para melhorar o desempenho das células de íons de lítio em baixas temperaturas.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), em particular, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETMA). Agradeço também à Globalbat pelo apoio inestimável, fornecendo insumos e equipamentos fundamentais para a execução dos ensaios realizados. Meu agradecimento especial ao Espaço de Ciência, Pesquisa & Cultura V. Canali, ao qual tenho a honra de contribuir e colaborar para o seu desenvolvimento.

REFERÊNCIAS

- [1] Y. CHEN *et al.*, “A review of lithium-ion battery safety concerns: The issues, strategies, and testing standards”, *Journal of Energy Chemistry*, vol. 59, p. 83–99, 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jechem.2020.10.017>.
- [2] N. PIAO *et al.*, “Challenges and development of lithium-ion batteries for low temperature environments”, *eTransportation*, vol. 11, p. 100145, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.etrans.2021.100145>.
- [3] B. LIU *et al.*, “Safety issues and mechanisms of lithium-ion battery cell upon mechanical abusive loading: A review”, *Energy Storage Mater*, vol. 24, p. 85–112, 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ensm.2019.06.036>.
- [4] B. XU, J. LEE, D. KWON, L. KONG, E. M. PECHT, “Mitigation strategies for Li-ion battery thermal runaway: A review”, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, vol. 150, p. 111437, 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.rser.2021.111437>.
- [5] F. H. GANDOMAN *ET AL.*, “Concept of reliability and safety assessment of lithium-ion batteries in electric vehicles: Basics, progress, and challenges”, *Appl Energy*, vol. 251, p. 113343, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.113343>.
- [6] A. NEKAHI, A. KUMAR M.R., X. LI, S. DENG, E. K. ZAGHIB, “Sustainable LiFePO₄ and LiMnxFe_{1-x}PO₄ (x=0.1–1) cathode materials for lithium-ion batteries: A systematic review from mine to chassis”, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 159, p. 100797, 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mser.2024.100797>.
- [7] G. ZHU, O. WU, Q. WANG, J. KANG, E. J. V WANG, “The Modeling and SOC Estimation of a LiFePO₄ Battery Considering the Relaxation and Overshoot of Polarization Voltage”, *Batteries*, vol. 9, n° 7, 2023, doi: 10.3390/batteries9070369.
- [8] N. ZATTA *et al.*, “Holistic Testing and Characterization of Commercial 18650 Lithium-Ion Cells”, *Batteries*, vol. 10, n° 7, 2024, doi: 10.3390/batteries10070248.
- [9] J. JAGUEMONT, A. DARWICHE, E. F. BARDÉ, “Optimal Fast-Charging Strategy for Cylindrical Li-Ion Cells at Different Temperatures”, *World Electric Vehicle Journal*, vol. 15, n° 8, 2024, doi: 10.3390/wevj15080330.
- [10] M. ARMAND *et al.*, “Lithium-ion batteries – Current state of the art and anticipated developments”, *J Power Sources*, vol. 479, p. 228708, 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2020.228708>.
- [11] LAI, X.; YAO, J.; JIN, C.; FENG, X.; WANG, H.; XU, C.; ZHENG, Y. A Review of Lithium-Ion Battery Failure Hazards: Test Standards, Accident Analysis, and Safety Suggestions. *Batteries* 2022, 8, 248. <https://doi.org/10.3390/batteries8110248>.
- [12] Z. G. Qu, Z. Y. Jiang, e Q. Wang, “Experimental study on pulse self-heating of lithium-ion battery at low temperature”, *Int J Heat Mass Transf*, vol. 135, p. 696–705, jun. 2019, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.02.020.



43th SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRGG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing

Hotel Plaza São Rafael, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil

2, 3 e 4 de outubro de 2024

Influência da dopagem por nióbio no desempenho de eletrodos a base de ferro em baterias secundárias

Influence of niobium doping on the performance of iron-based electrodes in secondary batteries

Willian Delfim da Silva ⁽¹⁾

Clayton André Oliveira da Motta ⁽²⁾

Lirio Schaeffer ⁽³⁾

RESUMO

A utilização do nióbio como elemento aditivo aos materiais ativos das células eletroquímicas nas baterias de íons de lítio (Li-íon), particularmente do tipo níquel-manganês-cobalto (NMC) e fosfato de ferro-lítio (LFP), tem mostrado resultados promissores em especial com relação à alta estabilidade durante os ciclos de carga-descarga. Este estudo investiga os efeitos da adição de nióbio ao pó de ferro atomizado, em uma fração mássica de 5%, através de mistura mecânica por moagem de alta energia, visando a produção de ânodos sinterizados para baterias secundárias. Adotando um sistema com eletrólito aquoso de hidróxido de potássio (KOH) a 6 M foram conduzidas verificações no desempenho eletroquímico quanto a ciclagem galvanostática e voltametria cíclica. Os eletrodos apresentaram uma melhor estabilidade nos ciclos de carga-descarga, com maior retenção da capacidade de armazenamento e um sensível aumento de potencial elétrico. Utilizou-se a difração de raios-x (DRX) para verificar a interação estrutural do nióbio a partir da formação de compostos que contribuíram para atenuar os mecanismos de degradação dos eletrodos, revelando uma alternativa promissora para melhoria no funcionamento dos ânodos comerciais de ferro.

Palavras-chave: dopagem com nióbio; eletrodos sinterizados; ânodos à base de ferro.

⁽¹⁾ Mestrando no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: willian.delfim@ufrgs.br

⁽²⁾ Doutorando no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: clauber.andre@gmail.com

⁽³⁾ Doutor em Engenharia, professor colaborador na Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Av. Bento Gonçalves, 9500, CEP: 91501-970, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil. E-mail: schaeffer@ufrgs.br

ABSTRACT

The use of niobium as an additive to the active materials of electrochemical cells in lithium-ion (Li-ion) batteries, particularly the nickel-manganese-cobalt (NMC) and lithium-iron phosphate (LFP) types, has shown promising results, especially with regard to high stability during charge-discharge cycles. This study investigates the effects of adding niobium to atomized iron powder, in a 5% mass fraction, through mechanical mixing by high-energy milling, with a view to producing sintered anodes for secondary batteries. Using a system with a 6 M potassium hydroxide (KOH) aqueous electrolyte, electrochemical performance checks were carried out in terms of galvanostatic cycling and cyclic voltammetry. The electrodes showed better stability in charge-discharge cycles, with greater retention of storage capacity and a significant increase in electrical potential. X-ray diffraction (XRD) was used to verify the structural interaction of niobium through the formation of compounds that contributed to attenuating the electrodes' degradation mechanisms, revealing a promising alternative for improving the functioning of commercial iron anodes.

Keywords: niobium doping; sintered electrodes; iron-based anodes.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, diversas abordagens inovadoras têm sido exploradas para aprimorar o desempenho dos eletrodos em baterias secundárias. A incorporação de nanomateriais, como nanotubos de carbono e nanofios metálicos, demonstrou potencial significativo para melhorar a condutividade elétrica e aumentar a área ativa dos eletrodos. Além disso, a aplicação de revestimentos finos de materiais condutores ou isolantes tem sido utilizada para proteger os eletrodos contra degradação e corrosão. Métodos de síntese avançados têm possibilitado o desenvolvimento de materiais funcionais com organização hierárquica micro e nanoestruturada, por exemplo, a partir de métodos de impressão 3D ou deposição química.

Com mais destaque, a dopagem de materiais ativos com aditivos é uma técnica bem estabelecida para aprimorar as propriedades dos eletrodos, onde ao introduzir elementos dopantes, é possível modificar significativamente as características estruturais e eletroquímicas que influenciam na estabilidade dos ciclos de carga-descarga, na capacidade de retenção de armazenamento de carga e no prolongamento a vida útil das baterias.

2. DESENVOLVIMENTOS DE MATERIAIS PARA ELETRODOS DE FERRO

Yang *et al.* (2021) apresentaram um panorama com o avanço histórico em mais de um século na engenharia de materiais aplicados nos eletrodos de ferro para baterias Ni-Fe, mostrado como adaptação na

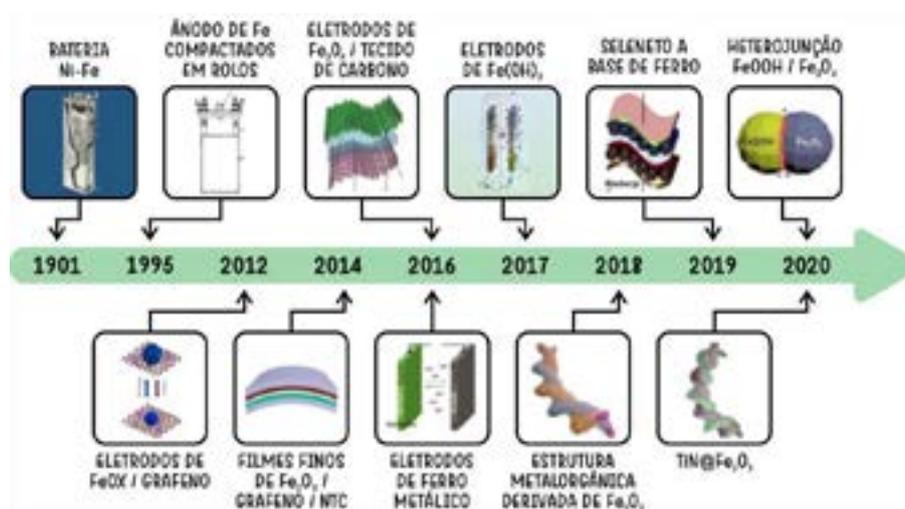


Figura 1: Linha histórica de desenvolvimento de materiais de eletrodos à base de ferro

Fonte: Adaptado de YANG, J. *et al.*, 2021.

Thomas Edison foi o pioneiro na comercialização de baterias Ni-Fe, utilizando óxido de ferro como ânodo e hidróxido de níquel como cátodo, no final do século XIX, e desde então, várias melhorias foram introduzidas. Ravikumar, Balasubramanian e Shukla (1995) desenvolveram eletrodos de ferro compactados que formaram ânodos capazes de gerar 6 V.

Avanços em materiais nanoestruturados mostraram que certas morfologias aumentam a área de superfície e reduzem o comprimento de difusão de elétrons e íons. A combinação de ferro com materiais condutores, como grafeno e nanotubos de carbono, melhora a condutividade e o desempenho dos ânodos de ferro para baterias Ni-Fe. Wang et al. (2012) propuseram o uso de nanopartículas de óxido de ferro hibridizadas com carbono grafitico, combinadas com nanotubos de carbono e Ni(OH)₂ como cátodo, para melhorar as taxas de carga-descarga.

Outros estudos exploram filmes híbridos de grafeno e nanotubos de carbono como substrato para Fe₂O₃ (Liu *et al.*, 2014), Fe₃O₄ em nanofibras de carbono (Guan *et al.*, 2016), e nanopartículas de ferro revestidas de carbono para alta capacidade energética (Wu *et al.*, 2016). Mulder *et al.* (2017) desenvolveram um sistema de eletrólise integrado que usa eletrodos de Fe(OH)₂ e Ni(OH)₂ para dividir água em hidrogênio e oxigênio durante o carregamento.

Materiais com estrutura metalorgânica (MOFs) possuem alta área de superfície e são ideais para sintetizar materiais porosos. Zhang *et al.* (2018) aproveitaram essas características para crescer compostos de Fe₂O₃ e NiZnCoP em eletrodos. Selenetos, como os de ferro-mangânês estudados por Balamurugan *et al.* (2019), demonstram propriedades eletroquímicas superiores aos óxidos metálicos.

Novas estratégias recentes incluem o eletrodo Fe₃O₄/grafite de Qin *et al.* (2020) e a estrutura núcleo-casca com TiN em Fe₂O₃ e fibras de nanotubos de carbono (Li *et al.*, 2020), ambas melhorando a eficiência eletroquímica e a mobilidade de íons.

3. DOPAGEM POR ADIÇÃO DE NIÓBIO

O nióbio é um metal refratário com ponto de fusão de 2.468 °C, identificado em 1801 por Charles Hatchett a partir da columbita. Na indústria, é obtido por meio do processamento de columbita-tantalita ou do pirocloro (BARTL *et al.*, 2018).

O uso de nióbio na dopagem dos materiais ativos das células eletroquímicas nas baterias de íons de lítio (Li-íon) tem contribuído para o aumento da condutividade elétrica, da capacidade de retenção de carga e da estabilidade estrutural dos eletrodos, resultando em um desempenho superior em ciclos repetidos de carga-descarga (GREY; HALL, 2020).

A Toshiba está a promover a utilização industrial de óxidos de nióbio-titânio (NTO) para ânodos da próxima geração na sua tecnologia de bateria de íons de super carga (SCiB). Esta inovação aumenta a capacidade do sistema, mantendo as características superiores dos tradicionais ânodos de óxido de lítio-titânio (LTO). Os eléctrodos enriquecidos com nióbio oferecem uma densidade de capacidade teórica até três vezes superior à do óxido de lítio, juntamente com uma vida útil prolongada e capacidades de carregamento rápido (EGBUE; UKO, 2020; GREY; HALL, 2020).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A análise do efeito da dopagem por nióbio em eletrodos de ferro foi realizada em estruturas porosas sinterizadas, produzidas pela técnica de conformação mecânica da metalurgia do pó, com o uso de pós metálicos dos materiais ativos e aditivos. A metodologia desenvolvida envolve três etapas principais, com o processamento da mistura de matérias-primas, a compactação dos pós metálicos e a consolidação metalúrgica das pré-formas compactadas por meio da sinterização.

4.1 Matérias-primas utilizadas na fabricação dos eletrodos

Foram utilizados como insumos o pó de ferro atomizado, comercialmente conhecido como ASC 100.29 e fornecido pela empresa sueca *Höganäs*, e o pó de nióbio, fornecido pela *Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM)*. Alguns atributos dos materiais empregados na elaboração dos compostos estão detalhados na Tabela 1.

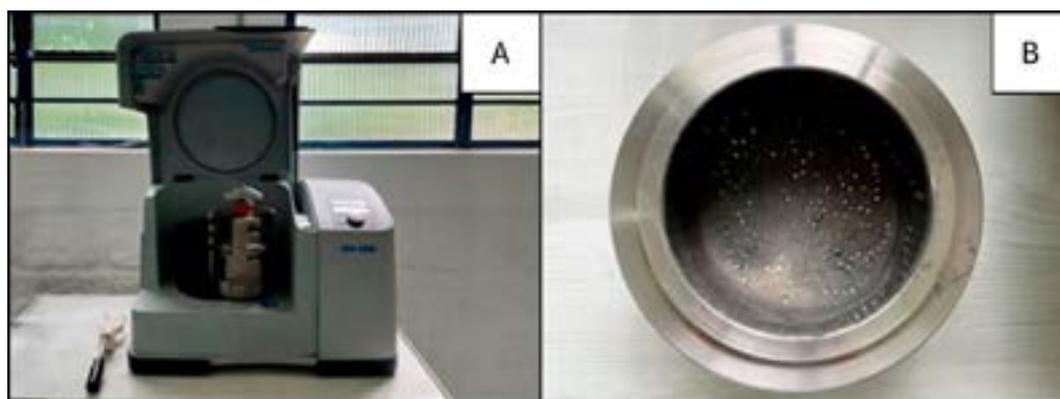
Tabela 1: Propriedades das matérias-primas informadas pelos fabricantes

Matéria-prima	Grau de pureza [%]	Densidade aparente, ρ_A [g/cm ³]
Fe	99,9	2,74
Nb	99,8	4,25
Estearato de zinco	-	1,10

Duas distintas condições foram investigadas, uma utilizando pó de ferro puro e outra contendo uma fração mássica de 5% de pó de nióbio como material aditivo ao pó de ferro, denominada de mistura Fe-5Nb. Em ambas as formulações, foi incorporado 1% em massa de estearato de zinco ($Zn(C_{18}H_{35}O_2)_2$), que atuou como agente lubrificante sólido, facilitando a dispersão das partículas e reduzindo o atrito durante o processo de compactação. Foram verificadas as densidades aparentes, conforme a norma *ASTM B703-17*, das composições de ferro puro e da mistura Fe-5Nb, que apresentaram valores de 2,84 g/cm³ e 2,90 g/cm³, respectivamente.

4.2 Preparação dos pós metálicos

Devido à morfologia angular das partículas de pó metálico de nióbio, a mistura dos pós metálicos foi realizada por meio de moagem de alta energia, utilizando um moinho planetário Retsch, modelo PM-100, conforme ilustrado na Figura 2. Essa etapa teve como objetivo principal a homogeneização das misturas de pó de ferro com estearato de zinco, além de promover a redução granulométrica das partículas de nióbio.

**Figura 2:** Moinho de bolas planetário Retsch PM-100

A) Equipamento utilizado; **B)** Jarro de moagem com pós metálicos e esferas de aço cromo.

O processo de moagem a seco foi conduzido a uma velocidade de 140 rpm por 2 horas, com 10 ciclos de moagem individuais de 10 minutos, intervalados por pausas de 2 minutos. Foi utilizada uma carga de esferas de aço cromo com 4 mm de diâmetro, preenchendo um terço do volume interno do jarro de moagem do equipamento.

4.3 Produção dos eletrodos a base de ferro

Para obter as pré-formas dos eletrodos, foram compactadas misturas de pós metálicos contendo ferro puro e ferro dopado com nióbio, juntamente com estearato de zinco, em uma geometria circular. Esse processo foi realizado utilizando uma prensa hidráulica de ação simples, aplicando uma pressão uniaxial de 100 MPa.

De acordo com as curvas de compressibilidade obtidas previamente para o pó de ferro ASC 100.29 e para a mistura de pós Fe-5Nb, apresentadas na Figura 3, essa faixa de pressão resulta em compactados com densidades verdes de aproximadamente 4,29 g/cm³ para os sinterizados de ferro puro e de 4,60 g/cm³ para os sinterizados de ferro com adição de nióbio. Esses valores correspondem a cerca de 55% da densidade absoluta teórica do ferro, que é de 7,87 g/cm³, e a 58% da densidade absoluta teórica da mistura, que é de 7,91 g/cm³.

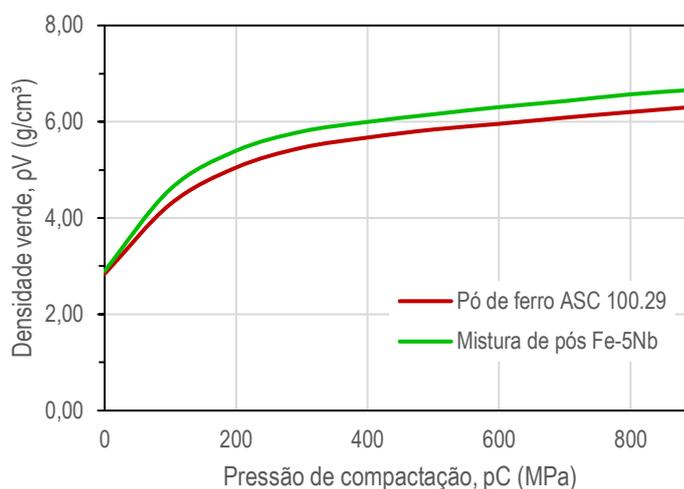


Figura 3: Curva de compressibilidade dos pós de ferro ASC 100.29 e Fe-5Nb

O ferramental utilizado para a compactação das amostras dos eletrodos sinterizados, conforme mostrado na Figura 4, é constituído por uma matriz de compactação com uma cavidade circular de 13 mm de diâmetro interno e 75 mm de altura, fabricadas em aço ferramenta austenítico *AISI D6*.



Figura 4: Componentes da matriz para compactação das amostras

Para determinar a força de compactação, F_C (kN), foi relacionada a pressão de compactação, p_C (MPa) com a área da seção transversal do ferramental, A_F (cm²), conforme descrito na Equação 1.

$$F_C = \frac{(P_C \cdot A_F)}{10} \quad \text{Equação 1}$$

Onde:

F_C é a força de compactação, em kN;

p_C é a pressão de compactação, em MPa;

A_F é a área da seção transversal da peça, em cm².

Dado que a área da seção transversal do ferramental é de 1,33 cm², para alcançar uma pressão de compactação de 100 MPa, a força de compactação necessária é de 13,3 kN, o que corresponde a uma carga de 1,36 tf. A relação de compressão dos pós, r , é um fator adimensional descrito na Equação 2, utilizado para determinar, em cada condição experimental, a quantidade mássica de pó metálico necessária para a produção de compactados com densidades verdes e alturas predeterminadas.

$$r = \frac{\rho_V}{\rho_A} \quad \text{Equação 2}$$

Onde:

r é a relação de compressão do pó, adimensional;

ρ_V é a densidade verde, em g/cm³;

ρ_A é a densidade aparente do pó solto, em g/cm³.

As massas de pó de ferro e da mistura Fe-5Nb, m_P (g), utilizadas na obtenção dos compactados com altura de 0,3 cm foram definidos pela relação de compressão dos pós metálicos, com os valores correlatos a altura de enchimento da cavidade da matriz, h_E (cm), conforme indicado na Equação 3.

$$h_E = r \cdot h_V \quad \text{Equação 3}$$

Onde:

h_E é a altura de enchimento da cavidade da matriz, em cm;

r é a relação de compressão do pó;

h_V é a altura do compactado verde, em cm.

O volume de pó para a compactação de cada amostra é determinado a partir da altura de enchimento da cavidade necessária e da área da seção transversal do ferramental. Este volume se correlaciona com a densidade aparente dos pós para o cálculo da massa de matéria-prima necessária em cada condição, conforme expressa a Equação 4 e os dados apresentados na Tabela 2.

$$m_P = h_E \cdot A_F \cdot \rho_A \quad \text{Equação 4}$$

Onde:

m_P é a massa de pó, em g;

h_E é a altura de enchimento da cavidade da matriz, em cm;

A_F é a área da seção transversal da peça, em cm^2 ;

ρ_A é a densidade aparente do pó solto, em g/cm^3 .

Tabela 2: Massas de pó para compactação das amostras dos eletrodos

Matéria-prima	Relação de compressão do pó, r	Altura de enchimento da cavidade da matriz, h_E [cm]	Volume de pó, V_P [cm^3]	Massa de pó, m_P [g]
Fe	1,51:1	0,45	0,60	1,50
Fe-5Nb	1,59:1	0,48	0,64	1,86

Após a obtenção dos compactados verdes das amostras, o processo de sinterização foi realizado em um forno resistivo horizontal tipo mufla, com atmosfera inerte controlada de argônio puro fornecida a uma vazão aproximada de 2 L/min, conforme processo mostrado na Figura 5.

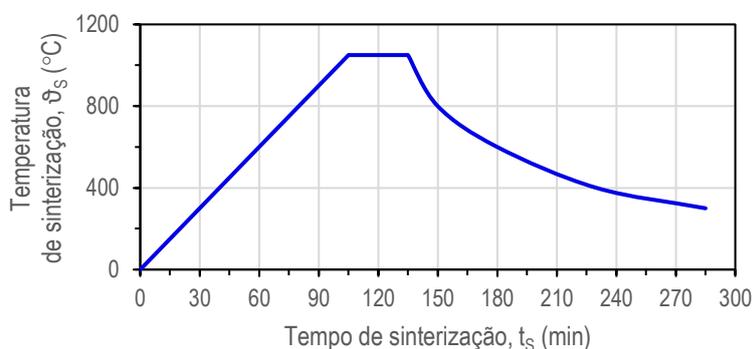


Figura 5: Ciclo de sinterização dos eletrodos de ferro e Fe-5Nb

A sinterização começou a partir da temperatura ambiente, com um aquecimento gradual a uma taxa de $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ até alcançar a temperatura específica de $1050\text{ }^\circ\text{C}$, que foi mantida constante por 30 minutos. Em seguida, o resfriamento controlado foi realizado dentro do forno, mantendo a atmosfera gasosa até atingir a temperatura de $500\text{ }^\circ\text{C}$, a partir da qual o resfriamento ocorreu naturalmente até a temperatura ambiente.

4.4 Densidade absoluta e porosimetria

De acordo com as normas *MPIF Standard 42* e *ASTM B962-17*, que definem a metodologia própria para a avaliação da densidade de produtos de metalurgia do pó, a densidade absoluta das amostras sinterizadas foi determinada utilizando o método de Arquimedes, conforme descrito pela Equação 5.

$$\rho_S = \left(\frac{m_S}{m_S - m_I} \right) \cdot \rho_L \quad \text{Equação 5}$$

Onde:

ρ_S é a densidade absoluta do sinterizado, em g/cm³;

m_S é a massa seca do sinterizado, em g;

m_I é a massa imersa do sinterizado, em g;

ρ_L é a densidade do líquido em que o sinterizado é imerso, em g/cm³.

Esse método se baseia na relação entre a massa e o volume de fluido deslocado pelo corpo quando imerso em um líquido de densidade conhecida. As medições em cinco amostras distintas foram realizadas por meio da imersão completa das amostras sinterizadas em água destilada, que possui uma densidade de 1 g/cm³ a uma temperatura de 20 °C. Os valores indicativos de porosidade aparente podem ser calculados com base nas densidades teóricas das matérias-primas, conforme especificado na Equação 6.

$$\phi_S = \left(1 - \frac{\rho_S}{\rho_T} \right) \cdot 100 \quad \text{Equação 6}$$

Onde:

ϕ_S é porosidade absoluta do sinterizado, em %;

ρ_S é a densidade absoluta do sinterizado, em g/cm³;

ρ_T é a densidade teórica do material, em g/cm³.

Estes termos quantitativos correspondentes ao percentual de poros presentes em um material sólido que são acessíveis por penetração espontânea por capilaridade, assim formada pelos canais de poros abertos à superfície.

4.5 Análise de imagens por microscopia óptica

As amostras sinterizadas dos eletrodos foram embutidas em baquelite para a preparação das micrografias, com imagens de suas superfícies capturadas por um microscópio metalúrgico invertido utilizando o *software AnalySIS*. Em seguida, as micrografias foram processadas no *software ImageJ*, onde foram ajustadas para evidenciar as regiões da rede de poros, e quantificadas em termos percentuais.

4.6 Microdureza

A dureza dos sinterizados, que é um indicador da resistência mecânica, deve levar em conta a distribuição de poros, o que torna os métodos de medição convencionais inadequados. A norma *ASTM E384-17*, que define o ensaio de microdureza por microindentações, e a *MPIF Standard 51*, específica para metalurgia do pó, recomendam a avaliação da microdureza Vickers (μHV). Essa abordagem é essencial devido à influência da porosidade, que pode distorcer os resultados de dureza com métodos tradicionais, fornecendo uma análise mais precisa tanto na superfície quanto na seção transversal das amostras sinterizadas.

4.7 Análise por difratometria de raios-X

As fases presentes na estrutura superficial das amostras sinterizadas foram identificadas por

difratometria de raios-X (DRX), utilizando um difratômetro equipado com radiação de $\text{CuK}\alpha$ e comprimento de onda de 1,5418 Å. Esta análise permite detectar variações na superfície e na composição química dos eletrodos após a operação das células. Os parâmetros técnicos adotados incluíram uma tensão elétrica de 40 kV, uma varredura no intervalo de 20° a 80° no ângulo 2θ , com um passo de 0,05° e um tempo de aquisição de 1 segundo. O processamento dos difratogramas foi realizado no *software X'Pert HighScore Plus*, utilizando dados do *Crystallography Open Database* (COD) para correlacionar os picos identificados.

4.8 Ensaios de leitura do potencial de circuito aberto e de voltametria cíclica

Os métodos de caracterização eletroquímica propostos foram aplicados às análises individuais dos eletrodos de ferro e da composição Fe-5Nb, para avaliar a influência da adição de pó de nióbio sobre o desempenho operacional do material ativo.

Os dados das análises foram obtidos utilizando um potenciostato da marca *Metrohm®*, modelo *AutoLab PGSTAT-302N*, com medições realizadas por meio do *software Nova*, versão 2.1.4, a uma temperatura média de 25 °C. Os potenciais de circuito aberto (OCP) dos eletrodos foram determinados em condições de imersão em uma solução eletrolítica de KOH a 6M, equivalente a 30%, dissolvido em água destilada, utilizando um eletrodo de referência de óxido de mercúrio (vs. Hg/HgO). Nas mesmas condições, foi realizada a voltametria cíclica, com o processo de varredura iniciando em uma corrente elétrica de 0 A e atingindo até 0,01 A, com uma velocidade de varredura de 20 mV/s e aquisição de dados a cada 3 segundos.

5. RESULTADOS

A análise comparativa entre eletrodos sinterizados de ferro puro e dopados com nióbio, produzidos a partir da mistura Fe-5Nb, visa investigar as variáveis de solidificação, as interações metalúrgicas do nióbio com a matriz metálica, a consolidação da estrutura de poros e o impacto desses fatores nos parâmetros estruturais, morfológicos e, sobretudo, nos indicadores de desempenho eletroquímico de interesse à utilização em baterias a base de ferro.

5.1 Densidade absoluta e porosimetria

Os valores de densidade absoluta das amostras sinterizadas dos eletrodos de ferro puro e de ferro dopado com nióbio, bem como a interpretação desses valores em termos percentuais de porosidade residual, são apresentados na Figura 6, em A e B, respectivamente.

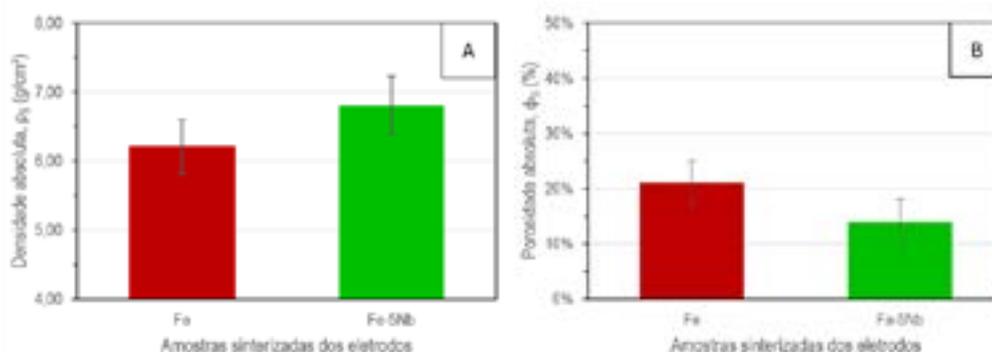


Figura 6: Densidades e porosidades absolutas das amostras dos eletrodos

A) Densidade absoluta; **B)** Porosidade absoluta.

As verificações realizadas em cinco amostras sinterizadas a partir de pó de ferro puro revelaram uma densidade absoluta média de 6,23 g/cm³, enquanto as amostras de Fe-5Nb apresentaram uma densidade média de 6,79 g/cm³. Essa diferença, em comparação aos valores de densidade verde observados para a pressão de 100 MPa na curva de compressibilidade e utilizados na parametrização do processo, é atribuída à contração volumétrica ocorrida durante a fase de sinterização.

Considerando as densidades teóricas para a condição hipotética de materiais completamente densos e livres de vacâncias internas, as médias de porosidade absoluta obtidas foram de 20,9% para as amostras de ferro puro e 14,1% para as amostras da composição Fe-5Nb.

5.2 Análise de imagens por microscopia óptica

As imagens obtidas por microscopia óptica foram processadas em preto e branco a 8 *bits*, onde as regiões escuras correspondem aos poros presentes nas amostras, enquanto as áreas claras representam a matriz metálica. A Figura 7 apresenta as micrografias ópticas dos eletrodos sinterizados, em A para a imagem do eletrodo de Fe, e em B para a imagem do eletrodo de Fe-5Nb.

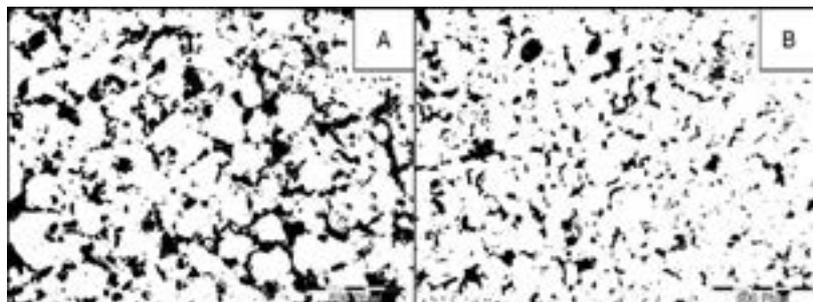


Figura 7: Micrografias ópticas dos eletrodos tratadas no *software ImageJ*

A) Imagem do eletrodo de Fe; **B)** Imagem do eletrodo de Fe-5Nb.

Os percentuais de poros registrados nas amostras foram de 23,1% para o ferro puro e 13,6% para o ferro dopado com nióbio. No primeiro caso, observam-se regiões com poros interconectados de maior tamanho e, em contraste, no segundo caso os poros são menores e mais dispersos.

A adição de nióbio influencia o processo de sinterização por várias razões metalúrgicas, incluindo seu alto ponto de fusão e suas interações específicas com a matriz de ferro, que ajudam a controlar a difusão e o fechamento dos poros durante a sinterização.

5.3 Microdureza

Os resultados das medições de microdureza Vickers das amostras dos eletrodos, apresentados na Figura 8, permitem uma comparação entre os materiais sinterizados de ferro puro e aqueles dopados, com o objetivo de avaliar a conseqüente influência da adição de nióbio na resistência à deformação plástica sob carga. As medições foram realizadas em três regiões distintas, que variaram desde o ponto central, denominado raio interno, até o ponto mais próximo à superfície, denominado raio externo.

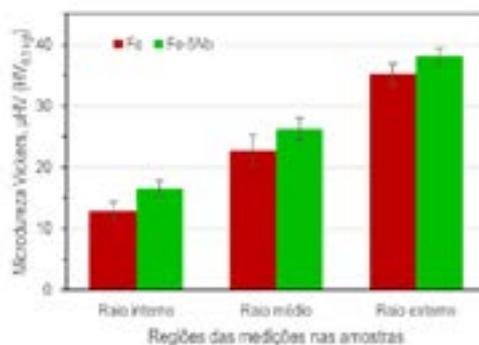


Figura 8: Microdureza das amostras dos eletrodos

É possível observar um aumento na dureza em todas as condições das amostras sinterizadas dos eletrodos de ferro dopados com nióbio, em comparação com os de ferro puro, com variações na faixa de 3 a 4 HV_{0,5kgf}. Nota-se também um gradiente de dureza, que aumenta dos valores na região central, de 12,8 HV_{0,5kgf} nos eletrodos amostrais de ferro e 16,5 HV_{0,5kgf} nos eletrodos amostrais de Fe-5Nb, para

valores significativamente maiores na superfície, alcançando 35,2 HV_{0,5kgf} e 38,1 HV_{0,5kgf}, respectivamente.

Essa condição está relacionada à densificação não homogênea resultante do método de compactação utilizado, onde as áreas próximas à superfície de contato entre o compactado e o ferramental são mais afetadas pelo atrito. Além disso, o comparativo entre os resultados verificados nos dois materiais leva em consideração a presença dispersa de particulados de nióbio, que possuem maior dureza e atuam como reforço, bem como a contração e pela morfologia dos poros menores.

5.4 Análise por difratometria de raios-X

A análise dos espectros de difração de raios-X, juntamente com os dados das distâncias interplanares, permite a identificação de picos característicos individuais de cada elemento presente na composição das amostras. Os resultados espectrais obtidos são apresentados na Figura 7, em A para os espectros das amostras sinterizadas de ferro, e em B para os espectros das amostras sinterizadas da composição Fe-5Nb.

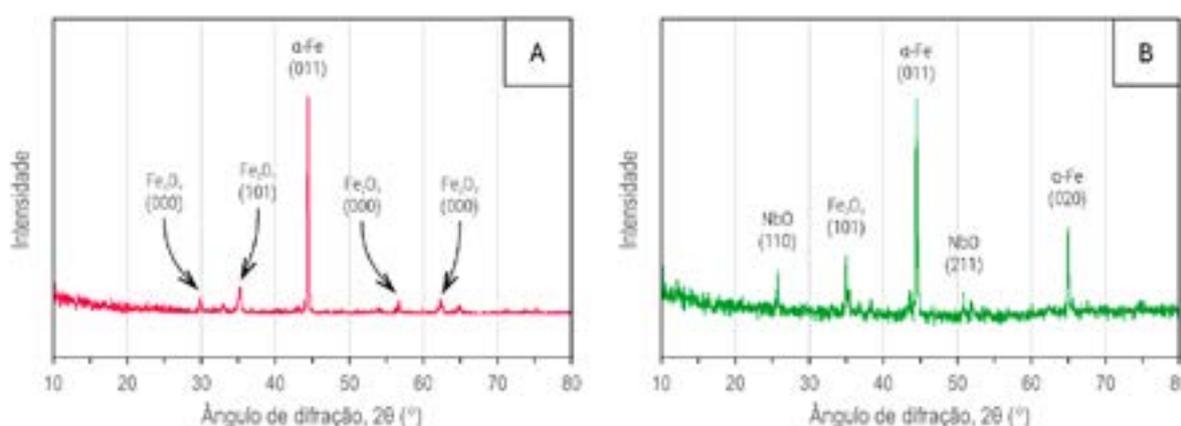


Figura 9: Espectros de difração de raios-X (DRX) das amostras dos eletrodos

A) Amostras do eletrodo de Fe; **B)** Amostras do eletrodo de Fe-5Nb.

O pico principal no espectro das amostras do eletrodo de ferro foi identificado a 44,4°, correspondente à fase ferrítica (α -Fe). Picos secundários com intensidade abaixo de 10% indicam a presença de Fe_3O_4 nos ângulos de 29,9°, 35,4°, 43,1°, 56,9° e 62,5°. Essa formação é atribuída à oxidação negra ocorrida pós-sinterização e exposição à atmosfera, com possíveis efeitos térmicos em temperaturas de 400 a 500°C, conforme relatado por Bai *et al.* (2019) e Gonçalves *et al.* (2020).

No espectro do Fe-5Nb, o pico principal foi observado a 44,3°, correspondente à fase ferrítica (α -Fe), com ângulos próximos aos identificados no sinterizado de ferro puro. Picos secundários com intensidade relativa de 20% foram detectados a 65,0°, indicando a presença da fase ferrítica, e a 35,4°, correspondendo ao Fe_3O_4 . Adicionalmente, um pico a 25,7° foi associado à formação de óxido de nióbio, que, conforme discutido por Lopes *et al.* (2015), é um composto significativo para aplicações de armazenamento eletroquímico de energia.

5.5 Ensaios de leitura do potencial de circuito aberto e de voltametria cíclica

Amostras dos eletrodos de ferro e de Fe-5Nb foram mantidas em solução eletrolítica de KOH para a leitura do OCP em intervalos regulares de tempo. Esse procedimento foi realizado para avaliar a estabilidade de desempenho dos eletrodos, observando a variação e o decaimento do potencial apresentado ao longo do tempo, conforme ilustrado na Figura 10.

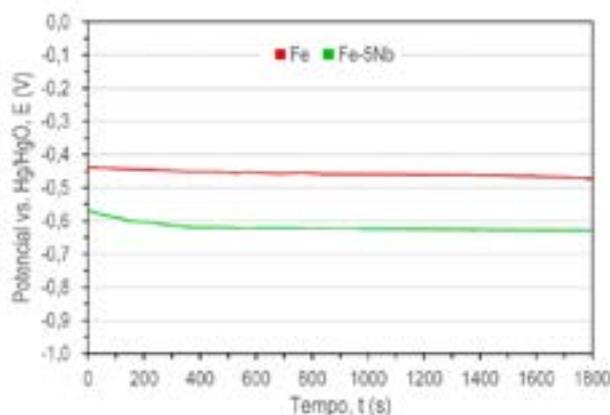


Figura 10: Leitura do potencial de circuito aberto (OCP) das amostras dos eletrodos.

Na leitura do OCP realizada durante a descarga da célula eletroquímica, após uma análise de 3 horas, foi observada uma pequena variação inicial no potencial dos eletrodos devido à ativação para as amostras sinterizadas da composição Fe-5Nb. Em contrapartida, para os eletrodos de ferro puro, o potencial elétrico se manteve estável desde os primeiros minutos do ensaio. A estabilização dos potenciais em patamares específicos foi observada ao longo do ensaio, sendo em torno de -0,45 V para os eletrodos de ferro e de -0,62 V para as amostras sinterizadas de Fe-5Nb, indicando o efeito da dopagem com nióbio.

Essa faixa de potencial sugere uma viabilidade para aplicações dos materiais em células eletroquímicas e, embora os dados atuais sejam promissores, investigações adicionais são necessárias para validar outras propriedades de interesse, como a manutenção deste potencial e a retenção da capacidade de armazenamento durante os ciclos de carga-descarga.

Os resultados obtidos nos ensaios de voltametria cíclica foram expressos nas curvas apresentadas na Figura 11, sendo a curva A referente aos espectros das amostras sinterizadas de ferro e a curva B referente aos espectros das amostras sinterizadas da composição Fe-5Nb.

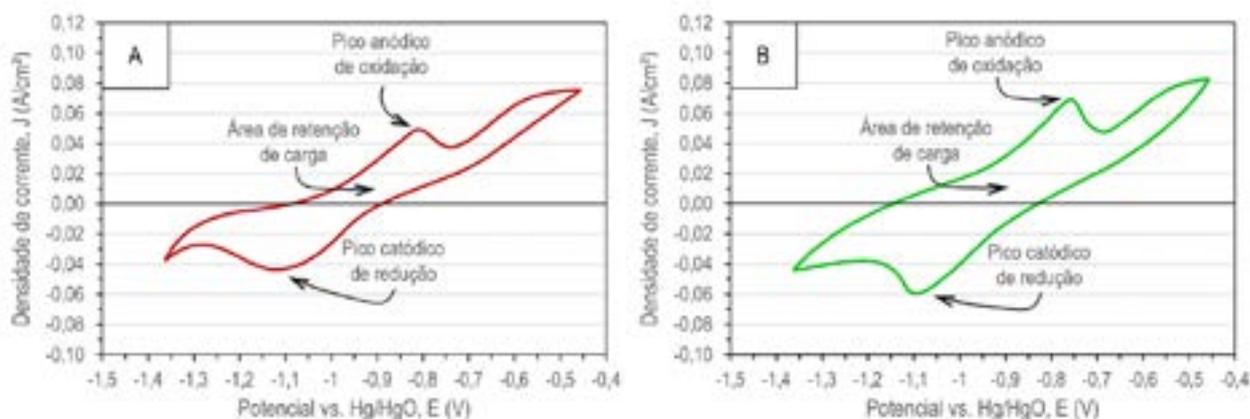


Figura 11: Voltamogramas cíclicos das amostras dos eletrodos

A) Amostras do eletrodo de Fe; **B)** Amostras do eletrodo de Fe-5Nb.

Em ambas as condições, observa-se a reversibilidade da reação eletroquímica, inicialmente no sentido anódico e, posteriormente, no sentido catódico. A reversibilidade apresentada indica uma tendência similar dos picos de redução, com densidades de corrente entre -0,04 e -0,06 A/cm² em potenciais próximos de -1,1 V. Para os picos de oxidação, foi observado o mesmo comportamento, com densidades de corrente de 0,05 A/cm² para as amostras de ferro e de 0,07 A/cm² para as amostras da composição Fe-5Nb, em potenciais de aproximadamente -0,8 V e -0,75 V, respectivamente.

A área do voltamograma, compreendida entre as curvas das leituras anódica e catódica, indica a capacidade de retenção de carga. Em ambas as verificações, essa área foi definida entre os potenciais de -1,35 e -0,55 V. Estabelecer esse comparativo inicial entre as amostras é válido como uma estimativa de comportamento, pois elas possuem características dimensionais semelhantes e foram submetidas às mesmas condições de ensaio, minimizando a influência da quantidade de material ativo disponível.

6. CONCLUSÃO

A adição de 5% de nióbio ao pó de ferro mostrou um impacto significativo na estrutura e desempenho eletroquímico dos eletrodos. A dopagem resultou em uma redução na porosidade e um aumento na densidade e na microdureza dos eletrodos sinterizados, o que sugere uma melhoria na resistência mecânica e na estabilidade estrutural.

Adicionalmente, a presença de nióbio contribuiu para uma maior retenção da capacidade de armazenamento e um aumento no potencial elétrico, conforme verificado nos ensaios de ciclagem galvanostática e voltametria cíclica. No entanto, foi observada uma interação eletroquímica entre o ferro e o nióbio que pode afetar a eficiência a longo prazo das baterias, especialmente durante ciclos repetidos de carga-descarga.

Os resultados indicam que a dopagem com nióbio é uma abordagem promissora para o desenvolvimento de ânodos de ferro com melhor desempenho em baterias secundárias. No entanto, estudos adicionais são necessários para otimizar a formulação dos materiais e mitigar os efeitos de autoconsumo observados, visando a aplicação prática em baterias comerciais.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) ao fomento científico e às pesquisas desenvolvidas no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), a equipe de pesquisadores, técnicos e empresas parceiras do Centro Brasileiro de Inovação em Conformação Mecânica (CBCM).

7. REFERÊNCIAS

- [1] YANG, J. et al. High-capacity iron-based anodes for aqueous secondary nickel-iron batteries: recent progress and prospects. *ChemElectroChem*, Weinheim, v. 8, n. 2, p. 274–290, 2021.
- [2] RAVIKUMAR, M. K.; BALASUBRAMANIAN, T. S.; SHUKLA, A. K. A nickel-iron battery with roll-compacted iron electrodes. *Journal of Power Sources*, Amsterdã, v. 56, n. 2, p. 209–212, 1995.
- [3] WANG, H. et al. An ultrafast nickel-iron battery from strongly coupled inorganic nanoparticle/nanocarbon hybrid materials. *Nature Communications*, Berlim, v. 3, n. 917, p. 1–8, 2012.
- [4] LIU, J. et al. A flexible alkaline rechargeable Ni-Fe battery based on graphene foam-carbon nanotubes hybrid film. *Nano Letters*, Washington, D.C., v. 14, n. 12, p. 7180–7187, 2014.
- [5] GUAN, C. et al. High-performance flexible solid-state Ni/Fe battery consisting of metal oxides coated carbon cloth/carbon nanofiber electrodes. *Advanced Energy Materials*, Weinheim, v. 6, n. 20, p. 1–9, 2016.
- [6] WU, X. et al. Robust iron nanoparticles with graphitic shells for high-performance Ni-Fe battery. *Nano Energy*, Amsterdã, v. 30, p. 217–224, 2016.
- [7] MULDER, F. M. et al. Efficient electricity storage with a battolyser, an integrated Ni-Fe battery and electrolyser. *Energy and Environmental Science*, Milton, v. 10, n. 3, p. 756–764, 2017.

- [8] ZHANG, Q. et al. All-metal-organic framework-derived battery materials on carbon nanotube fibers for wearable energy-storage device. *Advanced Science*, Hoboken, v. 5, n. 12, p. 1801462, 2018.
- [9] BALAMURUGAN, J. et al. All ternary metal selenide nanostructures for high energy flexible charge storage devices. *Nano Energy*, Amsterdã, v. 65, n. 103999, p. 1–50, 2019.
- [10] QIN, Z. et al. Heterojunction induced activation of iron oxide anode for high-power aqueous batteries. *Chemical Engineering Journal*, Lausana, v. 400, n. 125874, p. 1–8, 2020.
- [11] LI, Q. et al. Interface engineered and surface modulated electrode materials for ultrahigh-energy-density wearable NiCo/Fe batteries. *Energy Storage Materials*, Amsterdã, v. 27, p. 316–326, 2020.
- [12] BARTL, A. et al. Supply and substitution options for selected critical raw materials: cobalt, niobium, tungsten, yttrium and rare earths elements. *Detritus*, Padova, v. 3, p. 37–42, 2018.
- [13] GREY, C. P.; HALL, D. S. Prospects for lithium-ion batteries and beyond: a 2030 vision. *Nature Communications*, Berlim, v. 11, n. 1, p. 6279, 2020.
- [14] EGBUE, O.; UKO, C. Multi-agent approach to modeling and simulation of microgrid operation with vehicle-to-grid system. *The Electricity Journal*, Amsterdã, v. 33, n. 3, p. 106714, 2020.
- [15] ASTM INTERNATIONAL. ASTM B703-21: standard test method for apparent density of metal powders and related compounds using the Arnold meter. West Conshohocken: ASTM International, 2021. 4 p.
- [16] METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION. MPIF Standard 42: method for determination of density of compacted or sintered powder metallurgy (PM) products materials. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2022. 4 p.
- [17] ASTM INTERNATIONAL. ASTM B962-17: standard test methods for density of compacted or sintered powder metallurgy (PM) products using Archimedes' principle. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 7 p.
- [18] ASTM INTERNATIONAL. ASTM E384-17: standard test method for microindentation hardness of materials. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 40 p.
- [19] METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION. MPIF Standard 51: method for determination of microindentation hardness of powder metallurgy materials. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2022. 4 p.
- [20] BAI, Y. et al. Preparation of graphene-carbonyl iron powder@tri-iron tetroxide composite and its better microwave absorption properties. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, v. 30, p. 5454–5463, 2019.
- [21] GONÇALVES, A. H. A. et al. Synthesis of a magnetic Fe₃O₄/RGO composite for the rapid photo-fenton discoloration of indigo carmine dye. *Topics in Catalysis*, v. 63, p. 1017–1029, 2020.
- [22] LOPES, O. et al. Óxidos de nióbio: uma visão sobre a síntese do Nb₂O₅ e sua aplicação em fotocatalise heterogênea. *Química Nova*, São Paulo, v. 38, p. 106-117, 2015.



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de

Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDRG

25th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming

Conference / 10th BrDDRG Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

2th International Conference on Innovation and Manufacturing – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Plaza São Rafael

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

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

Lucio Albino Amaro da Silva, lucio.albino@ufrgs.br¹

Lírio Schaeffer, 00002781@ufrgs.br¹

¹Universidade 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 fora da rede (off grid) controladores de carga gerenciam como é realizada a carga e a descarga das baterias do sistema e, em geral, são utilizados parâmetros pré-fixados para as cargas de flutuação e equalização. Essa abordagem técnica não permite a estimativa precisa da entrada de energia e produção de energia durante os processos de carga e descarga. Considerando-se que a equalização da carga é uma parte importante no final do processo de carga para células de bateria conectadas em série, este trabalho analisa o comportamento e o desempenho da bateria de chumbo-ácido ao utilizar um parâmetro máximo de tensão de equalização com uma baixa intensidade de corrente. Uma equalização precisa é necessária para um processo bem-sucedido, resultando em significativo aumento na vida útil das baterias pois permite a ocorrência do processo de desulfatação da bateria. Os resultados obtidos são consistentes com a hipótese de que um processo de equalização ativo adequadamente realizado pode aumentar a vida útil em quantidade de ciclos da bateria. A verificação do retorno da bateria a sua capacidade inicial foi realizada pelo processo de descarga controlada e registrada em gráfico. Constatou-se que na bateria analisada, neste estudo, com 5 anos de uso, cuja avaliação inicial indicava um estado de saúde (SOH) de 76%, o processo proposto permitiu o retorno a um SOH de 96%. O processo requer uma corrente baixa e um retorno para a tensão de flutuação após atingido os parâmetros de carga discutidos ao longo do trabalho.

Palavras-chave: Bateria estacionária de chumbo-ácido, equalização da bateria, carga de equalização, balanceamento da carga, gerenciamento da bateria.

1. INTRODUÇÃO

Por muitos anos houve centralização da matriz energética em fontes não renováveis e poluidoras até por serem as únicas conhecidas e dominadas. Contudo, com o crescente avanço tecnológico da humanidade tem se buscado um desenvolvimento mais sustentável ambientalmente o que tem impulsionado o crescimento, de forma constante, das fontes de energia renováveis nos últimos anos. Um dos principais desafios que o mundo enfrenta durante a transição para fontes de energia renováveis é o armazenamento sustentável de energia. Atualmente, as células eletroquímicas são a tecnologia preferida para armazenamento de energia residencial e de utilidade. A questão mais emergente em relação ao armazenamento de energia eletroquímica é sua vida útil em combinação com reciclabilidade e custo. Todos estes têm grande impacto na pegada de carbono da bateria [1]. Uma das formas de energia renovável que mais tem crescido nas últimas duas décadas são os sistemas

fotovoltaicos. Suas aplicações residenciais têm crescido significativamente, em especial nos Estados Unidos da América e na Ásia, e as estimativas são de um crescimento ainda maior para os próximos anos [2]. Contudo, essa expansão ocorre mais acentuadamente para sistemas conectados à rede (*on grid*), onde muitas vezes não são utilizadas baterias de armazenamento [3]. Nos sistemas desconectados da rede (*off grid*), que não têm ou têm acesso precário à rede elétrica, apesar de existir uma demanda enorme a ser atendida, o custo elevado das baterias, em muitos casos, ainda é um limitante para o aumento das instalações. Esse custo fica ainda mais inacessível ao se considerar que após o final de vida das baterias, período estimado em aproximadamente 5 anos, se faz necessária sua substituição [4].

Os sistemas fora da rede exigem maior capacidade para cobrir a demanda de energia durante o momento em que a produção fotovoltaica não é suficiente. Devido ao alto preço das células de lítio, as baterias de chumbo-ácido (*Lead Acid Batteries - LAB*) são amplamente usadas nesses sistemas. Elas apresentam custo competitivo, são mais baratas e seguras do que os sistemas de íons de lítio, fáceis de usar e relativamente duráveis, possuem facilidade de fabricação e boa confiabilidade, são facilmente recicladas e possuem taxas de carga/descarga relativamente boas, juntamente com uma boa eficiência, características que contribuíram fortemente para sua popularização, sendo um dos tipos de baterias mais utilizados dentre as diversas opções no mercado [5–6]. As previsões mostram que as baterias de chumbo-ácido não desaparecerão tão cedo e que o seu uso tende a crescer em até 2,5% em 2025 [7].

O carregamento e descarregamento de baterias ocorre usando controladores de carga. Esses equipamentos monitoram o carregamento e descarregamento da bateria, garantindo que os limites definidos não sejam excedidos e que parâmetros como a carga de flutuação e a carga de equalização sejam aplicados conforme programação pré-estabelecida. Em geral, o carregamento das baterias é realizado em taxas de corrente variáveis, e com parâmetros fixos para a tensão de equalização e para o tempo da sua aplicação [8].

Frequentemente, uma bateria multicelular terá uma ou mais células com uma voltagem significativamente menor do que outras células na bateria. Quando a bateria é descarregada, as células com menor voltagem podem ficar sobrecarregadas podendo ocorrer uma sobre descarga, a qual pode causar danos suficientes a uma célula para que ela precise ser substituída, ou na sua impossibilidade, resulte na necessidade de descarte dessa bateria. Quando existe uma diferença entre os potenciais das células na mesma bateria, uma carga equalizadora é aplicada para trazê-las até um potencial igual ao das outras células. Os critérios para aplicar uma carga equalizadora podem ser encontrados em ANSI/IEEE 450 [9]. Fabricantes de baterias estacionárias inundadas indicam um determinado valor de tensão de equalização aplicável, sendo que em muitos casos esses valores diferem entre si. Pode-se encontrar, por exemplo, 16,2 V [10], de 15,6 a 15,9 V [11], de 14,4 a 15,5 V [12], de 15,2 a 15,8 V [13], de 15 a 16 V [14]. Já a parametrização pré-ajustada dos controladores de carga para as LAB inundadas pode ser 14,4 V [15], 14,6 V [16], 14,8 V [17-18]. Este é um parâmetro de suma importância para a vida útil da bateria, podendo tanto, aumentar como diminuir essa vida útil [19-20].

Com o objetivo de se aumentar na vida útil das baterias estacionárias de chumbo ácido inundadas, buscamos neste trabalho analisar os efeitos de se utilizar uma tensão de equalização até seu máximo teórico limitado pela resposta da bateria, a qual é indicada pela estabilização no valor da voltagem. Essa tensão de equalização é aplicada com baixa intensidade de corrente, de forma a garantir um processo de desulfatação completo nas baterias, sem dano por sobrecarga, o que se espera resulte em elevação considerável na sua vida útil.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Reações de carga e descarga

No processo de descarga, numa bateria chumbo-ácido, ambos os eletrodos são convertidos em sulfato de chumbo e esse processo é revertido na carga [21-23].

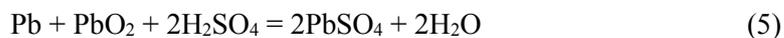
No eletrodo positivo ou cátodo, o dióxido de chumbo reage com o ácido sulfúrico para formar sulfato de chumbo e água:



No eletrodo negativo ou ânodo, o chumbo reage com o íon sulfato para formar sulfato de chumbo:



A reação global é expressa por:

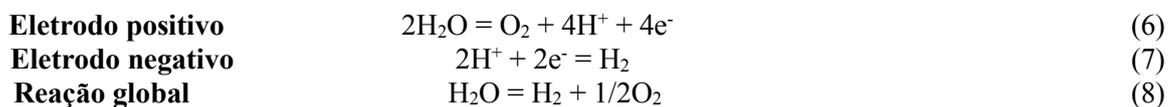


A formação de sulfato de chumbo nos dois eletrodos, conforme indicado pelas reações 2 e 4, foi denominada de “reação do duplo sulfato” por [24, 25]. Os agentes oxidantes e redutores são ambos sólidos,

assim não existe a necessidade de uma ponte salina para separar os agentes. Sem uma ponte salina a resistência interna da célula é muito baixa, produzindo assim altas correntes necessárias para serem usadas como fonte de energia [26].

Esses processos ocorrem por um mecanismo de dissolução/precipitação no qual o íon Pb^{2+} se dissolve e reprecipita na superfície do eletrodo. Desde que o íon Pb^{2+} é apenas ligeiramente solúvel em ácido sulfúrico, o produto mantém a estrutura porosa da placa relativamente bem durante a carga e descarga [23].

Quando a bateria é recarregada, ocorre o processo inverso e juntamente com a reação de eletrólise da água, acaba por intensificar no final da carga, gerando oxigênio gasoso na superfície da placa positiva e hidrogênio gasoso na superfície da placa negativa, tal como indicam as Equações (6), (7) e (8) [22, 26].



2.2. Eletroquímica das reações

A eletricidade numa célula eletroquímica é gerada devido à diferença de potencial elétrico entre dois eletrodos que por sua vez é gerada como um resultado das diferenças entre potenciais individuais de dois eletrodos em relação ao eletrólito ao qual estão imersos. O potencial elétrico varia também com a temperatura, concentração e pressão. Em eletroquímica, o potencial padrão de eletrodo, E^0 corresponde à medida do potencial individual de um eletrodo em equilíbrio, no qual as espécies eletroativas estão a uma concentração de 1 mol/L a temperatura de 25°C ou 298 K [26].

Numa célula eletroquímica, a reação global da célula é igual à soma das reações parciais de redução e oxidação (meia-reação ou semirreação) que ocorrem no catodo e no ânodo da célula e que podem ser dados pela Equação (9).

$$E^0_{cell} = E^0_{(catodo)} - E^0_{(ânodo)} \quad (9)$$

Onde:

E^0_{cell} é o potencial padrão da célula; $E^0_{(catodo)}$ é o potencial padrão do catodo, e $E^0_{(ânodo)}$ é o potencial padrão do ânodo.

Sendo $E^0_{(catodo)} = 1,685$ V (equação 1) e $E^0_{(ânodo)} = -0,356$ V (equação 4), aplicando esses valores na equação (9) temos que o valor da diferença de potencial é igual a 2,046 V, ou aproximadamente 2,1 V por célula disponíveis na descarga da bateria, resultando em aproximadamente 12 V numa bateria com 6 células [22, 27].

No processo inverso de carga da bateria, devido a formação de sulfato nos dois eletrodos se faz necessária uma energia adicional para a regeneração do Pb e do PbO_2 a partir do sulfato de chumbo ali depositado.

Logo, $E^0 = 1,685$ V (reversão no catodo) e $E^0 = (-0,356$ V $-0,356$ V) = $-0,712$ V, aplicando esses valores na equação (9) temos que a energia necessária, por célula, para carga da bateria é igual a 2,397 V, ou aproximadamente 2,4 V por célula, resultando em aproximadamente 14,4 V numa bateria com 6 células [22, 28, 29]. Esse valor de tensão a ser aplicada na carga da LAB é o valor utilizado em praticamente todos os carregadores de baterias de chumbo ácido e é o valor ajustado para a tensão de carga dos controladores de carga em sistemas fotovoltaicos.

Conforme [21, 22, 27], quando a bateria se aproxima de sua carga completa, a maior parte do sulfato de chumbo se converteu em Pb e PbO_2 , e esse ponto ocorre quando se atinge uma voltagem próxima ao valor indicado acima de 2,397 V por célula.

À medida que a célula se aproxima de 85 a 90% do estado de carga, as reações de recarga se tornam menos eficientes, e o eletrodo positivo começa a liberar oxigênio, conforme indicado pela equação (8) [22]. Ou seja, ao se chegar na tensão de 2,397 V por célula, a bateria ainda não está completamente carregada e a partir desse ponto devem de começar as reações de “sobrecarga” na bateria com a conversão final de todo o sulfato de chumbo, a produção de Hidrogênio e Oxigênio (gaseificação) e, em alguns casos, a resultante perda de água.

2.3. Tensão de equalização para desulfatação

No cálculo da voltagem indicada acima não está se considerando a energia necessária para inversão da reação global da equação (8). Considerando-se um aproveitamento de até 30% da massa de H_2O reagindo para aumentar a concentração de H_2SO_4 , como a energia potencial da reação (8) é $E^0 = 0,828$ V, temos que terá que haver um adicional de energia de até 0,248 V, resultando numa tensão de equalização final máxima de 2,645 V por célula [21, 22].

Por esse cálculo, considerando-se uma bateria com 6 células, ao final da carga, é necessário aplicar uma tensão de “sobrecarga” ou equalização para se atingir a carga completa de aproximadamente 15,87 V. Quando

tal “sobrecarga” é aplicada com baixa intensidade de corrente e até o limite em que essa tensão não aumenta mais então se elimina a sulfatação por completo e não há dano na bateria por sobrecarga [21].

A figura 1 apresenta um gráfico de carga de uma bateria demonstrando a tensão necessária para carga completa de uma LAB. Nesse gráfico percebe-se que a voltagem permanece quase constante entre os pontos M e N. Em N a voltagem começa a aumentar porque as reações químicas de carga estão ocorrendo cada vez mais nas partes internas da placa, e o ácido concentrado formado pelas ações químicas nas placas está se difundindo no eletrólito principal. Isso aumenta a tensão da bateria e requer uma tensão de carga mais alta [21].

No ponto marcado com O, a tensão começa a subir muito rapidamente. Isto se deve ao fato de que a quantidade de sulfato de chumbo nas placas está diminuindo muito rapidamente, permitindo que a tensão da bateria aumente e aumentando assim a tensão de carga. Bolhas de gás estão agora subindo através do eletrólito. Em P, as últimas porções de sulfato de chumbo são removidas, o ácido não é mais formado e o gás hidrogênio e oxigênio são formados rapidamente. O gás força o restante do ácido concentrado para fora das placas e, de fato, equaliza a concentração do ácido em toda a célula. Assim, nenhuma mudança adicional pode ocorrer e a tensão torna-se constante em R a uma tensão de 2,5 a 2,7 V [21] por célula.

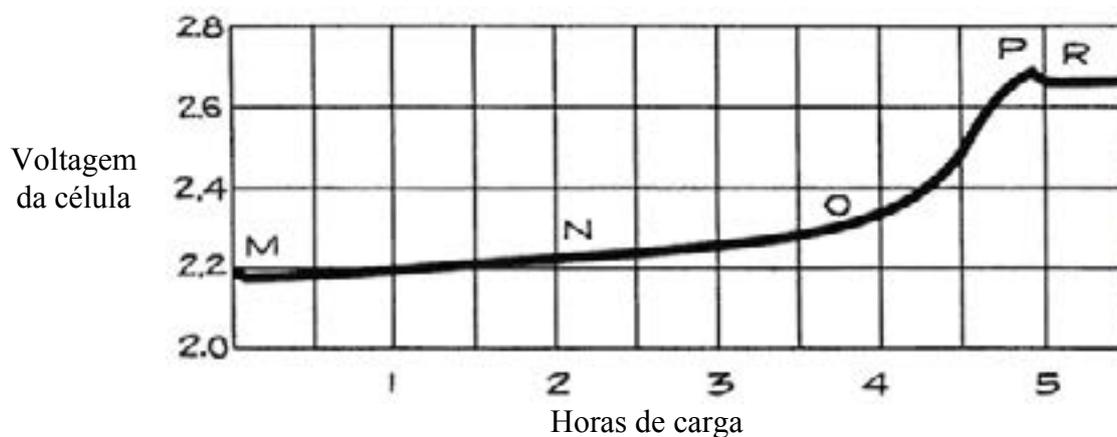


Fig. 01. Alterações na voltagem durante a carga de uma LAB [21].

No processo inverso, quando a bateria é descarregada a concentração de ácido sulfúrico diminui e se forma sulfato de chumbo. À medida que a concentração do ácido diminui, a densidade da solução decresce, o que torna possível saber o estado de carga de uma bateria pela medição da densidade da solução. Para cada elétron gerado em uma reação de oxidação ocorrendo no eletrodo negativo, existe um elétron consumido em uma reação de redução no eletrodo positivo [21, 22].

Com o avanço do processo, o material ativo (a pasta de óxido de chumbo) vai se exaurindo e a velocidade da reação diminui, até que a bateria não seja mais capaz de suprir elétrons. A maior parte da pasta de óxido de chumbo converte-se desta forma em sulfato de chumbo. Quando as baterias são carregadas, essas reações são invertidas e o sulfato de chumbo transforma-se outra vez em chumbo e óxido de chumbo [31]. O processo de formação de cristais de sulfato de chumbo nas placas de uma bateria de chumbo ácido é chamado de sulfatação. Este é um fenômeno natural devido à descarga da bateria que ocorre nas duas placas conforme as reações descritas pela equação global descrita pela equação (5) [23].

Tal processo só é considerado como defeito quando, por ocasião da carga da bateria, o sulfato de chumbo não se transforma em matéria ativa, ou seja, o elemento não se carrega. Isso ocorre quando a sulfatação é muito intensa, com formação de cristais “duros”, fazendo a bateria perder parte ou toda a sua capacidade. Uma sulfatação intensa é causada por ocorrência de descargas profundas (descarga além da tensão final de descarga), recargas incompletas ou longos períodos sem recarga (armazenagem) [21].

Como o sulfato de chumbo se comporta como um isolante, em todos os casos as baterias serão recarregadas com dificuldades assim que o sulfato de chumbo cristalino grosso for formado. Se nenhum caminho de corrente estiver disponível no material ativo, uma recarga pode ser difícil ou impossível. Se uma pequena corrente for colocada em uma bateria, que tem sulfatação, de modo que ela não aceite nenhuma corrente de carga, a voltagem da célula pode aumentar para > 3 V. Quando a ruptura do sulfato de chumbo é alcançada, uma corrente de carga flui novamente e a tensão de carga diminuirá repentinamente para valores $< 2,7$ V por célula [31, 32]. Por esse motivo é que a tensão de equalização é de suma importância para a longevidade de uma bateria de chumbo ácido.

2.4. Carregamento insuficiente

Se uma bateria não for ou nunca for totalmente carregada, isso é chamado de carregamento insuficiente. Isso acontece por um lado em operações de ciclagem, se o tempo de carregamento não for suficiente, ou por outro lado a tensão de carga for muito baixa ou ambos podem acontecer. Neste caso, as baterias passam por uma sulfatação lenta, o que significa que partes do material ativo não serão convertidas em chumbo ou dióxido de chumbo durante o carregamento. Nesta falha de aplicação, a capacidade se tornará cada vez menor de ciclo para ciclo. Se tal bateria for recarregada adequadamente, a capacidade aumentará geralmente de ciclo para ciclo. Embora certos danos permaneçam devido aos sulfatos de chumbo duros que vão se formando [30].

Num banco de baterias, onde ocorre operação paralela de espera, pode ocorrer um carregamento insuficiente se a tensão de carga estiver permanentemente muito baixa. Isso acontece principalmente se as especificações para a compensação de temperatura da tensão de carga não forem mantidas. Neste caso, a polarização, especialmente do eletrodo negativo, não é suficiente, o que leva a uma diminuição da capacidade disponível. Se a carga insuficiente for notada durante a verificação de seis meses especificada da tensão de carga, o dano pode ser eventualmente revertido, de modo que, após a correção da tensão de carga, após várias semanas a capacidade nominal pode estar disponível novamente [27, 28, 30].

2.5. Vida útil das baterias de chumbo-ácido

Apesar das vantagens já mostradas das LAB, como custo mais baixo, relativa durabilidade e confiabilidade, estas baterias são sensíveis a condições de carga específicas, como: consistente carga incompleta, recargas ruins etc., resultando numa forte aceleração do processo de degradação, o que pode destruir a bateria em curto espaço de tempo e são especificamente difíceis de evitar em sistemas fotovoltaicos fora da rede onde há pouco controle efetivo sobre a potência de carga [1, 21, 22, 30, 34]. Além disso, existem diferenças entre os parâmetros recomendados pelos fabricantes de baterias e os parâmetros pré-ajustados dos controladores de carga, conforme vimos anteriormente, o que podemos identificar como um fator que resulta em carga incompleta nessas baterias.

Estudos [35, 36] confirmam que com uma recarga ruim, onde ocorre a interrupção do processo de carregamento em um estado de carga entre 90 e 100%, ou na verdade a interrupção do carregamento no momento em que o número de cristais de sulfato de chumbo no eletrodo da bateria começou a diminuir devido à sua dissolução completa. Iniciar a descarga naquele momento fará com que os cristais residuais cresçam, reduzindo a área de superfície de dissolução efetiva e, portanto, aumentando a resistência interna, e, em longo prazo, a perda de material ativo e a redução da capacidade da bateria. A 'sulfatação dura' das placas negativas pode ser identificada como o principal modo de falha de baterias operando por longos períodos de tempo sem atingir carga total.

O Estado de Carga (*State of Charge* – SOC) e o Estado de Saúde (*State of Health* – SOH) são os dois parâmetros mais importantes usados para expressar o status de uma bateria a qualquer momento. A vida útil do ciclo é influenciada principalmente pela taxa de carga/descarga, profundidade de descarga, nível de sobrecarga e temperatura ambiente [37]. O parâmetro do Estado de Saúde (SOH), é um indicador da capacidade atual da bateria carregada em comparação com sua capacidade inicial. Este é um importante parâmetro de avaliação, pois determina o tempo de vida útil e auxilia na manutenção dos sistemas eletrônicos abastecidos por estas baterias. A finalidade da determinação do SOH é fornecer uma indicação do desempenho que pode ser esperado da bateria no seu estado atual ou apontar quanto tempo de vida útil já foi consumido e quanto ainda resta antes da substituição do acumulador. O SOH reflete o estado geral da bateria e sua capacidade de desempenho, levando em conta fatores como carga, resistência interna, tensão e auto descarga [38]. O SOH é a razão entre a capacidade de descarga de uma bateria completamente carregada (C_c) com a sua capacidade nominal (C_n), como mostrado na equação (10).

$$SOH(t) = C_c / EC_n \quad (10)$$

A capacidade C_c deve ser avaliada na mesma taxa que a capacidade nominal. Durante a vida útil de uma bateria, o seu desempenho ou “saúde” tende a deteriorar-se gradualmente, devido às alterações físicas e químicas que ocorrem no interior do sistema. A determinação do estado de saúde da bateria leva em conta alguns parâmetros da mesma, como a tensão de circuito aberto (OCV) e a resistência interna. Alterações nestes parâmetros normalmente significam que outras mudanças no desempenho da bateria podem ter ocorrido, como perda da capacidade nominal, corrosão ou aumento da temperatura durante a operação, por exemplo. Como o SOH é determinado em comparação à uma condição da bateria nova, o sistema de medição da bateria deve sempre manter esta condição determinada para a avaliação. Por exemplo, se a resistência interna é o parâmetro que está sendo monitorado, o sistema deve manter este parâmetro como referência para todas as medidas [39].

Neste estudo, a avaliação da melhora da vida útil da bateria é feita pelo SOH, pois uma bateria que após alguns anos de uso retorna à sua condição inicial está estendendo sua vida útil através do método que fez a mesma retornar a essa condição inicial de uma bateria nova.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho consistiu em realizar experimentos de carga e descarga em uma bateria de chumbo-ácido, Tudor, código TS100MPE, 12 V, 100 Ah (20 h), 750 CCA. Tradicionalmente, o carregamento de baterias é realizado em taxas de corrente variáveis, mas este método de carregamento apresenta uma desvantagem no sentido de que a estimativa adequada da entrada e saída de energia não pode ser facilmente obtida [40]. Os experimentos foram feitos utilizando-se baixa taxa de intensidade de corrente constante para a carga e a descarga, na ordem de 1,0 A. A utilização de uma baixa taxa de intensidade de corrente visa evitar que as mudanças eletroquímicas internas que ocorrem na bateria não sejam aumentadas ou retardadas pela temperatura. Conforme Arrhenius [41] à medida que a temperatura aumenta, a taxa de reação no eletrólito aumenta exponencialmente, constituindo-se em risco de gaseificação excessiva, na qual gases de hidrogênio e oxigênio são liberados, aumentando a pressão dentro da bateria, o que com uma baixa intensidade de corrente é evitado.

À medida que a bateria era carregada a voltagem aumentava, mas essa foi limitada a 15,8 V, máxima tensão de equalização teórica calculada no tópico anterior. À medida que a bateria se aproximava de uma carga de 100%, o aumento dessa tensão reduzia até alcançar a estabilidade, quando então a carga era finalizada e se procedia na sua descarga. A repetição desse processo visa à eliminação dos sulfatos de chumbo na bateria, com o objetivo do retorno da bateria a sua condição inicial e por consequência o aumento da sua vida útil. Na primeira descarga foi ajustada sua interrupção numa voltagem de 11,5 V, e nas demais repetições em 11,0 V e 10,5 V, respectivamente. Todos esses limites foram ajustados no microcontrolador que uma vez programado parava automaticamente o experimento. Sendo este último valor a mínima tensão de descarga de uma bateria de chumbo-ácido, o menor valor que não causa dano por sobredescarga. Antes de iniciar os experimentos e entre as etapas de carga e descarga a bateria era testada com o testador de baterias de modo a se avaliar seu Estado de Saúde (SOH). Tais processos de carregamento e descarregamento de baterias de chumbo-ácido permitem o armazenamento e remoção de energia do dispositivo, e a maneira como essa energia é armazenada ou removida desempenha um papel vital na longevidade da bateria.

Fazer a descarga da bateria na mesma taxa de carga é uma das maneiras de garantir que a Capacidade Restituída (CR) seja acumulada apenas durante o referido processo de carga. De acordo com a lei de Peukert, a quantidade de energia extraída de uma bateria durante a descarga é inversamente proporcional à magnitude da corrente de descarga [42]. Por esse motivo, a taxa de corrente de descarga foi ajustada em 1A para que aproximadamente a mesma quantidade de energia fosse retirada da bateria durante as fases de descarga para corrente de carga utilizada. Ao se chegar próximo ao final da carga, aproximadamente com a voltagem em 14,5 V, a tensão segue se elevando atingindo a tensão de equalização a fim de se obter a carga completa da bateria. A permanência na faixa de tensão de equalização é feita até que a tensão pare de subir e apresente início de queda no valor, o que vai indicar que a bateria está plenamente carregada pois já não há mais sulfato de chumbo a ser transformado em chumbo.



Fig. 02. Fonte de alimentação DC 3A 30V



Fig. 03. Analisador de Bateria Computadorizado (Computerized Battery Analyzer – CBA).



Fig. 04. Programa de interface para análise de baterias (CBA software).



Fig. 05. Testador de bateria ANCEL BST100.

Nesse trabalho, foi feito o controle de carga manualmente numa fonte de corrente contínua, figura 02; para controle registro computacional foi utilizado um dispositivo analisador de bateria computadorizado (CBA) que atua tanto na descarga de baterias como no monitoramento da carga, figura 03; o controle computacional é feito por programa de interface, cuja tela principal é indicada na figura 04. Para avaliação do Estado de Carga (SOH) da bateria foi utilizado o Testador de bateria ANCEL BST100 indicado na figura 05.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A bateria utilizada nos experimentos foi retirada de operação e testada para identificar suas condições e conforme resultado mostrado na figura 06, esta bateria apresentava Estado de Saúde (SOH) de 76%, Estado de Carga (SOC) de 78% e Resistência Interna de 4,55 mΩ. Antes de realizar o descarregamento dessa bateria a mesma foi carregada utilizando o parâmetro convencional de 14,5 V, onde ao final seu teste apresentou os resultados indicados na figura 07 com um Estado de Saúde (SOH) de 69%, Estado de Carga (SOC) de 100% e Resistência Interna de 4,78 mΩ. Dessa forma percebe-se que, ao utilizar esse parâmetro de carga, ocorre interrupção do carregamento no momento em que o número de cristais de sulfato de chumbo no eletrodo da bateria começou a diminuir devido à sua dissolução completa, mas que ainda não foi totalizada, isso faz com que os cristais residuais de sulfato de chumbo cresçam, reduzindo a área de superfície de dissolução efetiva, aumentando a resistência interna da bateria e que neste caso comprova que tal procedimento repetido inúmeras vezes vai resultar em redução da vida útil da bateria, o que fica evidente pelo decréscimo verificado no Estado de Saúde (SOH).



Fig. 06. Teste após retirada de operação da bateria.



Fig. 07. Teste após carga convencional da bateria.

Ao final da descarga com tensão limite de 10,5 V a bateria ficou completamente descarregada conforme mostrado no teste indicado pela figura 08. Após o procedimento de carga final o resultado obtido no testador de bateria pode ser verificado na figura 09, onde uma melhora no Estado de Saúde (SOH) foi comprovada pelo valor de 96%, um retorno significativo da bateria a sua condição inicial confirmando um aumento considerável em sua vida útil pelo retorno da bateria a sua condição inicial de fabricação.

Ao final do processo de carga a tensão de 15,8 V não foi atingido nos experimentos, conforme pode ser verificado na figura 10, com a bateria se mostrando plenamente carregada antes desse patamar ser atingido. Portanto, nas condições dessa bateria seu limite de tensão máxima para equalização ficou em 15,475 V. É importante ressaltar que outra bateria, que tenha tido um histórico diferente de uso, pode apresentar um valor diferente, mais uma razão que evidencia o porquê os fabricantes estabelecem preferencialmente uma faixa de aplicação da tensão de equalização do que apenas um valor fixo. A tensão final após uma carga é um indicador do desenvolvimento de resistência ao processo de carga, principalmente devido ao consumo dos sulfatos de

chumbo nas placas da bateria. Comprovando-se a necessidade de uma carga equalizadora ao final do processo. As tensões aumentaram normalmente durante o processo de carga e também diminuíram normalmente durante o processo de descarga.



Fig. 08. Teste após a descarga da bateria até 10,5 V.



Fig. 09. Teste após a última carga com aplicação da tensão de equalização máxima que a bateria admitiu.

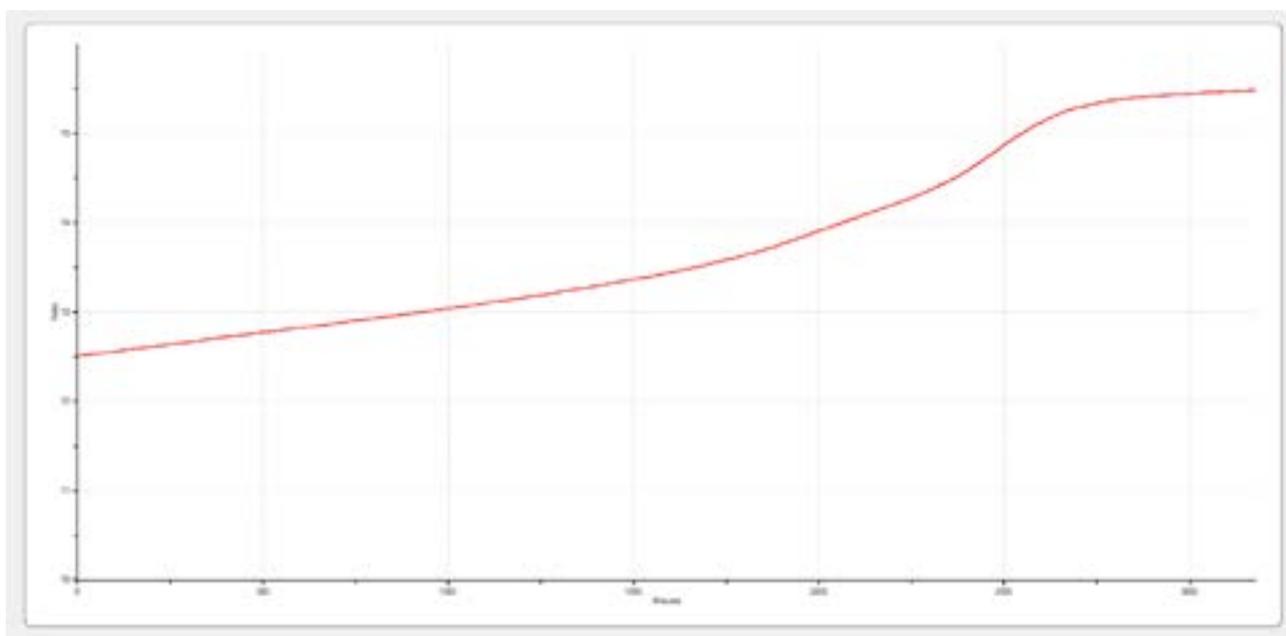


Fig. 10. Registro do aumento da tensão durante a carga e sua estabilização ao final da aplicação da tensão de equalização.

A avaliação da condição de capacidade real da bateria é comprovada de forma mais precisa pelo teste de descarga e neste a última descarga até 10,5 V apresentou resultado de 101,28 Ah, conforme indicado no gráfico da figura 11. Ou seja, 1,28% superior a capacidade nominal da bateria que é de 100 Ah, sendo que para uma bateria com mais de 5 anos de uso este é um resultado bastante significativo.

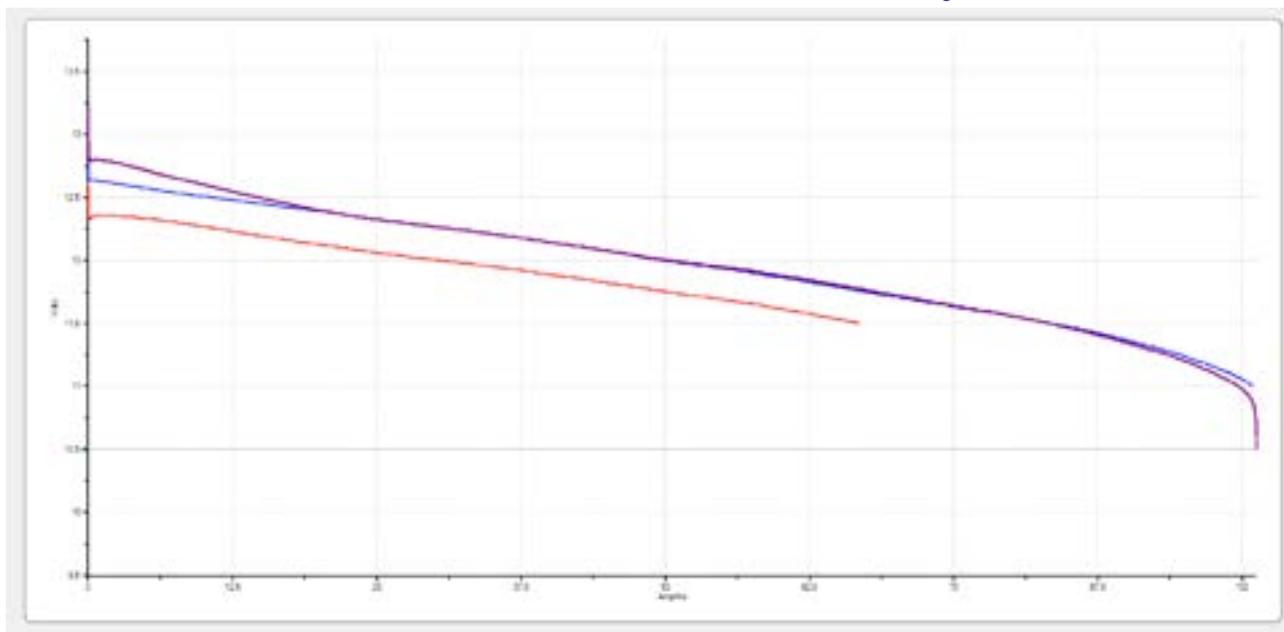


Fig. 11. Registro do decréscimo de tensão durante a descarga em 3 etapas de descarga.

5. CONCLUSÕES

Os resultados dos experimentos, executados manualmente em uma bateria de chumbo ácido inundada, apresentados neste estudo fornecem uma base sólida para a melhoria da vida útil e durabilidade dessas baterias em sistemas fotovoltaicos off-grid. Um resultado promissor que indica a possibilidade de, uma vez implementada de forma automática durante seu processo de utilização, a repetição dos procedimentos aqui testados, a extensão da vida da bateria para um tempo indeterminado no momento, e que ainda necessita de estudos futuros para sua quantificação. Conforme verificado no trabalho, o fenômeno da recarga ruim provou ser prejudicial à vida útil das baterias LAB.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer ao governo brasileiro pelo apoio recebido dos órgãos patrocinadores como o CNPq e a Capes que apoiam e tornam possível os programas de mestrado e doutorado no PPG3M na UFRGS.

7. REFERÊNCIAS

- [1] WIECZOREK, M., et.al., The influence of current in off-grid PV systems on lead–acid battery lifetime and hybridization with LFP battery as solution, *Energy Report*, 9, 766-773, 2023.
- [2] GROWTH MARKET REPORT FOR SOLAR PHOTOVOLTAIC SYSTEMS, 2024, online available, accessed August, 11th 2024, <https://growthmarketreports.com/report/solar-photovoltaic-market-global-industry-analysis>.
- [3] FORTUNE BUSSINESS INSIGHTS FOR SOLAR PHOTOVOLTAIC INSTALLATIONS, online available, accessed August 11th 2024, <https://www.fortunebusinessinsights.com/industry-reports/solar-pv-market-100263>.
- [4] PALANICHAMY, C., GOH, A., Solar power for energy sustainability and environmental friendliness of Curtin University Sarawak, in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Sarawak, 2016.
- [5] RAJAMAND, S., Analysis of effect of physical parameters on the performance of lead acid battery as efficient storage unit in power systems using new finite-element-method-based model, *J. Energy Storage*, 47, 103620, 2022.
- [6] PERIN M., SAINT-DRENAN Y., MATTERA A.; Lead–acid batteries in stationary applications: competitors and new markets for large penetration of renewable energies, *Journal of Power Sources* 44 (1), 402–410, 2005.
- [7] STEVENSON, M., *Lead-acid Batteries Impact on Future Tin Use*, ITRI Ltd, 2017.
- [8] YASSER, E. et.al.; Enhancing the design of battery charging controllers for photovoltaic systems, *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 58, 646–655, 2016.
- [9] ANSI/IEEE 450, IEEE SA Standards Board, *IEEE Recommended practice for maintenance, testing, and replacement of large lead storage batteries for generating stations and substations*, 2020.

- [10] Data Sheet for Solar battery, MOTIVE J185E-AC, Trojan, 2024.
- [11] Battery User Manual, Rolls Battery Engineering, 2024.
- [12] Manual técnico bateria estacionária, Freedom, 2010.
- [13] Manual técnico baterias estacionárias, linha profissional, Baterias Tudor, 2024.
- [14] Manual técnico linha estacionária, série MS, Moura Solar, 2024.
- [15] PWM Solar Charge Controller User Manual, ATO, 2024.
- [16] Data sheet ECM 4024 controlador de carga MPPT, Intelbras, 2024.
- [17] SL Series controlador de carga solar, Solar, 2024.
- [18] MPPT Solar Charge Controller, User Manual, EPEVER, 2024.
- [19] LOHNER, A., KARDEN, E., DONCKER, R., Charge equalizing and lifetime increasing with a new charging method for VRLA batteries, Institute for Power Electronic and Electrical Drives (ISEA), Aachen University of Technology (RWTH), Jägerstr, 17-19, D-52066, Aachen, Germany, 1997.
- [20] CHIH-CHIANG, H., ZONG-WEI, S., Charge and discharge characteristics of lead-acid battery and LiFePO₄ battery, in: The 2010 International Power Electronics Conference, Yunlin Taiwan, 2010.
- [21] WITTE, O. A., The Automobile Storage Battery: Its care and repair. ABE (American Bureau of Engineering, Inc.). Chicago, 1922.
- [22] LINDEN, D.; REDDY, B., Handbook of Batteries. Third edition ed. McGraw-Hill Handbooks, 2012.
- [23] BULLOCK, K., Lead-acid batteries. Journal of Power Sources, v. 51, p. 1-17, 1994.
- [24] GLADSTONE, J. H.; TRIBE, A., The chemistry of the Planté and Faure accumulator. Nature, 25, p. 221-223, 1882.
- [25] RUETSCHI, P., Review on the lead-acid battery science and technology. Journal of Power Sources, Elsevier BV, s. 1, v. 2, n. 1, p. 3-120, 1977.
- [26] CARNEIRO, R. L., et al., Aspectos essenciais das Baterias Chumbo-Ácido e Princípios Físico-Químicos e Termodinâmicos dos seu Funcionamento. Revista Virtual de Química, 9 (3), 889-911, 2017. <http://rvq.sbgq.org.br>.
- [27] BODE, H., Lead Acid Batteries (The Electrochemical Society Series). Traduzido por BRODD, R. J. e KORDESCH, K. V., John Wiley and Sons, New York, 1977. 387p.
- [28] PAVLOV, D., Lead-Acid Batteries Science and Technology: A handbook of lead-acid battery technology and its influence on the product. Amsterdam: Elsevier, 2011, 643p.
- [29] BROWN, H. G., The Lead Storage Battery. Quarta edição, J. Sherratt, Altrincham, Cheshire, 1959.
- [30] GENERAL ELECTRIC, The Sealed Lead Battery Handbook, Gainesville FL, USA, 1979.
- [31] PERKINS, J., Materials and Mechanisms Determining the Performance of Lead-Acid Storage Batteries – An Invited Review. Materials Science and Engineering, v. 28, p. 167-199, 1977.
- [32] KUTKUT, N. H., DIVAN, M. D., NOVOTNY, D. W., Charge Equalization for Series Connected Battery Strings, IEEE Transactions on Industry Applications, vol. 31, No. 3, 1995.
- [33] BRIK, K., Causal tree analysis of depth degradation of the lead acid battery. Journal of Power Sources, 228:39–46, 2013.
- [34] RUETSCHI, P., Aging mechanisms and service life of lead–acid batteries. Journal of Power Sources, 127(1–2):33–44, 2004.
- [35] SCHIFFER J, et. al., Model prediction for ranking lead–acid batteries according to expected lifetime in renewable energy systems and autonomous power-supply systems. J Power Sources, 168(1): 66-78, SPEC. ISS. 2007.
- [36] YANHUI, Z., et.al., Journal of Renewable Sustainable Energy, v. 5:1-10, 2013, 021403.
- [37] ABERILLA, J.M., et.al., Design and environmental sustainability assessment of small-scale off-grid energy systems for remote rural communities. Applying Energy, 258:114004, 2020.
- [38] CHANG, W., The state of charge estimating methods for battery: A review. ISRN Applied Mathematics, p. 7, 2013.
- [39] DE SOUZA, E. G., Modelagem e caracterização experimental do envelhecimento de baterias de chumbo-ácido. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), Campina Grande, PB, Brasil, 2019, 99p.
- [40] FRU, E. S., 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, 2021, 102581.
- [41] MOON, B., JUN, et. al., A study on the modified Arrhenius equation using the oxygen permeation block mode of crosslink structure, MDPI, 11 (139), polymers 11010136, 2019.
- [42] CUGNET, M., DUBARRY, M., LIAW, B. Y., Peukert’s law of a Lead-acid battery simulated by a mathematical model, Electrochemical Society, 25 (223), 2021.

8. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído neste trabalho.



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil

27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDRG

25th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis

13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

2ª Conferência Internacional de Inovação em Materiais e Manufatura

2th International Conference on Innovation and Manufacturing – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Plaza São Rafael

Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

EFFECT OF MAXIMUM THEORETICAL EQUALIZATION CHARGE WITH LOW CONSTANT CURRENT INTENSITY ON THE LIFETIME OF FLOODED STATIONARY LEAD-ACID BATTERIES FOR APPLICATIONS IN RESIDENTIAL PHOTOVOLTAIC SYSTEMS

Abstract:

In off-grid photovoltaic systems, charge controllers manage how the system's batteries are charged and discharged, and in general, pre-set parameters are used for float and equalization charges. This technical approach does not allow for an accurate estimation of the energy input and energy production during the charging and discharging processes. Considering that charge equalization is an important part of the final charging process for battery cells connected in series, this work analyzes the behavior and performance of the lead-acid battery when using a maximum equalization voltage parameter with a low current intensity. An accurate equalization is necessary for a successful process, resulting in a significant increase in the battery's useful life because it allows the battery desulfation process to occur. The results obtained are consistent with the hypothesis that an active equalization process properly performed can increase the battery's useful life in terms of the number of cycles. The verification of the battery's return to its initial capacity was performed by the controlled discharge process and recorded in a graph. It was found that in the battery evaluated in this study, after 5 years of use, whose evaluation indicated a state of health (SOH) of 76%, the proposed process allowed a return to a SOH of 96%. The process requires a low current and a return to the float voltage after reaching the charging parameters discussed throughout the work.

Keywords: Stationary lead-acid battery, battery equalization, equalization charge, load balancing, battery management

Responsibility notice:

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

COMPROMISSO SEGURO NA SEGUNDA VIDA DE BATERIAS VEICULARES

1

Pedro Martins dos Santos - Autor ⁽¹⁾
Eduardo Panazzolo Costa - Autor ⁽²⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽³⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾
Marçal Rodrigues Pires - Orientador ⁽⁵⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁶⁾

RESUMO

O custo inicial elevado da bateria de íon-lítio é considerado uma das principais barreiras que dificultam a adoção de veículos elétricos no mercado de massa. O número de baterias usadas tende a aumentar muito com o passar do tempo, e essa quantidade tende a aumentar drasticamente à medida que os veículos elétricos vão se tornando populares. O correto descarte destas baterias sempre foi uma preocupação.

As baterias podem ser descartadas por inúmeros motivos. Utilizadas em veículos elétricos convencionais, muitas vezes ainda retêm energia suficiente para estender a vida operacional das baterias em uma segunda aplicação. Tal uso de baterias tem sido denominado como segunda vida. Impactos ambientais originados de resíduos de bateria em aterros sanitários poderão ser minimizados, permitindo explorar adequadamente a energia retida. Isto pode ser colocado em prática, mediante aplicações menos exigentes, como os veículos elétricos dedicados ou então o armazenamento de energia em sistemas de energia conectados à rede elétrica. Descartar o potencial energético da segunda vida das baterias na forma de resíduo é um grande erro, tanto econômica quanto ambientalmente. As baterias usadas muitas vezes proporcionam a capacidade de recarga adequada aplicável a outras utilizações - o que pode estender a sua vida operacional. No caso dos veículos elétricos convencionais, a comercialização e aplicação segura de baterias em segunda vida, permite reduzir os custos de utilização e manutenção. Também baterias que apresentam pequenos danos, desde que avaliadas e recuperadas adequadamente, podem proporcionar aplicações mais econômicas

¹ (1) Electrical Engineering Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

(2) Electrical Engineering Student; Federal University of Rio Grande do Sul, Brazil

(3) Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

(4) Master Student, 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.

com o reuso seguro. Assim a quantidade de horas de trabalho e investimentos financeiros destinados a produção dessas baterias serão valorizados em sua plenitude. Quando a bateria não é totalmente descartada, pode ser comercializada, auxiliando o proprietário na aquisição de uma bateria nova para o seu veículo elétrico. Desta forma, as baterias EV, podem se tornar economicamente e ambientalmente viáveis, com a adição de uma segunda vida. Este artigo apresenta um estado da técnica resumido que permite abordar aspectos conceituais e descrevendo os principais entraves e tópicos relevantes a serem considerados na reutilização segura de baterias em uma segunda vida.

Palavras Chave — segunda vida, uso seguro, veículos dedicados, baterias

SAFE COMMITMENT IN THE SECOND LIFE OF VEHICLE BATTERIES

Pedro Martins dos Santos - Author ⁽¹⁾

Eduardo Panazzolo Costa - Autor ⁽²⁾

Jorge Pimentel de Morais - Author ⁽³⁾

Lucas Melo Machado - Author ⁽⁴⁾

Marçal Rodrigues Pires - Adviser ⁽⁵⁾

Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁶⁾

ABSTRACT

The high initial cost of the lithium-ion battery is considered one of the main barriers hindering the adoption of electric vehicles in the mass market. The number of batteries used tends to increase a lot over time, and this quantity tends to increase drastically as electric vehicles become popular. The correct disposal of these batteries has always been a concern.

Batteries can be discarded for numerous reasons. Used in conventional electric vehicles often still retain enough energy to extend the operational life of the batteries in a second application. Such use of batteries has been termed as second life. Environmental impacts arising from battery waste in landfills can be minimized, allowing this retained energy to be properly exploited. This can be put into practice through less demanding applications, such as dedicated electric vehicles or energy storage in power systems connected to the electrical grid. Discarding the energy potential of the second life of batteries in the form of waste is a big mistake, both economically and environmentally. Used batteries often provide adequate recharge capacity applicable to other uses - which can extend their operational life. In the case of conventional electric vehicles, the commercialization and safe application of second-life batteries reduces usage and maintenance costs. Batteries that show minor damage, as long as they are properly evaluated and recovered, can provide more economical applications with safe reuse. Thus, the amount of working hours and financial investments allocated to the production of these batteries will be fully valued. When the battery is not completely discarded, it can be sold, helping the owner to purchase a new battery for their electric vehicle. In this way, EV batteries can become economically and environmentally viable, with the addition of a second life. This article presents a summarized state of the art that allows conceptual aspects to be addressed and describes the main obstacles and relevant topics to be considered in the safe reuse of batteries in a second life.

Keywords — second life, safe use, dedicated vehicles, batteries

1. INTRODUÇÃO

É clara a necessidade e importância das baterias no dia a dia moderno. Essa tecnologia permitiu que a população deixasse de se conectar constantemente a uma rede elétrica fixa e assim utilizar livremente seus aparelhos elétricos, permitindo a mobilidade na utilização da resignificação dos equipamentos elétricos. Essa ação se tornou mais comum quando a tecnologia das baterias de chumbo-ácido se popularizou no final do século XIX. Tal bateria tornou-se uma opção segura, simples e barata devido sua topologia e composição simples, como é citado por J. Garche [1]. No entanto, com o passar do tempo, atividades mais complexas e energeticamente mais exigentes foram tomando conta do

mercado, operação de máquinas, celulares mais modernos, carros elétricos, entre outras atividades demandam tecnologias de bateria mais avançadas.

Além disso, devido ao aumento da preocupação e ações contra as mudanças climáticas uma nova visão do uso das baterias na mobilidade urbana foi se consolidando. A principal causa foi a grande influência da queima de combustíveis fósseis, acelerando o aquecimento global. Assim, cada vez mais as tendências de mercado e as políticas governamentais da área migraram para a eletrificação de processos e automóveis. Foi então, que através do aumento das pesquisas na área, as baterias de íons de lítio foram tomando mais importância no mercado, agregando uma densidade energética maior e descarga de energia mais eficiente. Ao ponto que a partir dos anos 2020 veículos de propulsão elétrica ou eletrificados (como o caso dos híbridos) se tornam a realidade presente, a comunicação baseada em *smartphones* e o trabalho remoto algo real, todos esses sistemas dependentes puramente do uso de baterias, de diversas topologias e em grande escala.

Adentrando nesse meio, a popularidade dos carros elétricos aumentou a partir do final da década de 2010, quando a tecnologia das baterias permitiu que os carros propulsionados através de motores elétricos garantem uma boa autonomia aliada a um peso em uma faixa utilizável e segurança para o usuário final. Isso se reflete nos números, verificados no gráfico da figura 1, obtido a partir de pesquisas da IEA - *International Energy Agency* publicado em 2024 [2].

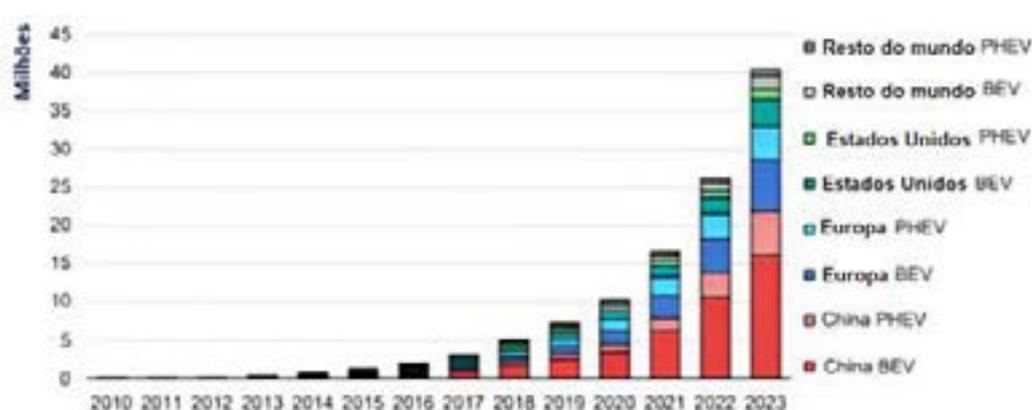


Figura 1: Tendências do mercado de veículos elétricos de 2010-2023. Adaptado de [2]

Este gráfico apresenta o aumento da venda de veículos elétricos em milhões de unidades, sendo notável o principal aumento de veículos BEV - *Battery Electric Vehicles*, propulsionados somente com motores elétricos e que possuem as maiores baterias. Sendo assim, o mercado que nos anos de 2010 não passava de 1 milhão de veículos, em 2023 já ultrapassa as 40 milhões de unidades, um valor que representa 18% das vendas globais de automóveis.

Assim, atrelado a esse aumento do consumo de veículos elétricos está o descarte dessas baterias, que por conter inúmeros compostos químicos e metais pode gerar danos ao meio ambiente, além de ser um processo caro. O recomendável pelos órgãos regulamentadores e montadoras de veículos é que as baterias de automóveis elétricos tenham o fim de sua vida útil quando atingem cerca de 70 a 80% de sua capacidade de armazenar energia inicial [2]. Tal margem é projetada para durar toda a vida do automóvel, mas pode ser acelerada conforme a utilização do veículo. Além da obsolescência natural, as baterias automotivas tendem a sofrer diversos danos durante a utilização, como danos mecânicos, intempéries climáticas e instabilidade do sistema que podem antecipar o fim dessa vida útil, sendo a única opção a sua substituição ou descarte.

Tendo em vista o aumento do número de veículos elétricos e a consciência de que as baterias desses veículos possuem uma vida útil, o que fazer com essas baterias se torna um problema de grande escala. No entanto, quando essas baterias automotivas atingem os seus 80%, ou apresentam alguma outra deficiência, mesmo que não possam ser utilizadas para propulsionar os carros e outros veículos, ainda possuem uma capacidade de armazenamento muito elevada para atividade menos exigentes, como para sistemas *off-grid*, *nobreaks* e veículos elétricos dedicados (utilizados em ambiente controlado). Essa aplicação é chamada de segunda vida das baterias, onde a bateria é redirecionada para outra atividade. Sendo assim, é uma forma inteligente de reaproveitar todo o material dos pacotes de baterias que ainda possuem serventia para o mercado, integrando a uma economia circular e tornando viável todo o investimento feito para produção, comercialização e uso dos produtos. O que vai de encontro com interesses ambientais e políticos de descarbonização do meio ambiente, como exemplo o programa brasileiro Rota 2030 - Mobilidade e Logística [3].

Porém, para que isso seja viável são necessários diversos passos de análise e estudo de normas, segurança e práticas para o redirecionamento ideal dessas baterias para a segunda vida. Este artigo pretende apresentar os processos, estado da arte, regulamentação e o cenário das baterias automotivas, alinhado a uma utilização inteligente e segura das baterias de segunda vida. A ideia é entender como é possível a reutilização e reagrupamento dessas células, em aplicações de segunda vida, envolvendo os tópicos mais relevantes acerca do tema.

2. PANORAMA GERAL E CARACTERÍSTICAS DA SEGUNDA VIDA DE BATERIAS

Quando se trata de baterias automotivas, diversos fatores devem ser levados em consideração. Os carros elétricos, diferentemente dos veículos a combustão, apresentam uma complexidade da sua fonte armazenadora de energia muito mais elevada. As baterias são compostas por materiais de extrema dificuldade de reciclagem, por possuir uma composição de metais, os processos de reciclagem são demorados e poluentes. Por isso a utilização total desses materiais se torna vital para que a cadeia de mercado dos sistemas seja economicamente e ecologicamente viável, já que as baterias que forem descartadas logo após a sua primeira finalidade ainda estarão com mais de 70% de sua capacidade de carga inicial, tendo em vista que essa é a porcentagem que as montadoras assumem que o conjunto de baterias atinge o fim de sua vida útil.

O manejo de acumuladores automotivos (conjunto e sistema de baterias de um automóvel), demanda um processo de alto rigor e seriedade que inclui a fabricação, testes, utilização e reciclagem do produto, como ilustra a figura 2.



Figura 2: Bloco de diagramas das fases da bateria (aplicações e monitoramento). Adaptado de [4]

Baterias mal remanejadas podem apresentar problemas de funcionamento ou eficiência deficitária, podendo gerar riscos à vida dos usuários. Sendo assim, quando se trata na reutilização dessas baterias para uma aplicação de segunda vida, o rigor dos processos de redirecionamento e reprocessamento dessas células deve ser ainda maior, com mais processos de análise, que de forma protocolar devem garantir o uso seguro e eficaz dessa segunda vida das baterias.

Sendo assim, tendo em vista o ideal e utilização dessa segunda vida de baterias as etapas após a retirada da bateria do veículo seriam as seguintes:

- a) Remoção / extração do invólucro e das coberturas do carro;
- b) Remoção das proteções e isolamento;
- c) Desconexão e isolamento do sistema de baixa tensão;
- d) Desconexão e isolamento do sistema de alta tensão;
- e) Remoção do sistema de gerenciamento das baterias (BMS);
- f) Remoção dos sistemas de proteção elétrica;
- g) Remoção do módulo;
- h) Separação das células e análise visual.

Após todo esse processo iniciam-se os testes para a remontagem dessas células em um novo conjunto, que deve apresentar características de células e estado de vida similares. Para isso, essas células devem possuir mesma topologia, estado de vida (*State of Health* - SoH), características de funcionamento e capacidade, dados que em sua maioria podem ser controlados pelo BMS – *Battery Management System* agregado ao acumulador [5][6]. Porém um desafio nessa fase é estimar o SoH de cada célula, devido ao comportamento não linear das baterias. Esse processo consiste em estimar o estado da célula pela gradual decadência de sua capacidade de carga nominal. A partir destas informações, é possível afirmar a confiabilidade de operação da bateria e prevendo o seu tempo de vida.

Além disso, visto que as particularidades das células de segunda vida são diferentes de células novas, uma nova perspectiva de controle, gerenciamento e utilização tem de ser tomada. Para isso é vital que o BMS utilizado para o gerenciamento e segurança das baterias seja recalibrado ou até mesmo projetado para considerar uma curva de descarga das células mais abrupta, devido ao seu SoH inferior levando em consideração a menor demanda da nova aplicação em relação à descarga do padrão automotivo. Seguindo a linha de equipamentos vitais para o funcionamento da bateria, novos controladores e o sistema de acionamento deve ser igualmente redimensionado para a nova aplicação das baterias, visando uma melhor eficiência e longo período de utilização.

3. PRINCIPAIS BATERIAS E ARRANJOS UTILIZADOS EM VEÍCULOS ELÉTRICOS

Outro fator importante quando se trata da reutilização em massa de baterias automotivas é a sua topologia de fabricação. No mercado atual há diversas topologias de baterias que são empregadas no meio dos veículos elétricos. Cada topologia apresenta características e performance diferentes a partir de sua forma construtiva. A figura 3 resume os principais tipos de formatos de células destinadas a veículos elétricos e seus principais fabricantes.

Fabricante	Formato	Fabricante	Formato
LG Chem	Cilíndrica, Bolsa	northvolt	Prismática
SAMSUNG	Cilíndrica, Prismática	VK	Bolsa
SK Innovation	Bolsa	Gotion	Prismática
CATL	Prismática	PARASIT	Bolsa
Panasonic	Cilíndrica	Envision AESC	Bolsa

Figura 3: Principais tipos de células destinadas a veículos elétricos e seus fabricantes. Adaptado de [7].

Dentre as topologias utilizadas, há uma tendência de mercado a optar por células que apresentam uma maior densidade energética (razão de acúmulo de energia por unidade de volume e massa). Assim os veículos elétricos podem apresentar uma melhor eficiência energética devido ao seu menor peso e uma melhor dinâmica veicular. Os três tipos de células possuem uma montagem distinta, onde variando a sua topologia, podem apresentar uma melhor densidade volumétrica como as baterias *pouch* (bolsas) semelhantes a usadas em *smartphones*, que são mais baratas e em outros casos uma melhor densidade energética como as baterias cilíndricas, que possuem um valor de mercado mais agado.

A exemplo dessa tendência, no início da produção dos veículos elétricos, quando os primeiros protótipos modernos surgiram, como o EV1, produzido pela General Motors no final dos anos 1990, a topologia utilizada era prismática, com células de chumbo-ácido. Com o tempo os carros foram evoluindo e adotando topologias mais eficientes como baterias de íons de lítio, que possuem uma densidade energética ainda mais elevada, o que permitiu a popularização e produção em massa dos veículos elétricos a partir dos anos 2000. Já tendências atuais de mercado analisam abandonar as topologias *pouch* de íons de lítio, que apesar de apresentarem uma facilidade industrial devido a sua fácil manufatura em grande escala, necessitam de um grande número de conexões internas, o que torna o processo de montagem mais complexo em relação a outras topologias, como as baterias cilíndricas, que além dessa facilidade de manufatura possuem uma densidade energética ainda maior, essa ação é um exemplo de atitude tomada pela montadora norte americana Tesla.

4. DEFINIÇÃO DE SEGUNDA VIDA DE UMA BATERIA

A segunda vida de uma bateria, é a continuação na utilização dessa bateria após atingir um estado não recomendado para que continue realizando a sua atividade primária. A partir daí, a bateria será realocada para uma nova serventia. Esse estado de operação ou *State of Health*, representa a situação da bateria na sua curva de vida total, levando em conta as suas características de degradação no tempo ou perda de capacidade de armazenar energia em relação a sua capacidade inicial.

No entanto, é mais complexo definir quando esse estado de final de primeira vida e início de segunda se inicia. Isto demanda uma análise mais profunda sobre os padrões de funcionamento da bateria e como vão ser levados em conta quando as células da bateria forem realocadas para uma próxima aplicação. Também quando é definido o final dessa segunda vida, é importante considerar quais os fatores que impossibilitam uma bateria de ser utilizada novamente.

Principalmente as baterias mais comuns como as de chumbo-ácido e de íons de lítio, apresentam um comportamento semelhante de degradação conforme o tempo de utilização. Esse comportamento é representado em duas fases de operação. A primeira fase possui um comportamento linear, relacionado a capacidade de retenção ou de carga da bateria, que vai se degradando com o passar do tempo e uso. A segunda fase de comportamento não é linear, e ocorre quando a degradação das células é acelerada e essa fase engloba e etapa de utilização das baterias de segunda vida, já que essas baterias estão se encaminhando para as porcentagens pós 80% de SoH.

Como exemplo é apresentado o gráfico obtido em Attia [8] da figura 4, elaborado a partir de testes voltados à determinação do envelhecimento das baterias de íon de lítio. Na pesquisa, 303 células foram analisadas em 17 diferentes *datasheets*, e a curva apresentada após os testes é vista na figura 3, onde após quase 1400 ciclos e a bateria se aproximar de 80% de sua capacidade de retenção inicial a degradação acelera consideravelmente. Assim, após uma fração de ciclos a capacidade da bateria já se reduz consideravelmente.

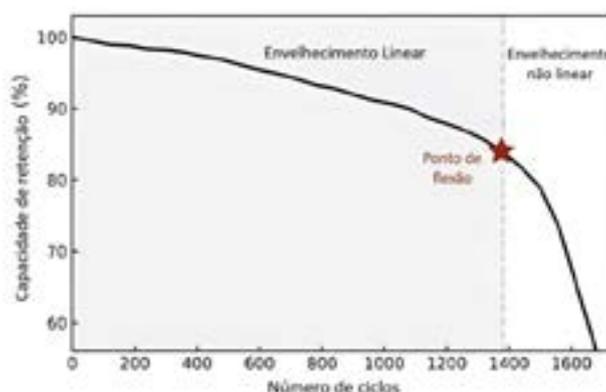


Figura 4: O ponto de flexão durante a degradação da bateria. Adaptado de [8].

Pela análise do gráfico ao chegar próximo dos 80% a capacidade de retenção de energia a bateria tende a ter um decaimento muito mais abrupto. Tal ponto é o ideal ou o recomendado pelas montadoras e empresas especializadas para a troca das baterias de um veículo elétrico. Porém essa estimativa de SoH é um desafio, visto que as baterias em geral apresentam um comportamento não linear, singular e variável. Para a estimativa do SoH diversos métodos são aplicados, sendo três deles os principais:

- Método experimental: Utiliza equipamentos específicos para aferir com precisão as medidas. Esse método apesar de eficiente não pode ser utilizado quando a bateria está em operação, o que o torna mais trabalhoso;
- Método baseado em modelos: Esse método utiliza modelos de bateria para simular o comportamento ao longo da vida da bateria, como o modelo de dupla polarização elétrica, que é baseado em algoritmos, necessitando de auxílio computacional, como exemplo o *Karl filer estimation* [9];
- Método baseado em *machine learning* ou aprendizado de máquina: Combina os métodos experimentais e matemáticos para traçar correlações chegando em modelos mais fidedignos e próximos da realidade. Um exemplo desse modelo é a estimativa de SoH utilizando a lógica *Fuzzy* ou redes neurais.

Sendo assim, apesar da dificuldade de se estimar, o SoH se demonstra ser um dos parâmetros fundamentais para um BMS, tanto para estimar o aumento da resistência interna, quanto para estimar

a redução da capacidade da bateria, segundo Sumukh Surya & Vidya Rao & Sheldon S. Williamson em [10]. Fatores que são diretamente ligados a segunda vida da bateria, já que sem essas informações previamente medidas e estimadas durante a vida da bateria, estimar após o fim de sua primeira vida se torna um processo mais caro, difícil e menos preciso, o que pode impactar na performance da bateria em uma utilização de segunda vida.

5. IMPORTÂNCIA DE NORMAS DE USO NO REMANEJAMENTO DE BATERIAS

No entanto, quando se trata de trabalho e uso de baterias, é necessário ter cuidado, conhecimento e tomar ressalvas para uma utilização segura e eficiente. Isto é recomendado especialmente quando se trata de baterias que se encaminham para uma aplicação de segunda vida, já que essas baterias estão mais suscetíveis a apresentarem defeitos e falhas de funcionamento que podem gerar riscos à saúde do usuário. Baterias ao longo de sua vida manejam reações químicas a favor de se tornarem reutilizáveis, no entanto em aplicações como em carros elétricos e atividades de maior demanda, intempéries durante sua utilização, podem ocasionar efeitos indesejáveis. A exposição a altas temperaturas acelera as reações químicas no interior das células das baterias, formando gases e causando danos, o que pode provocar um rompimento do envoltório das células e uma exposição química ao usuário [11]. Dessa forma, evidencia-se a importância de legislações e normas de uso de equipamentos com baterias de segunda vida. Nesse sentido é evidente que se descreve uma cultura em segurança, onde o início do complexo processo é baseado no Cumprimento dos Requisitos Legais e Normativos. Para tanto, a Constituição da República Federativa do Brasil, no seu capítulo III – Da Organização do Estado – Artigo 22: Compete privativamente à União legislar sobre: Item XI – Trânsito e Transporte, foi instituído o Código de Trânsito Brasileiro - CTB - através da Lei 9.503, de 23 de setembro de 1997 [13]. Documento que serve de base para a elaboração e determinação de critérios, os quais, pela recente chegada do tema de segunda vida de baterias automotivas, ainda estão em fase de elaboração. Assim sendo, quando existe o Cumprimento dos Requisitos Legais e Normativos, se tratam de exigências de acreditação internacional.

Dessa forma, regulações agiriam em duas frentes, além da segurança seriam facilitadores para que os processos de segunda vida sejam concretizados, pois a falta de um documento e leis sobre a área ocasiona implicações políticas, evitando a expansão de novas tecnologias. Por exemplo, a União Europeia definiu em painéis de discussões de metas e propostas de regulamentação sobre o tema, definindo parâmetros como: declaração obrigatória sobre o conteúdo reciclado em baterias industriais, de veículos elétricos e automotivos com metas obrigatórias para 2030 e 2035. Novos alvos de eficiência na reciclagem de baterias são estabelecidos para 2025 e 2030 (*Li-ion* [65%, 70%] and *Pb-acid* [75%, 80%]); a partir de 2023 produtores de baterias deverão relatar o desempenho e a durabilidade das baterias EV e industriais, com requisitos mínimos de desempenho a serem cumpridos a partir de 2026 [4].

Além de ações tradicionais de regulamentações sobre práticas, metas, perigos e danos, quando se trata de sistemas com baterias, estes devem ter capacidade de operação durante intempéries naturais, como contato com água. Quadros ilustrativos podem ser as enchentes que afetaram o Rio Grande do Sul na metade de 2024, quando por semanas veículos ficaram submersos nas águas de rios. As baterias de veículos elétricos são projetadas para serem seguras, mesmo quando submersas na água. No entanto, a exposição prolongada à água, como em caso de inundações, especialmente água salgada, pode aumentar o risco de curto-circuito e incêndio na bateria. Embora não haja dados concretos sobre essa situação, o contato de água com a bateria aumenta o risco de fuga térmica, um precursor potencial para incêndios, mesmo se passando dias após a inundação, pois é difícil avaliar os danos internos nas células [14][15]. Eventos inesperados como os que ocorreram no sul do Brasil em 2024 demonstram a complexidade e abrangência do tema, o que reforça a importância de mais estudos e legislação na área, para que a tecnologia possa evoluir de forma que os usuários não sofram riscos ao usar equipamentos com baterias de segunda vida.

CONCLUSÃO

Os estudos e tendências de mercado sobre o tema de baterias apresentam um cenário que demonstra um aumento inevitável de baterias no final de sua vida útil. Logo, sabendo que o descarte dessas baterias não é fácil devido às suas complexas topologias de fabricação e presença de inúmeros metais e compostos químicos na sua composição, a segunda vida emerge como uma finalidade praticável. Apesar de ser um processo inicialmente complexo, pode se tornar facilmente uma rotina da indústria. Com essa prática o mercado de baterias se tornará um mercado circular, com

reaproveitamento de materiais, evitando um aumento na extração de minérios pesados, descarte de materiais tóxicos e diminuição de agentes poluentes no meio ambiente. Essa importância se torna ainda mais evidente ao analisar o âmbito das energias renováveis, como exemplo da solar e eólica. Em certos períodos do dia há uma produção considerável em outros horários, sem sol ou sem vento, os painéis e aerogeradores se tornam inoperantes. Mas com um sistema estacionário de baterias de segunda vida, em um período de pico de produção e baixa demanda da rede, essa energia que seria desperdiçada pode ser armazenada para uso posterior. Outro exemplo de aplicação de baterias de segunda vida é em *minigrids*. Sistemas de eletricidade de pequeno porte independentes produzem sua própria energia, visando um desligamento na rede elétrica comum visando um melhor aproveitamento da energia, sem perdas de transmissão e cobrança de tarifas extras por uso de equipamento público. Se mostra uma tendência mundial visto a possibilidade de uma produção de energia descentralizada, viabilizada pela democratização do acesso a painéis solares, como exemplo.

No entanto, mesmo se mostrando um processo viável, de boa prática e eficiência energética considerável, é de exímia importância uma primeira regulamentação sobre o tema. Essa prática se torna necessária visto que a utilização de baterias reaproveitadas, atua no contorno do envelhecimento das baterias, ressignificando seu propósito inicial e realocando as baterias em um novo serviço de menor demanda. Mesmo bem projetado, testado e planejado, este reuso pode gerar um risco ao usuário final tendo em vista as incertezas na estimativa da saúde da bateria, o que pode acarretar em um desequilíbrio do sistema beneficiado.

Por fim, o uso da segunda vida de baterias veiculares é um tema ainda a ser consolidado e discutido na prática, com horas dedicadas a testes de comportamento, montagem de novos sistemas e aprimoramento nas técnicas de aferição de estado das células. Algo que após bem erradicado e garantido via dados dos fabricantes, pode gerar uma vida útil muito maior para as baterias automotivas utilizadas atualmente, garantido uma economia mais circular, com menos danos de extração de minérios e gases poluentes nos processos de reciclagem desses compostos.

AGRADECIMENTO

Agradecemos o apoio do SENAFOR ao Grupo de Pesquisa de Energia e Aplicação de Gases e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas do grupo.

Referências

- [1] GARCHE J., KARDEN E., MOSELEY P.T., RAND D.A.J. Lead-Acid Batteries for Future Automobiles, 1st ed., Elsevier Science, 2017.
- [2] (2024) SITE: IEA, Global EV Outlook 2024, IEA, Paris <https://www.iea.org/reports/global-ev-outlook-2024>, License: CC BY 4.0
- [3] (2024) SITE: BRASIL. Ministério do Desenvolvimento, Indústria, Comércio e Serviços. **Rota 2030: Mobilidade e Logística**. Disponível em: <https://www.gov.br/mdic/pt-br/assuntos/competitividade-industrial/setor-automotivo/rota-2030-mobilidade-e-logistica>. Acesso em: 30 ago. 2024.
- [4] (2024) SITE: GLOBAL SUSTAINABLE ELECTRICITY PARTNERSHIP (GSEP). Second life batteries: an overview of key issues. Disponível em: https://www.globalelectricity.org/wp-content/uploads/2022/09/GSEP_SecondLifeBatteries.pdf. Acesso em: 2 set. 2024.
- [5] LAZARINI, Alexandre Pujol. Desenvolvimento de Metodologia Universal de Determinação da Vida Útil de Baterias Baseadas nas Informações dos Fabricantes. Curitiba, Paraná, 2020.
- [6] JEBRAM A.L.S., CANALLI V.M., Protótipo de BMS – Battery Management System com Monitoramento Remoto da Associação das Células de Lítio – 12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies 12^o RENOMAT, 2023.
- [7] BERECIBAR, Maitane; MESSAGIE, Maarten. *FIA Region I - Expert study on guidance and recommendations regarding electric vehicle propulsion battery end-of-life policies*. 08 nov. 2022. Disponível em: https://www.fiaregion1.com/wp-content/uploads/2022/11/FIA_Battery-Recyclability-Study.pdf. Acesso em: 05 set. 2024.
- [8] ATTIA P.M., BILLS A., PLANELLA F.B., DECHENT P., DOS REIS G., DUBARRY M., et al. Review—"Knees" in lithium-ion battery aging trajectories. *J Electrochem Soc* 2022;169(6):060517. <http://dx.doi.org/10.1149/1945-7111/ac6d13>.
- [9] HU X. et al., "A Review of Second-Life Lithium-Ion Batteries for Stationary Energy Storage Applications," in *Proceedings of the IEEE*, vol. 110, no. 6, pp. 735-753, June 2022, doi: 10.1109/JPROC.2022.3175614.
- [10] Sumukh Surya & Vidya Rao & Sheldon S. Williamson, 2021. "Comprehensive Review on Smart Techniques for Estimation of State of Health for Battery Management System Application," *Energies*, MDPI, vol. 14(15), pages 1-22, July.
- [11] MA S., JIANG M., TAO P., SONG C., WU J., WANG J., DENG T., SHANG W., Temperature effect and thermal impact in lithium-ion batteries: A review, *Progress in Natural Science: Materials International*, Volume 28, Issue 6, 2018,
- [12] LLLA FONT C.H.; SIQUEIRA H.V., MACHADO NETO J.E., SANTOS, J.L.F.d., STEVAN, S.L., Jr., CONVERTI A., CORRÊA, F.C. Second Life of Lithium-Ion Batteries of Electric Vehicles: A Short Review and Perspectives. *Energies* 2023, 16, 953. <https://doi.org/10.3390/en16020953>
- [13] (2024) SITE: BRASIL. Lei nº 9.503, de 23 de setembro de 1997. Institui o Código de Trânsito Brasileiro. Diário Oficial da União: Brasília, DF, 24 set. 1997. Disponível em: https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/LEIS/L9503/Compilado.htm. Acesso em: 2 set. 2024.
- [14] (2024) SITE :EV FireSafe. Electric vehicles and floods. Disponível em: <https://www.evfiresafe.com/ev-flood>. Acesso em: 29 ago. 2024.
- [15] (2024) SITE:IDAHO NATIONAL LABORATORY. From Florida floods to Idaho desert: understanding impacts of flood damage on vehicle batteries. Disponível em: <https://inl.gov/feature-story/from-florida-floods-to-idaho-desert-understanding-impacts-of-flood-damage-on-vehicle-batteries/>. Acesso em: 29 ago. 2024.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

Preparação e uso de agente beta nucleante visando aprimoramento das propriedades térmicas e mecânicas do Polipropileno

Maria Eduarda P. Henriques ⁽¹⁾
Roger F. Baldissera ⁽²⁾
Marçal Pires ⁽³⁾
Rosane Ligabue ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Separators are microporous polypropylene (PP) membranes that are important components of lithium-ion batteries, allowing lithium ions to pass between the cathode and anode. The separators must be resistant to heat and perforation, so that the lithium does not form crystals, thus damaging it, and that the battery does not overheat and melt the membrane. The production of the separator requires the formation of a β phase in the PP, which provides greater resistance to impact and plastic deformation, as well as the production of suitable pore size and distribution. The aim of the research is to gain a better understanding of the role of the nucleating agent calcium pimelate in the preparation of separators for lithium-ion batteries.

Key words — Battery, Separator, Polymer, Pimelic Acid, Beta nucleating agents

1. INTRODUÇÃO

Os separadores são membranas poliméricas microporosas de polipropileno (PP) componentes importantes de baterias de íon lítio, permitindo que os íons lítio transitem entre o cátodo e ânodo. Os separadores devem ser resistentes ao calor e à perfuração, para que o lítio não forme cristais assim a danificando e, que a bateria não superaqueça e derreta a membrana.

O polipropileno isotático (PPi) tem vários polimorfos como α , β , γ e forma esmética. Entre eles, a fase α é a mais estável e outras formas se transformarão nela sob algumas condições, como tratamento térmico, extensão, etc [1]. Então para a produção do separador é necessária a formação de fase β no PPi, que proporciona maior resistência a impacto e deformação plástica, bem como a produção de poros com tamanho e distribuição adequados.

Para a formação de fase β no PP é necessário controle de temperatura (130°C) e a adição de agentes nucleantes durante o processamento do polímero. Vale destacar que desde 2002, o importante uso de outros agentes nucleantes como TMB-5, com fórmula igual ao NJ Star NU-100 (N,N'-díciclohexil-2,6-naftalenodicarboxamida, $C_{24}H_{30}N_2O_2$), muito utilizado em estudos de preparação de separadores por alongamento e formação de fase β [2].

Para este estudo o foco maior será no uso de agentes nucleantes baseados em sais derivados de ácidos carboxílicos, especificadamente o pimelato de cálcio ($C_7H_{10}CaO_4$), derivado do ácido pimélico ($C_5H_{10}(COOH)_2$). Diversos estudos mostraram que o pimelato de cálcio tem alto efeito nucleante[3]-[6], e pode ser utilizado junto com cargas como zeólita [7] e óxido de grafeno [8]-[10], além de outras cargas como óxido de titânio[11].

O objetivo desse trabalho é ter melhor compreensão do papel do pimelato de cálcio e sua síntese em diversos métodos. Para aplicação futura na fabricação de separadores de baterias.

2. METODOLOGIA

Para o processo de síntese do pimelato de cálcio foi utilizado materiais e reagentes descritos no Quadro 1.

Quadro 1: Materiais e reagentes utilizados

Materiais e Reagentes	Pureza	Fabricante
Ácido Pimélico	98,0%	Sigma Aldrich
Hidróxido de Cálcio	96,0%	Merck
Acetona	99,8%	Merck
Polipropileno Isotático – Proxess H33	Não informado	Braskem

2.1 Preparação do pimelato de cálcio

No primeiro método (A), baseado no trabalho de [10] e [8], foi preparado a

mistura em proporção molar de 1:1 e 2:1 de hidróxido de cálcio e ácido pimélico. A mistura física foi selada em uma forma de alumínio e colocada em uma estufa a 120°C durante 30 minutos.

O segundo método (B), foi utilizado uma relação molar de 1:1 de hidróxido de cálcio e ácido pimélico em 50 mL de água deionizada. A mistura foi colocada em agitação magnética por 1h. Após a mistura foi seca a 100°C por 2 h.

Após isso, ambas as amostras foram lavadas e filtradas três vezes utilizando um filtro de politetrafluoroetileno (PTFE, 22 µm) e acetona, para remover qualquer excesso de reagente. Após a filtragem, todas as amostras foram secas em estufa a 70°C por 2h.

2.2 Métodos de Caracterização

Para identificação e determinação do pimelato de cálcio foi utilizado Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR, Spectrum 3, PerkinElmer) nas condições de 12 varredura e 4 cm⁻¹, no modo ATR.

Para a análise da estabilidade térmica dos compostos utilizados e sintetizados, além do teste de temperatura para remoção de umidade das zeólitas, foi utilizado o equipamento Q600 (TGA). Foi feito testes até 650°C em atmosfera de nitrogênio, com aquecimento de 10°C min⁻¹.

Para o cálculo de cristalinidade total e porcentagem de fase β das amostras de PP foi usado valores do calor de fusão do PP 100% cristalino (H_{f0}) para cada fase presente (fase α, H_{f,0} 178 J/g, fase β, H_{f,0} 170 J/g), obtidos no trabalho de [4]. Para o cálculo de cristalinidade da fase α e β é feito o uso da fórmula (1) e (2).

$$X_{\alpha} = H_{f,\alpha} / H_{f,0}^{\alpha} \quad (1)$$

$$X_{\beta} = H_{f,\beta} / H_{f,0}^{\beta} \quad (2)$$

Onde:

X_α = Grau de cristalinidade da fase α;

X_β = Grau de cristalinidade da fase β;

H_{f,α} = Entalpia de fusão do pico referente a fase α (próximo de 165°C);

H_{f,β} = Entalpia de fusão do pico referente a fase β (próximo de 155°C).

Com os valores obtidos da fórmula (1) e (2) podem ser calculados os valores de cristalinidade total e porcentagem de fase β, mostrado nas fórmulas (3) e (4).

$$X_t = X_{\alpha} + X_{\beta} \quad (3)$$

$$K_{\beta} = X_{\beta} / X_{\alpha} + X_{\beta} \quad (4)$$

Onde:

X_t = Grau de cristalinidade total;

K_β = Conteúdo de fase β presente;

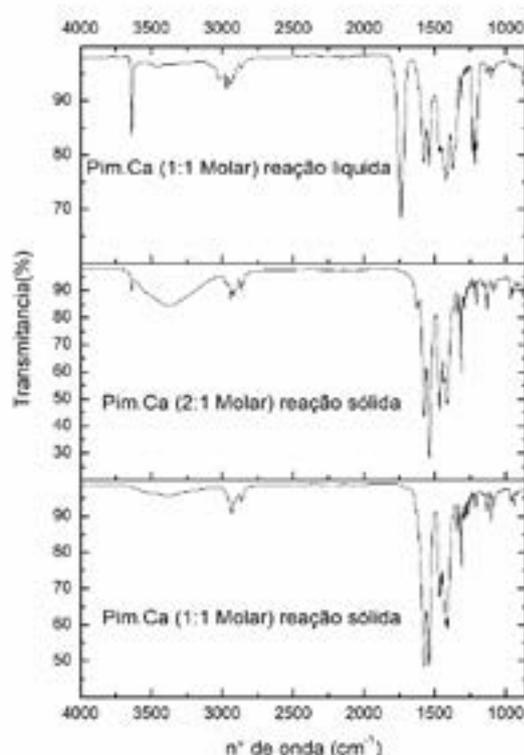
A fórmula (3) pode ser usado em PP com agente nucleante, já que o PP sem agente nucleante não demonstra pico em de fusão da fase β, podendo ser usado a fórmula (1) para calcular diretamente a cristalinidade

3. RESULTADOS

Para os pimelatos sintetizados, foram feitos testes para confirmar a formação de pimelato de cálcio utilizando FTIR, na figura 1 é mostrado os espectros das amostras analisadas.

A banda presente em 3350 cm^{-1} é da ligação O-H, indicando presença de água, necessária para formação de pimelato de cálcio cristalino [12]. Múltiplos picos próximos a 2900 cm^{-1} , são devidos a ligação C-H, presente na cadeia central do pimelato de cálcio [3], [13]. Pico duplo presente em 1570 e 1540 cm^{-1} , são devidos ao movimento assimétrico da ligação O-C-O, do lado em 1410 e 1460 está a mesma ligação, porém com movimentação simétrica.

Figura 1 – Espectro FTIR da amostra.

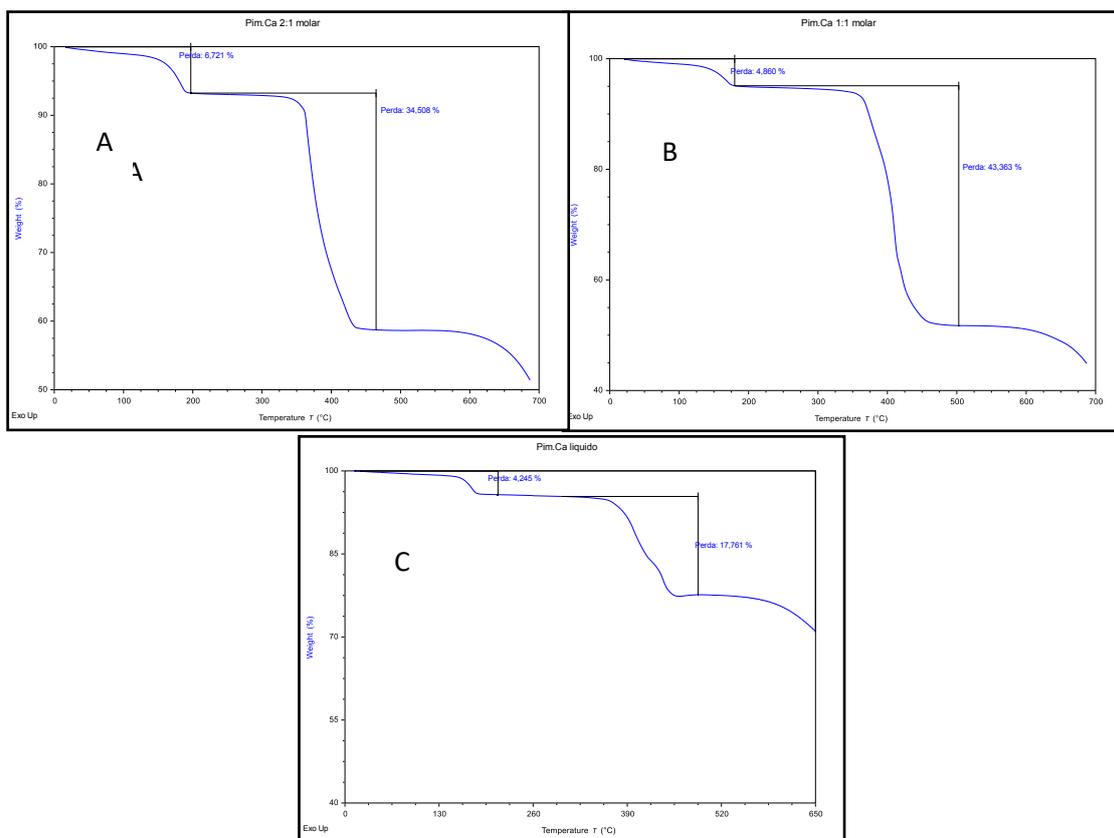


Mesmo ocorrendo algumas pequenas diferenças entre o Pim.Ca sintetizado na reação sólida e os dados da literatura, pode se afirmar que ocorreu formação de Pim.Ca sólido em ambos os casos. Essas pequenas diferenças podem ter sido causadas pelo método de medição, nesse trabalho foi utilizado ATR, sendo que na referência [3] foi utilizado por transmissão. Melhor resultado foi o Pim.Ca 2:1 molar, com picos mais intensos no FTIR, além de maior água presente, gerando um Pim.Ca mais cristalino, a razão molar 2:1 obteve melhor sucesso na formação do Pim.Ca.

Para a reação líquida percebe que ocorre uma pequena formação de pimelato de cálcio, porém existe a presença de outros picos, indicando que a lavagem com acetona não foi efetiva, sobrando reagentes.

A Figura 2 mostra os termogramas referentes às duas amostras de Pim.Ca sintetizadas. A análise de TGA foi feito para averiguar a degradação dos Pim.Ca se comparados a bibliografia.

Figura 2 – Termograma do pimelato de cálcio feitos pelo meio sólido 2:1 molar (A), 1:1 molar (B) e meio líquido 1:1 molar (C)



Percebe-se que ocorre o início de perda de massa a partir de 110°C em todas as amostras, referente a perda de água da estrutura [12], no caso da amostra 2:1 molar (6,72%), a perda é maior que as outras (4,86% 1:1 sólido e 4,25% 1:1 líquido), indicando novamente o grau de cristalinidade do Pim.Ca. A degradação majoritária ocorre a partir de 350°C, atribuído a decomposição do Pim.Ca em CaCO_3 [12]. A partir de 600°C ocorre a descarboxilação do CaCO_3 , onde ocorre a liberação de CO_2 [12]. As perdas de massa na primeira etapa são menores que as registradas na bibliografia, que tem 9% [12]. A segunda perda de massa na bibliografia é de até 47%, acima das amostras testadas, sendo 43,36% na 1:1 molar reação sólida, 34,98% na 2:1 molar reação sólida e 17,61% na 1:1 molar reação líquida.

3.1 Cristalinidade e fase β

Foram testados os pimelatos em reação sólida no PP, foi observado capacidade de formação de fase β e a cristalinidade pelo método DSC. Na tabela X é mostrado o valor obtido quando misturado 1% do pimelato com o PP. A amostra PP1,0A1 contém o pimelato 1:1 molar meio sólido e a amostra PP1,0A2 contém o pimelato 2:1 molar meio sólido.

Amostra	Cristalinidade (%)	kβ (%)
PP1,0A1	56,2	62,4
PP1,0A2	48,6	69,7

4. CONCLUSÃO

Método mais efetivo para síntese do pimelato de cálcio foi por meio sólido, obtendo melhores resultados no FTIR e TGA, com maior índice de água, indicando maior cristalinidade, além de picos referentes a somente o pimelato. A perda maior de líquido na amostra 2:1 molar mostra que ela é o melhor pimelato de cálcio entre as amostras feitas por meio sólido.

Meio líquido mostrou que precisa de melhoria, pois mostrou picos não pertencentes ao pimelato de cálcio, indicando a falta de reação entre ácido pimélico e hidróxido de cálcio.

Na aplicação do PP a amostra PP1,0A2 mostrou melhor formação de fase β , indicando que o pimelato de cálcio 2:1 molar por meio sólido sintetizado é o mais efetivo e puro obtido.

AGRADECIMENTOS

Agradecimentos ao FINEP e a CNPq pelo apoio financeiro e pela oportunidade.

REFERÊNCIAS

- [1] K. Trongtorsak, P. Supaphol, and S. Tantayanon, "Effect of calcium stearate and pimelic acid addition on mechanical properties of heterophasic isotactic polypropylene/ethylene-propylene rubber blend," *Polym Test*, vol. 23, no. 5, pp. 533–539, Aug. 2004, doi: 10.1016/j.polymertesting.2003.11.006.
- [2] L. Ding, R. Xu, L. Pu, F. Yang, T. Wu, and M. Xiang, "Pore formation and evolution mechanism during biaxial stretching of β -iPP used for lithium-ion batteries separator," *Mater Des*, vol. 179, p. 107880, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107880.
- [3] X. Li, K. Hu, M. Ji, Y. Huang, and G. Zhou, "Calcium dicarboxylates nucleation of β -polypropylene," *J Appl Polym Sci*, vol. 86, no. 3, pp. 633–638, Oct. 2002, doi: 10.1002/app.10913.
- [4] J. X. Li and W. L. Cheung, "Conversion of growth and recrystallisation of β -phase in doped iPP," *Polymer (Guildf)*, vol. 40, no. 8, pp. 2085–2088, Apr. 1999, doi: 10.1016/S0032-3861(98)00425-X.
- [5] W. Qin, Z. Xin, C. Pan, S. Sun, X. Jiang, and S. Zhao, "In situ formation of zinc phthalate as a highly dispersed B-nucleating agent for mechanically strengthened isotactic polypropylene," *Chemical Engineering Journal*, vol. 358, 2019, doi: 10.1016/j.cej.2018.10.108.
- [6] Q. Dou, "Effect of the composition ratio of pimelic acid/calcium stearate bicomponent nucleator and crystallization temperature on the production of β crystal form in isotactic polypropylene," *J Appl Polym Sci*, vol. 107, no. 2, 2008, doi: 10.1002/app.26404.
- [7] J. Jiang, G. Li, H. Liu, Q. Ding, and K. Mai, "Preparation and β -crystallization of zeolite filled isotactic polypropylene composites," *Compos Part A Appl Sci Manuf*, vol. 45, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.10.002.
- [8] J. Broda, M. Baczek, J. Fabia, D. Binias, and R. Fryczkowski, "Nucleating agents based on graphene and graphene oxide for crystallization of the β -form of isotactic polypropylene," *J Mater Sci*, vol. 55, no. 4, 2020, doi: 10.1007/s10853-019-04045-y.
- [9] D. Villarreal-Martínez, H. Eduardo Gutiérrez-Páramo, A. Laura Martínez-Hernández, C. Velasco-Santos, and A. Almendarez-Camarillo, "Induction of the β -phase in isotactic polypropylene with pimelic acid modified graphene nanoplatelets," *FlatChem*, vol. 38, 2023, doi: 10.1016/j.flatc.2023.100472.
- [10] Z. S. Anastacio-López *et al.*, "Modification of graphene oxide to induce beta crystals in isotactic polypropylene," *J Mater Sci*, vol. 54, no. 1, 2019, doi: 10.1007/s10853-018-2866-3.
- [11] A. González, E. Pérez, A. Almendarez, A. Villegas, and J. Vallejo-Montesinos, "Calcium pimelate supported on TiO₂ nanoparticles as isotactic polypropylene prodegradant," *Polymer Bulletin*, vol. 73, no. 1, 2016, doi: 10.1007/s00289-015-1469-2.
- [12] Y. Yue, D. Hu, Q. Zhang, J. Lin, and J. Feng, "The effect of structure evolution upon heat treatment on the beta-nucleating ability of calcium pimelate in isotactic polypropylene," *Polymer (Guildf)*, vol. 149, 2018, doi: 10.1016/j.polymer.2018.06.060.

- [13] L. Xie, J. R. Zhong, Y. Li, and Y. F. Zhang, "In situ synthesis of calcium pimelate as a highly dispersed β -nucleating agent for improving the crystallization behavior and mechanical properties of isotactic polypropylene," *Polym Adv Technol*, vol. 34, no. 1, 2023, doi: 10.1002/pat.5894.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

SISTEMA GPS INCORPORADO AO TESTE DE CHASSI DE QUADRICICLO DIDÁTICO

Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽¹⁾

Rodrigo Piccini - Autor ⁽²⁾

Eloy Vicente de La Barra Velasquez - Autor ⁽³⁾

Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾

Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁵⁾

Júlio Cesar Marques de Lima - Orientador ⁽⁶⁾

Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁷⁾

RESUMO

O Sistema de Posicionamento Global (GPS) é formado por uma constelação de satélites que transmitem sinais de radionavegação a uma rede de estações terrestres com a finalidade de monitoramento e controle. Diversos produtos comerciais, como por exemplo rastreadores veiculares, têm sido oferecidos comercialmente para inúmeras finalidades. O principal objetivo deste artigo é propor e descrever na forma de blocos uma arquitetura GPS econômica, destinada a coleta de dados geofísicos de chassi veiculares, destinados a implementação de veículos elétricos dedicados. As informações coletadas são importantes para caracterizar o chassi utilizado como uma carga mecânica em um percurso determinado. Este sistema deverá ser incorporado a um protótipo acionado por uma máquina elétrica recebida em doação, que serve como transdutor. O transdutor foi adaptado a um chassi de um quadriciclo com o devido sistema de redução mecânica necessário à sua movimentação. No momento o protótipo do chassi se encontra disponível no ECPCVC – Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V. Canali em Caxias do Sul. A ideia é que transdutor adaptado permita extrair parâmetros importantes

⁽¹⁾ Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽²⁾ Automation and Control Engineer; Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽³⁾ Electrical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽⁴⁾ Master Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽⁵⁾ Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽⁶⁾ Prof. Me. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽⁷⁾ Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

para estudo e projeto uma vez adaptado a um chassi. A característica de tensão induzida relaciona a velocidade do transdutor com a tensão induzida, quando a máquina opera como motor. A característica torque versus velocidade do transdutor, permite obter dados importantes para avaliar a potência mecânica de acionamento do chassi em intervalos de tempo definidos para o percurso. Já foi desenvolvido um *hardware* e *software* que permite representar tais características no tempo. Os dados geofísicos obtidos através do sistema GPS complementarão os dados coletados a partir do transdutor instalado no chassi, de forma a facilitar o dimensionamento e teste do sistema de acionamento em outros chassi, eventualmente adaptados ao transdutor utilizado. A principal ideia é poder representar a característica potência mecânica no eixo do motor versus tempo, associada a diversas posições de um trajeto definido.

Palavras Chave — GPS, Teste de chassi, quadriciclo, potência mecânica

GPS SYSTEM INCORPORATED INTO TEACHING ATV CHASSIS TEST

Rodrigo Piccini - Author ⁽¹⁾

Jorge Pimentel de Moraes - Author ⁽²⁾

Eloy Vicente de La Barra Velasquez - Autor ⁽³⁾

Lucas Melo Machado - Author ⁽³⁾

Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁴⁾

Júlio Cesar Marques de Lima - Adviser ⁽⁵⁾

Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁶⁾

ABSTRACT

The Global Positioning System (GPS) is made up of a constellation of satellites that transmit radionavigation signals to a network of ground stations for monitoring and control purposes. Several commercial products, such as vehicle trackers, have been commercially offered for numerous purposes. The main objective of this article is to propose and describe in the form of blocks an economical GPS architecture, intended for collecting geophysical data on vehicle chassis, intended for the implementation of dedicated electric vehicles. The information collected is important to characterize the chassis used as a mechanical load on a given route. This system must be incorporated into a prototype driven by an electrical machine received as a donation, which serves as a transducer. The transducer was adapted to a quadricycle chassis with the necessary mechanical reduction system for its movement. The chassis prototype is currently available at SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali in Caxias do Sul. The idea is that an adapted transducer will allow important parameters to be extracted for study and design once adapted to a chassis. The induced voltage characteristic relates the speed of the transducer to the induced voltage when the machine operates as a motor. The torque versus speed characteristic of the transducer allows obtaining important data to evaluate the mechanical drive power of the chassis at time intervals defined for the route. Hardware and software have already been developed that allows representing such characteristics over time. The geophysical data obtained through the GPS system will complement the data collected from the transducer installed on the chassis, in order to facilitate the sizing and testing of the drive system on other chassis, eventually adapted to the transducer used. The main idea is to be able to represent the characteristic mechanical power on the motor axis versus time, associated with different positions on a defined path.

Keywords — GPS, Chassis test, ATV, mechanical power

1. DESCRIÇÃO E IMPORTÂNCIA DO SISTEMA DE POSICIONAMENTO GLOBAL

O Sistema de Posicionamento Global (GPS) é uma tecnologia usada diariamente na navegação moderna, pois proporciona informações precisas sobre localização e tempo, que se torna essenciais para uma ampla gama de aplicações. Foi desenvolvido originalmente pelo Departamento de Defesa dos Estados Unidos, o GPS é formado por uma constelação de satélites que orbitam a Terra, transmitindo sinais de rádio para receptores em terra, como mostra a figura 1.

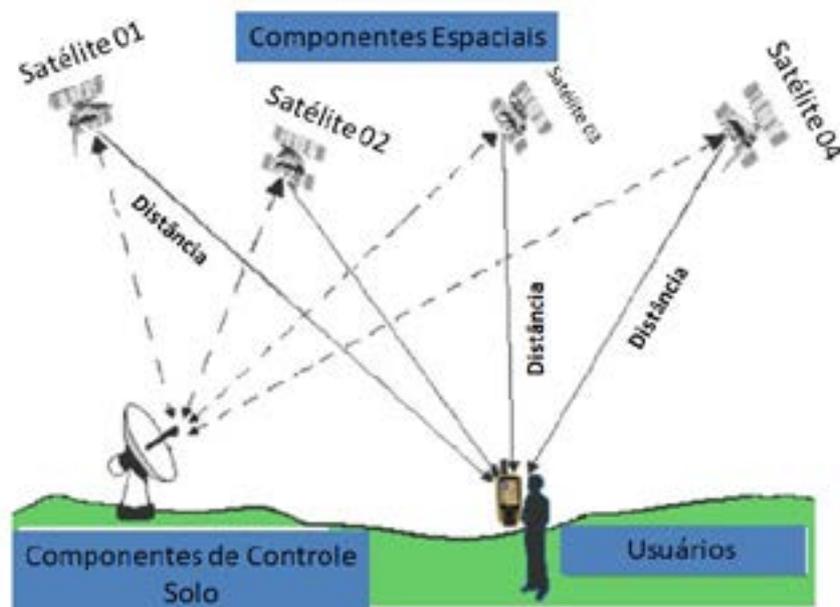


Figura 1: Sistema de posicionamento global [3].

Esses sinais permitem que um receptor GPS calcule a posição exata, com base em *trilateração*, a partir de pelo menos quatro satélites. Atualmente, ele é amplamente utilizado em setores como transporte, telecomunicações, monitoramento ambiental, segurança pública e entre outras aplicações. Sua aplicação vai desde a navegação de veículos, controle de frotas e aviação, até o uso em dispositivos móveis pessoais, como smartphones como ilustra a figura 2. O GPS também desempenha um papel vital em sistemas de sincronização de tempo, utilizados em redes de comunicação e sistemas de energia elétrica, garantindo precisão e confiabilidade [1][2].



Figura 2: Aplicação veicular - Adaptado de [4].

2. A ESTRATÉGIA DOS VEÍCULOS ELÉTRICOS DEDICADOS

De acordo com [5] são veículos que chegam a ter compartimentos customizados, em função das dimensões dos equipamentos utilizados na prática do esporte, como o carro de golfe visto na figura 3.



Figura 3: Origem dos veículos dedicados [5]

Os chamados carros de golfe, muito populares dos USA, onde são percorridas longas distâncias, em função das grandes dimensões de um campo destinado ao esporte. Em um experimento descrito em [6], um veículo experimental percorre o trajeto, ida e volta de um condomínio até à Universidade como ilustrado na figura 4.

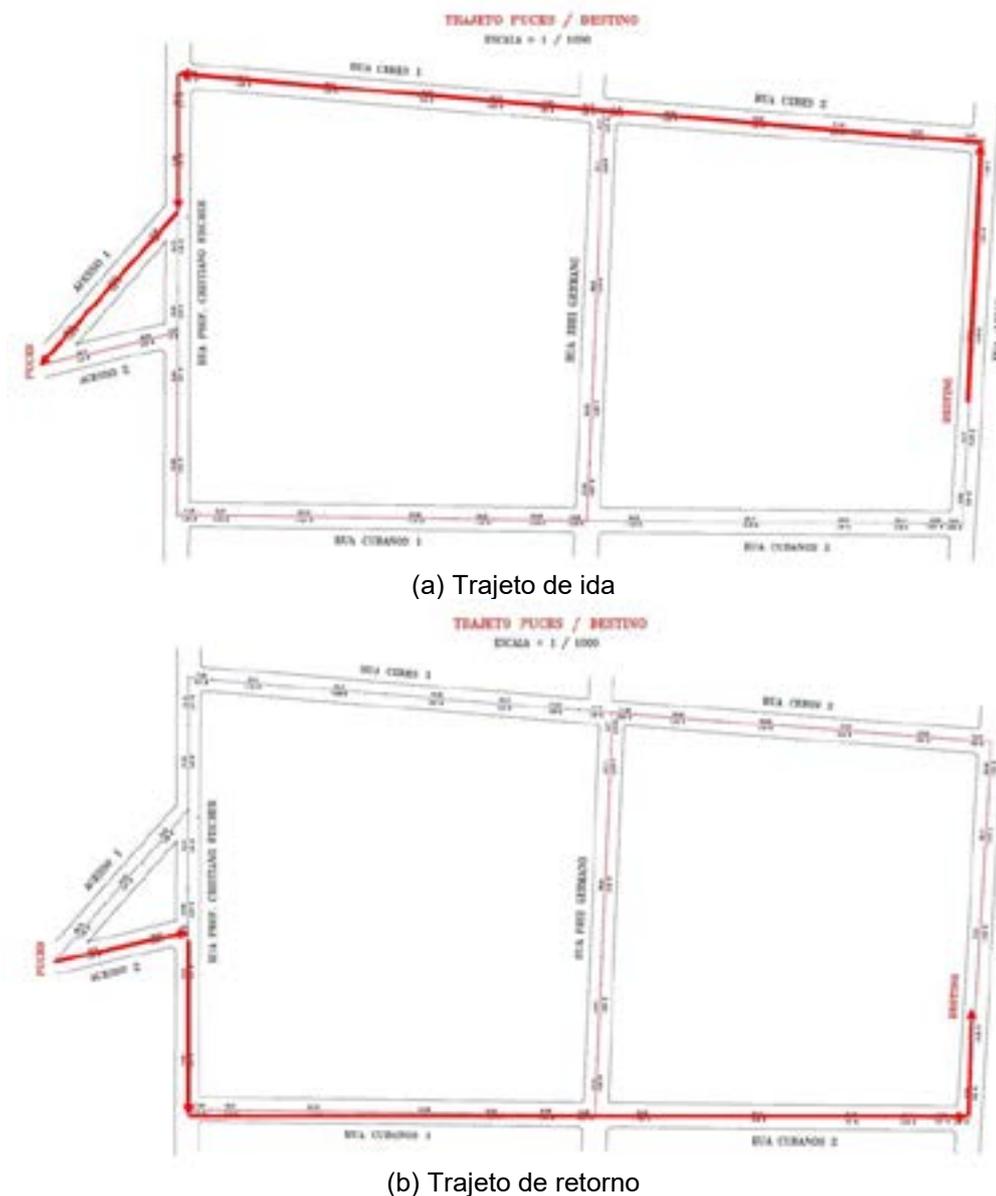
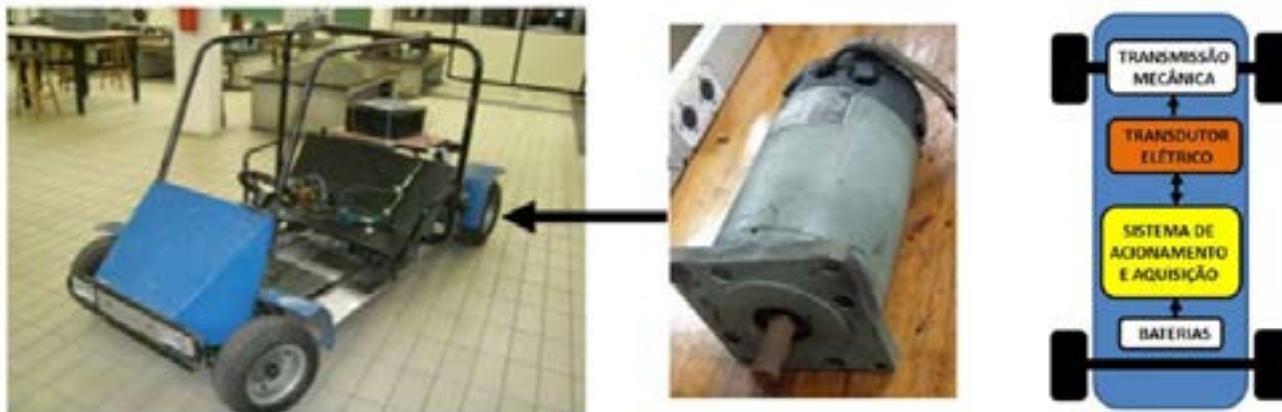


Figura 4: Trajetória de um veículo elétrico dedicado

A importância deste experimento é refletir exatamente os métodos que seriam utilizados pelos fabricantes de veículos, por ocasião de sua concepção para o trajeto.

3. PROTÓTIPO PARA TESTE E DIMENSIONAMENTO DE ACIONAMENTO ELÉTRICO VEICULAR

O *quadriciclo* didático utilizado e o transdutor empregado, descritos em [8], são vistos na figura 4(a). O chassi protótipo testado é alimentado através de baterias utilizando um conversor CC-CC ou *pulsador* CC com controle por largura de pulso ou PWM – *Pulse Width Modulation*, similar ao implementado em [7] formando o sistema de acionamento descrito no diagrama em blocos da figura 5.



(a) Vista do protótipo e transdutor

(a) Diagrama em blocos

Figura 5: Chassi de quadriciclo adaptado para os testes experimentais..

4. IMPORTÂNCIA DOS ENSAIOS NOS VEÍCULOS DEDICADOS

O processo de criação de um veículo é muito complexo, pois além dos aspectos técnicos pertinentes, envolve o público alvo, a aplicação, até mesmo a cultura vigente, que define o patamar tecnológico desejado. Para tanto, a partir da aplicação, são definidos aspectos como o PBT – Peso Bruto Total, que é estabelecido a partir do peso próprio do veículo, incluindo até mesmo os fluídos, como lubrificantes, líquido de freio, e combustível, bem como sua capacidade de carga, seja passageiros e bagagens, ou mesmo materiais. A partir deste parâmetro, são definidas as cargas por eixo, e em consequência, dimensionada a suspensão, estruturas (chassi ou monobloco), dimensões internas e externas.

Ainda a partir de concepções iniciais, existe um parâmetro muito importante, relacionado à relação peso potência, que se constitui no item de maior custo, e conhecido por *powertrain* ou trem de força. Voltando às definições iniciais de projeto, para ambientes que envolvem locais de topografia muito acidentada, com grandes gradientes a vencer, a unidade propulsora deve envolver um torque elevado.

Isso tudo acontece a nível de projeto, chegando até mesmo a fase de simulação computadorizada, mesmo sem que tenha feito nenhum componente físico.

Voltando à importância dos ensaios, uma vez existindo um veículo real, físico, são feitos testes definidos por leis locais e regulamentos internacionais reconhecidos, também conhecido pelo Cumprimento dos Requisitos Legais e Normativos.

Evidente, que todos os componentes veiculares devem obedecer ao processo de certificação compulsória, de forma a assegurar seu desempenho seguro.

Um aspecto muito importante diz respeito ao nível de exigência dos ensaios cujos parâmetros são definidos a partir do patamar tecnológico estabelecido em projeto.

Uma vez todas as etapas cumpridas, o veículo é homologado pelos Órgãos Públicos, no caso brasileiro, obtendo seu RENAVAN – Registro Nacional de Veículos Automotores, podendo ser registrado e licenciado.

5. ESTRATÉGIAS COMERCIAIS DE SISTEMAS GEOREFERENCIADOS

Os sistemas *geo-referenciados*, como o GPS, têm se tornado fundamentais em diversos setores, especialmente transporte, agricultura e marketing. No transporte, o rastreamento de frotas otimiza rotas e reduz custos, enquanto na agricultura de precisão, a tecnologia ajuda a monitorar colheitas e otimizar o uso de recursos. O *geo-marketing* permite a criação de campanhas publicitárias segmentadas com base na localização dos usuários, ampliando a precisão e a eficácia das

estratégias de comunicação. Esses sistemas estão em constante crescimento devido à alta demanda por soluções que utilizam dados de localização.

Os principais modelos de negócios incluem a venda de hardware, como rastreadores GPS, combinados com serviços de monitoramento por assinatura, e o licenciamento de software georreferenciado, como APIs de mapeamento. Grandes empresas também exploram a coleta de dados de localização para melhorar seus produtos e gerar novas receitas. Contudo, desafios relacionados à privacidade e à proteção de dados impõem limites, embora a integração com tecnologias emergentes, como inteligência artificial e IoT, ofereça um vasto potencial para inovações futuras.

6. DIAGRAMA EM BLOCOS E PRINCÍPIO DE ARQUITETURA GPS PROPOSTA PARA TESTES

Como ilustra a figura 6, o protótipo do quadriciclo dispõe de um banco de baterias com entrada para um carregador externo. Na arquitetura proposta e vista na figura 6, um interruptor faz o acionamento do dispositivo. Para segurança, um circuito de proteção por meio de fusíveis protege as partes sensíveis. A bateria alimenta todos os circuitos eletrônicos de baixa tensão por meio de um regulador de tensão. O veículo conta com um motor elétrico acionado por um inversor de frequência. O pedal do acelerador controla a tensão e frequência aplicadas ao motor elétrico.

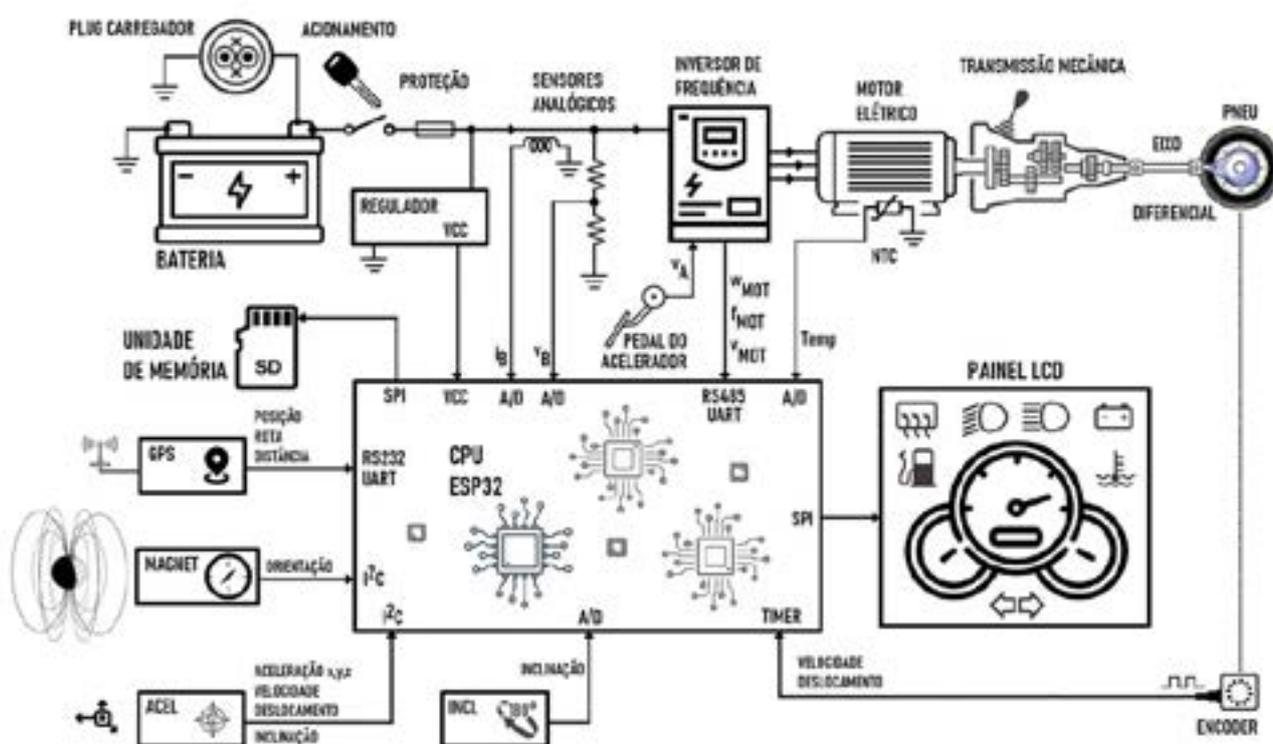


Figura 6: Arquitetura GPS proposta para testes

7. SÍNTESE DE PARAMETROS IMPORTANTES OBTIDOS DA ARQUITETURA GPS PROPOSTA

Sensores analógicos para medição de tensão e corrente da bateria estimam a carga da bateria e a autonomia da mesma. Uma porta de comunicação serial (RS485) permite a leitura das variáveis do inversor de frequência, como tensão do motor, frequência, velocidade angular, entre outros parâmetros. Um sensor do tipo NTC acoplado a carcaça do motor mede a temperatura de trabalho do mesmo. Acoplado ao motor está o sistema de transmissão mecânica, o eixo de transmissão e o diferencial que aplicam a força as rodas do veículo. Por meio de um *encoder* óptico, o sistema estima a velocidade e o deslocamento do veículo.

O sistema conta ainda com um receptor GPS para estimar a localização, rota, distância percorrida, orientação e velocidade. Um magnetômetro é utilizado para estimar a orientação do veículo. Um sensor do tipo acelerômetro 3D é utilizado para estimar a aceleração nos três eixos, velocidade, deslocamento e inclinação (nos eixos y e z) da plataforma. Além disto um inclinômetro analógico estima a inclinação da plataforma nos eixos y e z também. Um algoritmo de fusão de sensores corrige as diversas leituras feitas pelos sensores, estimando os valores mais corretos de velocidade, posição, deslocamento, entre outras variáveis do sistema.

Um *display* gráfico é proposto, para implementação do painel do veículo, para representar as variáveis medidas pelo sistema. Uma porta SPI - *Serial Peripheral Interface* é utilizada para comunicação e controle deste dispositivo. Esta interface permite implementar indicadores analógicos e digitais, perfeitos para a construção de um painel veicular. Além disto, o sistema conta ainda com um sistema de memória (Cartão SD - *Secure Digital*) para armazenamento das variáveis de medição para realização de telemetria em bancada.

8. NORMAS E RESPECTIVOS TESTES BENEFICIADOS PELA INICIATIVA

Sempre que se fala na concepção de um veículo, está implícito o Cumprimento dos Requisitos Legais e Normativos. Os Requisitos Normativos, devem ser reconhecidos por Instituições Internacionais.

No caso do Brasil, a ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas é o Foro Nacional da Normalização, e também único representante da ISO – *International Organization for Standardization* no território brasileiro. Dentre tudo que envolve a fabricação e comercialização de um veículo, a avaliação do desempenho dinâmico é um dos itens de maior importância.

Para tanto, a ISO elaborou um conjunto de Normas Técnicas vista na tabela 1 de [8], que estabelece os testes e ensaios pertinentes. A norma ISO 8715:2001 [8] A avalia o desempenho dinâmico em rodovia, como aceleração, autonomia, consumo de energia e capacidade de transpor gradientes..

NºS	Organização	Número da Norma	Título	Estado Presente
1	ISO	ISO 8714:2023	Electric road vehicles — Reference energy consumption and range — Test procedures for passenger cars and light commercial vehicles	Publicada
		ISO 8715:2001	Electric road vehicles — Road operating characteristics	
		ISO/TR 11954:2024	Fuel cell road vehicles — Performance measurement — Vehicles fuelled with compressed hydrogen	Publicada
		ISO/TR 11955:2008	Hybrid-electric road vehicles — Guidelines for charge balance measurement	Revogada
		ISO 23274-1:2019	Hybrid-electric road vehicles — Exhaust emissions and fuel consumption measurements -- Part 1: Non-externally chargeable vehicles	Publicada
		ISO 23274-2:2021	Hybrid-electric road vehicles — Exhaust emissions and fuel consumption measurements -- Part 2: Externally chargeable vehicles	Publicada
		ISO 23828:2022	Fuel cell road vehicles — Energy consumption measurement — Vehicles fuelled with compressed hydrogen	Publicada

Tabela 1: Relação de normas ISO – *International Organization for Standardization*

Neste trabalho, são desenvolvidos os sistemas de captura dos dados relacionados, como descrito no Item 7 Conforme [10], “A conectividade digital ilustrada pela figura 7 e o compartilhamento de dados, são os principais facilitadores do transporte sustentável.



Figura 7: Scania e a conectividade nos transportes

Ao permitir a coordenação e o controle de sistemas inteiros, veículos conectados e autônomos podem aumentar a eficiência e a segurança, além de reduzir significativamente as emissões de CO₂.

O transporte é um dos setores em que os avanços em conectividade estão ocorrendo mais rapidamente. As vantagens da tecnologia são óbvias, visto que a rentabilidade do setor depende de fluxos eficientes.”

CONCLUSÃO

O Sistema de Posicionamento Global (GPS) é formado por uma constelação de satélites que transmitem sinais de radionavegação a uma rede de estações terrestres com a finalidade de monitoramento e controle. A principal contribuição deste artigo foi a proposição de um protótipo para ensaio de chassi, conectado ao Sistema de Posicionamento Global ou GPS - Global Positioning System. O sistema de sensoriamento do protótipo permite efetuar a leitura das variáveis do controlador, e grandezas como tensão, velocidade angular e potência de saída de um transdutor que efetua o acionamento mecânico do chassi. É indicada também, a operação conjunta com um magnetômetro, cuja função é estimar a orientação do veículo. Para utilização em dimensionamentos, um sensor do tipo acelerômetro 3D é utilizado para estimar a aceleração nos três eixos, velocidade, deslocamento e inclinação nos eixos y e z e um *inclinômetro* analógico estima a inclinação da plataforma nos eixos y e z. Um algoritmo de fusão de sensores corrige as diversas leituras feitas pelos sensores, estimando os valores mais corretos de velocidade, posição, deslocamento, entre outras variáveis do sistema. Desta forma, um receptor GPS para estimar a localização, rota, distância percorrida, orientação e velocidade. Um rol de ensaios proposto por normas pode ser beneficiado com a implementação deste sistema, que pode ser muito útil no dimensionamento de veículos dedicados.

AGRADECIMENTO

O grupo agradece o incentivo dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, pelo apoio às iniciativas.

Referências

- [1] M. P. ANANDA, H. BERNSTEIN, K. E. CUNNINGHAM, W. A. FEES AND E. G. STROUD, "Global Positioning System (GPS) autonomous navigation," *IEEE Symposium on Position Location and Navigation. A Decade of Excellence in the Navigation Sciences, Las Vegas, NV, USA, 1990*, pp. 497-508, doi: 10.1109/PLANS.1990.66220.
- [2] HEGARTY, C.J. (2017). *The Global Positioning System (GPS)*. In: Teunissen, P.J., Montenbruck, O. (eds) *Springer Handbook of Global Navigation Satellite Systems*. Springer Handbooks. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-42928-1_7
- [3] (2020) SITE: <https://institutopristino.org.br/gps-dados-de-telefoniamapas-e-geotecnologias/>
- [4] (2024) SITE:<https://hemantra.medium.com/driving-the-future-autonomous-vehicles-and-the-role-of-5g-cellular-technology-811c6cabcb75>
- [5] 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 elétricos propulidos a eletricidade, *12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil RS*
- [6] (2023) SITE CARRO DE GOLFE [Online]. https://www.hdkexpress.com/seating-with-space-and-room-for-everyoneproduct/?keyword=carrinhos%20de%20golfe&82E75F5AF5D2D01C&matchtype=p&gclid=CjwKCAjwivemBhBhEiwAJxNWN50dN3-QU6KxDdZng4JjX7JGPKhu6quutd2jY3ePY5G4VYKYj3pLWxoCfFkQAvD_BwE
- [7] CANALLI, V.M., DE AZEREDO, N.L.; Relatório Projeto Guarda-Chuva na Linha de Veículos Elétricos: Protótipos, Adaptação, Logística e Infraestrutura de Testes 2021 - 2023. 16p.BELLANCA, E.T.. Triciclo Elétrico Desenvolvido para o MCT – Museu de Ciência e Tecnologia da PUCRS
- [8] PICCINI R., DE LIMA J.C.M., CANALLI, V.M., - Protótipo para aquisição de dados de conjugado mecânico de um chassi, *12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil RS*
- [9] ALENCASTRO, J., Aplicação de pulsador em veículo elétrico, Trabalho de Conclusão de Curso, 2006. - Graduação em Engenharia de Controle e Automação - Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul. Orientador: Vicente Mariano Canalli. 2006
- [10] ALAM M.S, AHMAD A., KHAN Z.A, RAFAT Y.R., CHABAAN R.C., KHAN I., *A Bibliographical Review of Electrical Vehicles (xEVs) Standards - SAE International Journal of Alternative Powertrains, 2018*
- [11] (2024) SITE: SCANIA FLET - <https://www.scania.com/br/pt/home/products/attributes/connectivity.html>



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

PROJETO ASSISTIDO E IMPRESSÃO 3D DE MÁQUINA SÍNCRONA DE BAIXA POTÊNCIA

Eduardo Duarte Cabral - Autor ⁽¹⁾
Henrique Gabriel Cabral - Autor ⁽²⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽³⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾
Mariana Carvalho Koenig - Autor ⁽¹⁾
Maurício de Moura Martins - Autor ⁽¹⁾
Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁴⁾
Vicente Mariano Canalli - Orientador ⁽⁵⁾

RESUMO

Com o advento dos veículos elétricos as máquinas elétricas tem recebido uma maior atenção, tendo em vista sua reversibilidade ou operação como motor e gerador. Esta característica é especialmente importante em arquiteturas regenerativas que permitem carregar a bateria em declives ou frenagens. A tecnologia de construção de máquinas elétricas tem sido relegada a setores e indústrias específicas do ramo sendo muito pouco difundida e estudada nos currículos acadêmicos. Por exemplo, a simples movimentação de um motor elétrico traz consigo elementos conceituais relacionados especialmente a seu princípio de operação. A impressão em três dimensões, por sua vez tem permitido transformar os projetos assistidos por computador *CAD – Computer Aided Design* em protótipos de baixo custo. Embora o material termoplástico possa não ser o ideal para a construção de tais máquinas, este tem permitido conformar estudos teóricos em protótipos. Embora não ideais, tais protótipos podem ser aliados econômicos e viáveis da didática de construção de máquinas elétricas, pois alguns dos fenômenos comentados na teoria poderão ser ilustrados na prática, incluindo efeitos da operação em alta frequência. Também representa um excelente exercício de utilização de ferramentas *CAD – Computer Aided Design* ou uma preparação para a

⁽¹⁾ Electrical Engineering 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⁾ Electrical Engineer, 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.

evolução neste ramo. A construção de máquinas elétricas pressupõe uma interação cíclica entre seu projeto construção e teste. O projeto CAD pode ser utilizado área da metalurgia, e o material utilizado substituído por compósitos obtidos por pós metálicos. Neste trabalho é apresentada a construção de máquina elétrica síncrona com material termoplástico que alimentada por um inversor convencional proporcionou uma rotação limite de 4000 rpm, com base nos princípios de campo girante. Também a nível de projeto, outros protótipos mais elaborados tem sido implementados, com vistas a melhorar de forma econômica o design inicial permitindo no mínimo ilustrar efeitos teóricos na prática.

Palavras Chave — CAD, máquina síncrona, construção de máquinas, termoplástico

ASSISTED DESIGN AND 3D PRINTING OF LOW POWER SYNCHRONOUS MACHINE

Eduardo Duarte Cabral - Author ⁽¹⁾
Henrique Gabriel Cabral - Autor ⁽²⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Author ⁽³⁾
Lucas Melo Machado - Author ⁽⁴⁾
Mariana Carvalho Koenig - Author ⁽¹⁾
Maurício de Moura Martins - Author ⁽¹⁾
Marçal Rodrigues Pires - Author ⁽⁵⁾
Vicente Mariano Canalli - Adviser ⁽⁶⁾

ABSTRACT

With the advent of electric vehicles, electric machines have received greater attention, given their reversibility or operation as a motor and generator. This feature is especially important in regenerative architectures that allow charging the battery during slopes or braking. The technology for building electrical machines has been relegated to specific sectors and industries and is very little disseminated and studied in academic curricula. For example, the simple movement of an electric motor brings with it conceptual elements related especially to its operating principle. Three-dimensional printing, in turn, has made it possible to transform CAD – Computer Aided Design computer-aided projects into low-cost prototypes. Although thermoplastic material may not be ideal for building such machines, it has allowed theoretical studies to be transformed into prototypes. Although not ideal, such prototypes can be economical and viable allies in the teaching of electrical machine construction, as some of the phenomena discussed in theory can be illustrated in practice, including the effects of high-frequency operation. It also represents an excellent exercise in the use of CAD – Computer Aided Design tools or preparation for developments in this field. The construction of electrical machines presupposes a cyclical interaction between design, construction and testing. The CAD project can be used in the metallurgy area, and the material used is replaced by composites obtained from metallic powders. This work presents the construction of a synchronous electrical machine with thermoplastic material that, fed by a conventional inverter, provided a limit rotation of 4000 rpm, based on the principles of rotating field. Also at the project level, other more elaborate prototypes have been implemented, with a view to economically improving the initial design, allowing at least to illustrate theoretical effects in practice.

Keywords — CAD, synchronous machine, machine building, thermoplastic

1. INTRODUÇÃO

Embora não ideais, protótipos de pequenas máquinas elétricas construídas com material termoplástico, podem ser aliados econômicos viáveis para o estudo de fenômenos comentados na teoria com chance de ser ilustrados na prática, incluindo efeitos da operação em alta frequência. Outro fator é a utilização didática na área de construção de máquinas elétricas, atualmente muito importante, mas que não tem sido adicionada aos currículos da Engenharia Elétrica. A utilização de material termoplástico embora não ideal para este tipo de construção, proporcionou a operação de um protótipo piloto implementado via técnicas de CAD – *Computer Aided Design* ou Projeto Assistido por Computador. Esta área mostrou ser de interesse dos acadêmicos uma vez que poucos trabalhos teórico-práticos deste tipo tem sido implementados nas universidades.

2. PANORAMA E IMPORTÂNCIA DAS TÉCNICAS DE IMPRESSÃO EM TRÊS DIMENSÕES

A impressão 3D é um processo de prototipagem rápido, que permite a criação de geometrias complexas e que seria oneroso via outros processos de manufatura. Como se sabe uma impressora 3D implementa objetos tridimensionais camada por camada com base um modelo digital. Em vez de usar tinta e papel, como em uma impressora convencional, a impressora 3D deposita material, como filamentos ou resinas, em camadas sucessivas para construir um objeto tridimensional.

A impressão 3D oferece inúmeras possibilidades de aplicação, criando dispositivos diferenciados e personalizados. Para venda ou uso próprio, a criatividade é essencial para aproveitar as oportunidades de implementação com uma impressora 3D. Sua utilização tem sido relatada em áreas da odontologia, medicina e nas engenharias e cursos de design para implementação de protótipos.

3. PRINCIPAIS TIPOS DE MÁQUINAS ELÉTRICAS

O quadro da figura 1 sintetiza os principais tipos de motores elétricos. Estes podem ser classificados de acordo com o sistema de alimentação que pode ser em corrente contínua, corrente alternada monofásica e trifásica e corrente pulsante.

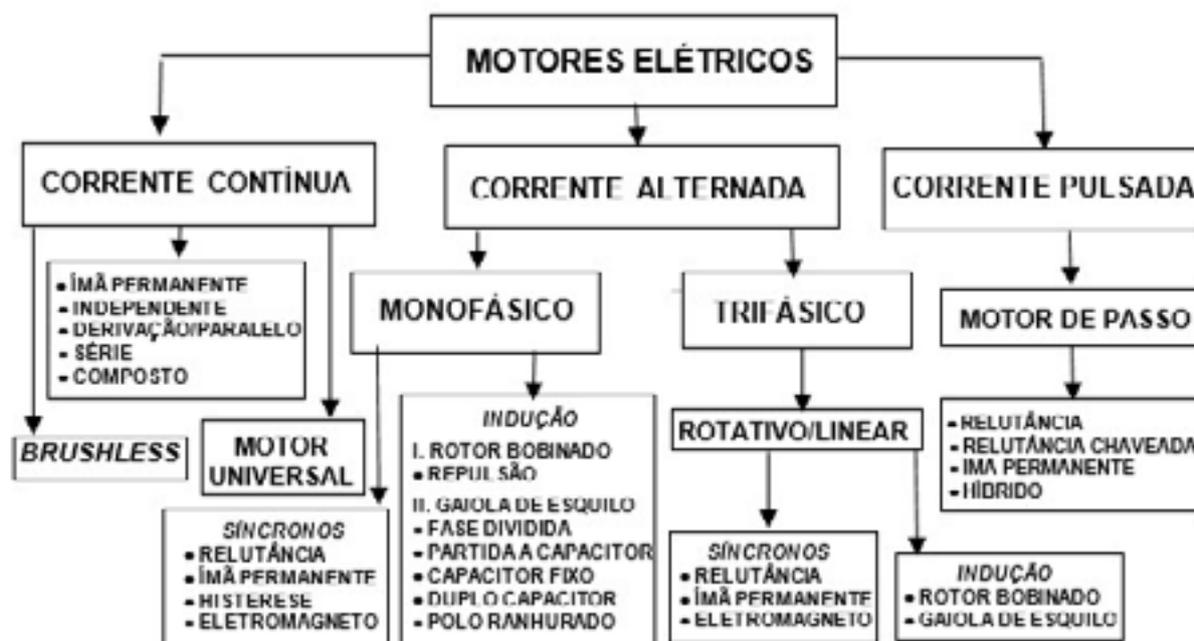


Figura 1: Diagrama resumo dos principais motores elétricos

Adaptado de [1].

O motor tratado neste artigo é o motor síncrono trifásico de ímãs permanentes. A aplicação deste motor iniciou com a fabricação de grandes motores utilizados em canhões, porém a sua aplicação é feita em uma ampla faixa de potência, incluindo atualmente uma forte participação no mercado da mobilidade urbana. Neste caso o motor é utilizado com acionamento e sensores eletrônicos originando o BLDC – *Brushless Direct Current Motor* ou Motor de Corrente Contínua sem escovas. Os

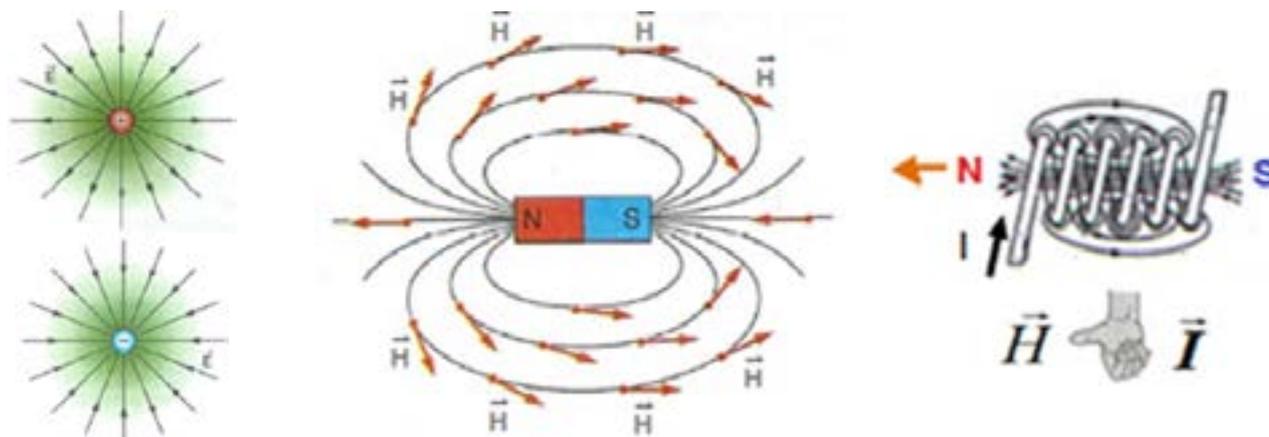
motores elétricos, são chamados de máquinas elétricas, pois proporcionam operação reversível, ou seja também podem operar como geradores transformando energia mecânica em elétrica.

4. CONCEITOS FÍSICOS DE CAMPOS MAGNÉTICOS

Os conceitos e princípios físicos são fortes aliados dos projetistas de máquinas elétricas e frequentemente são desconhecidos ou confundidos em função também da analogia que ocorre entre campos elétricos e magnéticos.

4.1 Campos e espectro magnético

De acordo com as forças produzidas pelos campos elétricos vistos na figura 2(a) são muito pequenas nas aplicações usuais em comparação com a dos campos magnéticos vistos nas figuras 2(a) e (b). Por este motivo diferenciar e entender a formação de campos magnéticos via correntes circulantes convencionais, através da regra da mão direita via figura 2(c) é o princípio fundamental para a compreensão dos binários originados nos motores elétricos.



(a) campo elétrico [2].

(b) campo magnético [2]

(c) enrolamento e mão direita [3]

Figura 2: Diferenciação de campos elétricos e magnéticos

4.2 Indução ou densidade de fluxo elétrico D e magnético B

A densidade de fluxo ou indução representa a razão entre a quantidade de linhas de campo que atravessam uma superfície e a sua área. A densidade de fluxo elétrico é denominada de D , sendo dada em C/m^2 , enquanto a densidade de fluxo magnético é chamada de B , sendo dada em Wb/m^2 . Como ilustra a figura 2 os campos elétricos são divergentes e de acordo com as leis de Maxwell [4]

$$\text{div } \vec{D} = \vec{\nabla} \cdot \vec{D} = \rho_v \quad (1)$$

Neste caso ρ representa a densidade de carga, sendo a expressão originada do experimento de Faraday, cuja unidade é C/m^3 .

Já os campos magnéticos nas máquinas elétricas, são fechados resultando de acordo com [4] que:

$$\text{div } \vec{B} = \vec{\nabla} \cdot \vec{B} = 0 \quad (2)$$

5. TÓPICOS ACERCA DE DISPOSITIVOS ELETROMAGNÉTICOS ELEMENTARES

Neste item são descritos tópicos importantes que devem ser considerados no projeto e implementação de máquinas elétricas

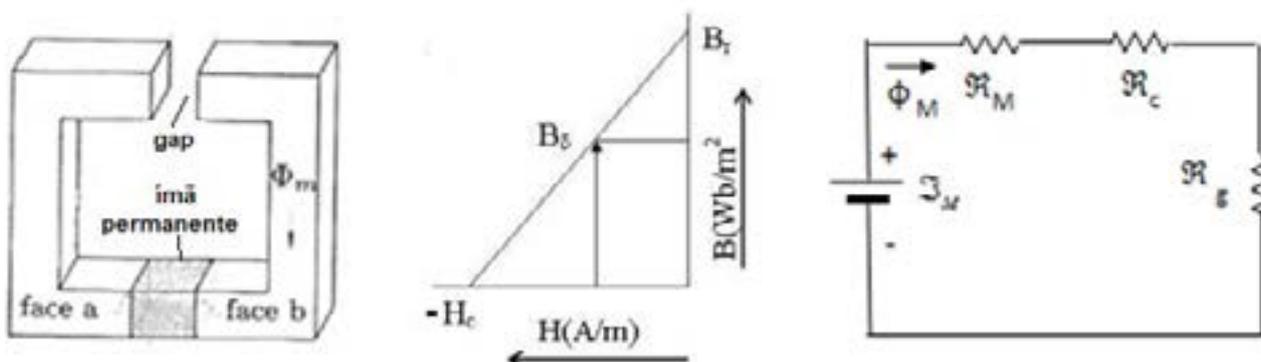
5.1 Força magnetomotriz

Uma vez que as máquinas elétricas operam com campos magnéticos o primeiro fator importante é quantificar a força que impele as linhas que é denominada de força magnetomotriz F dada em Ampère-espira. Esta força é dada pelo produto entre o número de espiras de um enrolamento que produz um campo magnético como visto na figura 2(c).

$$F = N I \quad (3)$$

Na figura 3(a) é apresentado um dispositivo eletromagnético elementar para efeito de estudo, contendo um ímã permanente. Assim como o enrolamento visto na figura 2(c), o ímã permanente,

similar ao da figura 2(b), produz uma intensidade de campo magnético coercitivo H_c dada em A/m e uma densidade de fluxo remanente denominado de B_r , representados no gráfico B-H da figura 3(b).



(a) representação genérica (b) diagrama B-H de um ímã (c) circuito magnético

Figura 3: Dispositivo magnético elementar contendo um ímã [5]

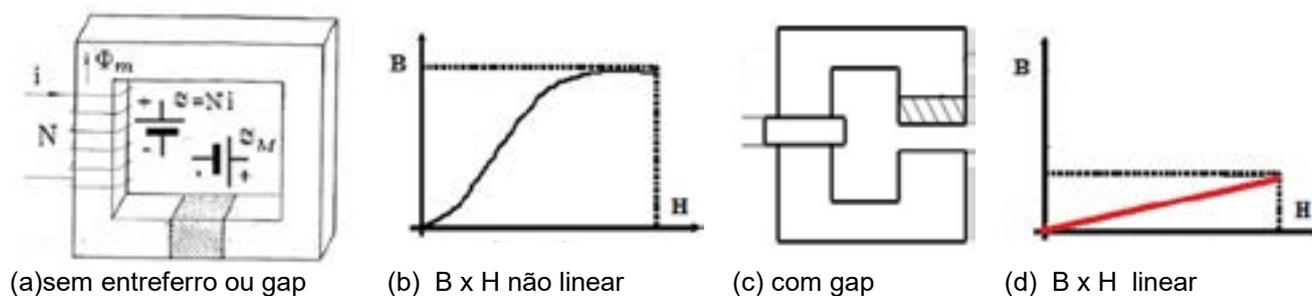
Esta característica é representada no segundo quadrante e o dispositivo pode ser estudado utilizando um circuito magnético onde estão representados a força magnetomotriz do ímã e as relutâncias que representam a oposição a passagem das linhas de forma análoga aos resistores em um circuito elétrico. Já o fluxo magnético do ímã dado por Φ_M representa a quantidade de linhas que circula na seção transversal do dispositivo dada em Wb que equivale a 10^8 linhas

Na quantificação dos binários eletromagnéticos um dos fatores mais importantes a ser considerado na utilização de ímãs é o produto energético P_e .

$$P_e = B \cdot H_{MAX} \quad (4)$$

5.2. Predominância do entreferro

O dispositivo visto na figura 4(a) segue contendo um ímã, porém não contém o *gap* de ar ou entreferro ilustrado na figura 3(a). Todavia é adicionado um enrolamento ao dispositivo. A ausência de um entreferro faz com que a curva BH opere com maiores valores de indução e apresente um comportamento não linear similar ao da figura 4(b)



(a) sem entreferro ou gap

(b) B x H não linear

(c) com gap

(d) B x H linear

Figura 4: Dispositivos eletromagnéticos elementares [5]

O dispositivo da figura 4(c), é o mais completo pois contém um enrolamento, ímã e entreferro. Seu principal objetivo agora é demonstrar o efeito do gap sobre a curva BH do dispositivo. Isto deve-se a alta relutância apresentada mesmo na presença de um entreferro milimétrico. Este fato permite definir o que se chama de predominância do entreferro, que confere a possibilidade de estudos e projetos simplificados dos dispositivos em função da sua linearidade e também pelo fato da permeabilidade magnética do ar ser constante e considerada a mesma do vácuo μ_0 .

$$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \frac{H}{m}$$

A permeabilidade magnética representa a facilidade que um determinado material oferece a passagem das linhas magnéticas. A permeabilidade magnética do ar é muito baixa, por isso ele dificulta muito a passagem das linhas e corresponde a tangente do ângulo formado pela linha do gráfico visto na figura 4(d), ou seja.

$$\mu = \frac{\Delta B}{\Delta H} \quad (5)$$

Em alguns casos, fornecida em lugar da permeabilidade μ a permeabilidade relativa μ_R que representa quantas vezes μ_0 é o μ do material. A permeabilidade relativa dos materiais ferromagnéticos é bem maior do que a permeabilidade do ar de acordo com a expressão (6).

$$\mu = \mu_R \cdot \mu_0 \quad (6)$$

6. IMPRESSÃO 3D COM MATERIAIS TERMOPLÁSTICOS E METALURGIA DO PÓ

De acordo com a literatura os áticos são materiais indiferentes, ou seja não exercem nenhuma influência sobre as linhas de campo magnético que interceptam. Apresentam normalmente uma permeabilidade relativa unitária como ilustra a tabela 1.

Materiais	Permeabilidade
Ar	$\mu_R = 1$
Madeira	$\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7} \text{ Wb/A.m}$
Cobre	
Plásticos	
Latão	

Tabela 1: Materiais indiferentes [6]

A grande influência da permeabilidade se dá sobre a relutância magnética que tende a aumentar muito. A relutância representa a oposição a passagem das linhas magnéticas, sendo dada pela expressão (7) para um dispositivo rotativo [3],

$$\mathfrak{R}(\theta) = \frac{\ell(\theta)}{\mu \cdot A} \quad (7)$$

Onde:

- ℓ caminho médio das linhas
- μ permeabilidade magnética
- A área da secção transversal

Este fator determina uma operação com baixos níveis de fluxo magnético. A técnica de impressão 3D vem emergindo utilizando impressoras especiais que podem utilizar compósitos de metais [7], [8] sendo um forte aliado no projeto de máquinas elétricas utilizando a metalurgia do pó [8]. Neste caso os materiais utilizados permitem alcançar maiores níveis de indução aumentando o torque produzido.

7. TÓPICOS DE PROJETO ELETROMAGNÉTICO DE MÁQUINAS ELÉTRICAS

A utilização da metalurgia do pó, aponta para uma maior complexidade no dimensionamento dos dispositivos. O incremento da complexidade reforça a importância da análise numérica para verificação d distribuição das linhas de campo magnético e uma interação teórico-prática, e não raramente recomendados *programas multifísicos*. Tais procedimentos são visualizados na figura 5

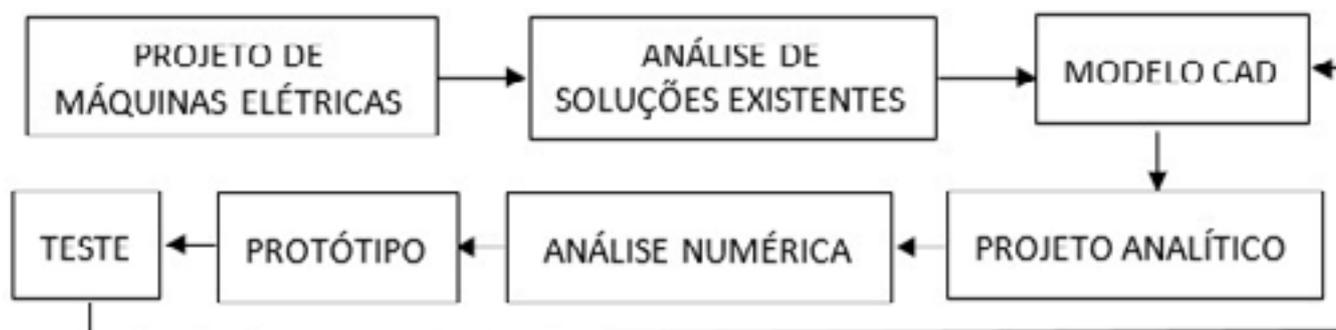


Figura 5: Diagrama síntese do projeto de máquinas elétricas [9]

8. ABORDAGEM CLÁSSICA PARA A DETERMINAÇÃO DO TORQUE ELETROMECAÂNICO

Segundo [10], como acontece em muitos ramos da Engenharia os dispositivos de conversão de energia foram desenvolvidos e usados antes que os detalhes de seu funcionamento fossem completamente entendidos. Fisicamente, o torque eletromagnético surge dos princípios de atração e repulsão. Não raramente a forma do espectro magnético facilita estudos intuitivos do torque produzido. Por outro lado a *predominância do entreferro* verificada na utilização de materiais termoplástico na construção dos protótipos potencializa a aplicação da abordagem clássica para a determinação analítica do torque mecânico T_{mec} nas máquinas elétricas como ilustra o diagrama da figura 6.

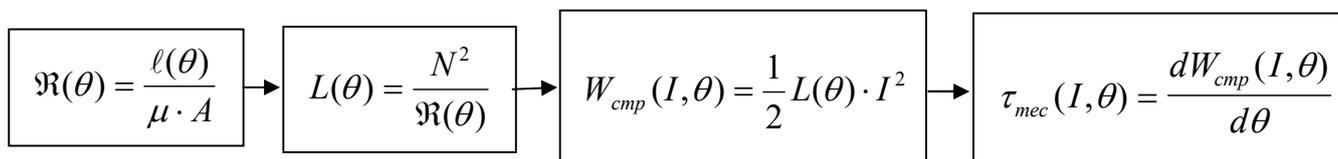
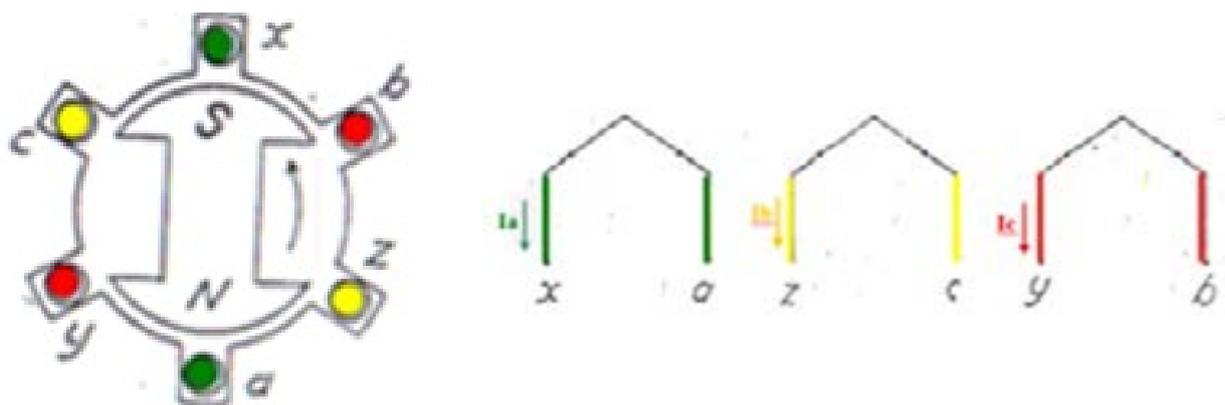


Figura 6: Diagrama resumo da abordagem clássica para a determinação analítica do torque [2]

As etapas incluem a determinação da expressão da relutância, indutância e da energia armazenada no campo magnético

9. ESBOÇO DA CONTRUTIVO E CARACTERÍSTICAS DA MÁQUINA SÍNCRONA ELEMENTAR

Um esboço da distribuição de condutores e planificação do enrolamento de uma máquina síncrona é adaptado de [11] e visto na figura 7,



(a) distribuição de condutores

(b) planificação do enrolamento

Figura 7: Máquina síncrona elementar de dois polos com enrolamento trifásico

Adaptado de [11]

O campo girante nas máquinas síncronas é produzido por um sistema trifásico que pode ser implementado eletronicamente via um circuito inversor. A velocidade no eixo depende da frequência e esta máquina apresenta dificuldade de partida a frequências elevadas. A utilização de um inversor e de sensores eletrônicos pode minimizar estes efeitos..

10. TÓPICOS SOBRE O PROJETO MECÂNICO DE MÁQUINAS ELÉTRICAS

Em princípio por se tratar de um protótipo didático, o projeto mecânico foi simples, consistindo essencialmente da especificação do rolamento e do eixo. As expectativas ficaram por conta da utilização do material termo plástico na construção da carcaça. O filamento PLA para impressora 3D utiliza uma temperatura mais baixa durante a extrusão, o que poderia representar um entrave para a operação das máquinas. Saindo do uso didático, o projeto mecânico parte da aplicação [12], que deve cumprir os Requisitos Legais e Normativos, como segurança de operação, dissipação de calor, níveis de vibrações, tudo especificado, no caso brasileiro, pela ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas, ou mesmo as normas internacionais correlatas.

Considerando tratar-se de *máquinas rotativas* está implícito o atendimento às *cargas dinâmicas*, bem como as tolerâncias de excentricidade das massas girantes, que são a origem de possível colapso por fadiga, diminuindo a vida útil.

Assim sendo, a rigidez da carcaça, associado ao dimensionamento dos mancais, e eixo constituem um conjunto harmônico.

11. PROJETO PILOTO ASSISTIDO POR COMPUTADOR E RESULTADOS PRELIMINARES

O protótipo foi projetado no software *Solidworks*. A vista explodida do protótipo da máquina síncrona trifásica de dois polos é vista na figura 8(a). Foi utilizado um inversor comercial com operação em frequência variável para o acionamento da máquina, alcançando-se uma rotação de 4033 rpm como ilustra a figura 8(b). Não foi verificado um aquecimento excessivo, apenas as dificuldades peculiares a perda de estabilidade da máquina sob torques intensos



(a) vista explodida



(b) teste



(c) tampa presa pelos condutores

Figura 8: Protótipo de máquina síncrona implementado

No momento da operação não foi verificado aquecimento, apenas houve o descolamento de um dos ímãs do rotor, gerando um enorme entrave em função de que para abertura das tampas da máquina, como ilustra a figura 8(c), foi necessário desmontar os enrolamentos. No estágio em que se encontra este projeto já se está implementando máquinas com ranhuras e tampas independentes.

CONCLUSÃO

Este trabalho proporcionou um primeiro contato de acadêmicos da graduação de Engenharia Elétrica com tópicos de construção de máquinas elétricas. Foi possível projetar o dispositivo em CAD e realizar sua impressão em 3D. Algumas dúvidas principais foram sanadas, especialmente a que se refere à operação do dispositivo, tendo em vista a baixa permeabilidade dos materiais termoplásticos. Nos testes realizados que tiveram finalidade didática não foi verificado um aquecimento excessivo da máquina. Testes sob carga demandarão a construção de um inversor dedicado em função das dificuldades de perda de estabilidade que são características das máquinas síncronas. Muitas ideias já vem surgindo em função da implementação deste protótipo tendo em vista também os entraves construtivos para manutenção do protótipo. A análise de soluções existente trouxe inúmeras formas mais versáteis para a sua implementação.

AGRADECIMENTO

O grupo agradece o apoio dos organizadores do RENOMAT e em especial ao Prof. Lírio Schaeffer, pelo incentivo às iniciativas.

Referências

- [1] EBERLE, Manual de Motores
- [2] XAVIER C., BARRETO B., Física Ensino Médio, Editora FTD
- [3] CANALLI, V.M.. Apostila de Conversão de Energia I
- [4] SADIKU, M.N.O. Elementos de Eletromagnetismo, 3 ed. Editora Bookman
- [5] BIM E., Máquinas Elétricas e Acionamentos, Editora Elsevier
- [6] HALLIDAY D., RESNICK R., Física II, Editora Ao Livro Técnico
- [7] CHATPIRPIRIDIS G., GERVASNI S., FISCHER C., ENGENEMAN O., PELLICER E., BRADLEY J.N., SALVADOR P., *3D Printing of Thermoplastic-Bonded Soft- and Hard-Magnetic Composites: Magnetically Tuneable Architectures and Functional Devices*, 2019, Willey Online Library
- [8] (ARKLES B., THEBERGE J., KNABB D., *Thermoplastic Magnetic Molding Compounds*, Society of Manufacturing Engineers Ford Conference, 1977
- [9] CANALLI, V.M.. Notas de projeto
- [10] FITZGERALD, A. E. Kingsley, C.; Kusko, A., Máquinas Elétricas, McGraw-Hill
- [11] REZENDE, E.M., Máquinas Síncronas de Polos Girantes, Editora da UFRJ
- [12] (2024) SITE: <https://static.weg.net/medias/downloadcenter/h6f/heb/WEG-motores-aplicacoes-industriais-50009275-brochure-portuguese-web.pdf>



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

CONSOLIDAÇÃO DO ESPAÇO DE CIÊNCIA, PESQUISA E CULTURA V. CANALI

Vicente Mariano Canalli - Autor ⁽¹⁾
Jorge Pimentel de Moraes - Autor ⁽²⁾
Lucas Melo Machado - Autor ⁽⁴⁾
Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁴⁾
Maria do Carmo Blaskovski Vieira - Autor ⁽⁵⁾

RESUMO

Tanto na prevenção de eventos adversos, quanto na mitigação e solução final, se está tratando de ciência. Um dos temas atuais, que provocou comoção é chamado de força das águas. Sob o ponto de vista da ciência, é identificado como a energia cinética de uma massa de água, formando uma correnteza, caracterizada pela velocidade. A Física, define a energia cinética a partir do potencial ofensivo de um fluxo de água. Esse trágico evento evidencia de forma definitiva a importância do conhecimento científico, até mesmo na sobrevivência, que é a questão mais chocante do cenário presenciado. Tendo em vista o foco em temas de Materiais e Processos para Energias Renováveis e de veículos elétricos, o presente artigo tem em vista descrever a criação de forma pioneira, econômica e desburocratizada, de um espaço de trabalho, cuja sigla é ECPC-VC – Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V. Canali, localizado na cidade de Caxias do Sul, destacado polo metal – mecânico do estado. Na sigla o C de Cultura, faz menção a um aspecto até então pouco valorizado nos currículos tradicionais. O principal objetivo da iniciativa pleiteada é valorizar e potencializar atividades presenciais, no ramo da Engenharia. Também tem-se em vista incentivar e viabilizar financeiramente o acesso dos jovens à busca e construção do conhecimento. Cursos livres têm fatores motivadores, como a carga horária reduzida e sua objetividade determina menores custos, quando se busca um conhecimento específico. A exemplo, despesas como matrículas dos cursos tradicionais

⁽¹⁾ Prof. Dr. Eng. SSRC-VC – Space for Science, Research and Culture V. Canali, Brazil.

⁽²⁾ Mechanical Engineer, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

⁽³⁾ Master Student, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Eng. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽⁵⁾ Dra em Tecnologia de Materiais, CNPq Energy and Gas Application Group, Brazil

são dispensadas. Embora não credenciados pelo MEC - Ministério da Educação e Cultura, estes cursos cumprem os requisitos legais, amparados no Decreto nº 5.154/04, de 2004, permitindo oferecer certificados que têm validade no mercado de trabalho. Enfim, o conceito de curso livre, desburocratiza o processo de credenciamento de instituições de ensino, dando mais agilidade à oferta dos chamados cursos de curta duração. Estes cursos permitem reduzir o índice de desemprego do município, fomentando a atuação de instrutores MEI – Micro Empresários Individuais, incluindo colaboradores práticos e também engenheiros com longa trajetória na área de ensino, com as atribuições profissionais conferidas por Lei, cujo legado é disponibilizado aos interessados. No artigo, é descrito a importância e papel da erradicação de cursos livres na área técnica e a relação entre estes cursos e a empregabilidade de profissionais no empreendedorismo. Será apresentada a estratégia de implantação, projeto pedagógico, e a metodologia de identificação das demandas, para então desenvolver os conteúdos pertinentes com base nos propósitos e linhas de pesquisa científicas do espaço de trabalho proposto.

Palavras Chave — Espaço, Cursos Livres, Energias Renováveis, Requisitos Legais

CONSOLIDATION OF THE SCIENCE, RESEARCH AND CULTURE SPACE V. CANALI

Vicente Mariano Canalli - Author ⁽¹⁾

Jorge Pimentel de Morais - Author ⁽²⁾

Lucas Melo Machado - Author ⁽²⁾

Marçal Rodrigues Pires - Autor ⁽⁴⁾

Maria do Carmo Blaskovski Vieira - Autor ⁽⁵⁾

ABSTRACT

Both in the prevention of adverse events, as well as in the mitigation and final solution, we are dealing with science. One of the current themes that causes commotion is called the strength of the waters. From a scientific point of view, it is identified as the kinetic energy of a mass of water, forming a current, characterized by speed. Physics defines kinetic energy based on the offensive potential of a water flow. This tragic event definitively highlights the importance of scientific knowledge, even in survival, which is the most shocking issue in the scenario witnessed. Considering the focus on Materials and Processes for Renewable Energy and electric vehicles, this article aims to describe the creation, in a pioneering, economical and unbureaucratic way, of a work space, whose acronym is ECPC-VC – Space of Science Research and Culture V. Canali, located in the city of Caxias do Sul, highlighted by the state's metal – mechanical hub. In the acronym C for Culture, it refers to an aspect that was previously little valued in traditional curricula. The main objective of the requested initiative is to value and enhance face-to-face activities in the field of Engineering. The aim is also to encourage and financially enable young people's access to the search and construction of knowledge. Free courses have motivating factors, such as reduced workload and their objectivity determines lower costs when seeking specific knowledge. For example, expenses such as registration for traditional courses are waived. The main objective of the requested initiative is to value and enhance face-to-face activities in the field of Engineering. The aim is also to encourage and financially enable young people's access to the search and construction of knowledge. Free courses have motivating factors, such as reduced workload and their objectivity determines lower costs when seeking specific knowledge. For example, expenses such as registration for traditional courses are waived. Although not accredited by the MEC - Ministry of Education and Culture, these courses meet the legal requirements, supported by

Decree No. 5,154/04, of 2004, allowing them to offer certificates that are valid in the job market. Finally, the concept of free courses reduces bureaucracy in the accreditation process of educational institutions, making the offering of so-called short courses more agile. These courses make it possible to reduce the municipality's unemployment rate, encouraging the work of MEI instructors – Individual Micro Entrepreneurs, including practical collaborators and also engineers with a long history in the teaching field, with the professional responsibilities conferred by Law, whose legacy is made available to interested parties. The article describes the importance and role of eradicating free courses in the technical area and the relationship between these courses and the employability of professionals in entrepreneurship. The implementation strategy, pedagogical project, and methodology for identifying demands will be presented, to then develop the relevant content based on the purposes and scientific lines of research of the proposed workspace.

Key Words — Space, Free Courses, Renewable Energy, Legal Requirements

1. INTRODUÇÃO

O cartório de registro fez com que a terceira geração dos *Vicente Canali*, fosse grafada com um L a mais. A fundação do ECPC-VC - Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V.Canali, cuja insígnia é vista na figura 1(a), representa uma homenagem aos percalços enfrentados por um avô imigrante italiano, e de um pai de um longo nome e de inúmeros conselhos, que com trabalho e esforço como visto na figura 1(b), proporcionou educação ao seu filho, em renomadas escolas, como a Lassalista e Marista.



(a) brasão



(b) à direita Vicente M. L. E. A. Canali

Figura 1: ECPC-VC – Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V. Canali

A fundação de um *workspace* após trinta e oito anos de seu fundador, dedicados ao ensino universitário, é uma meta que segue incentivada pela imensa bondade de ex-alunos, por um grupo pesquisadores lotadas no *CNPq - Conselho Nacional de Pesquisa* que trabalham com dedicação, e com a oportunidade de publicação no *13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies*. São João Batista de La Salle, figura 2(a) assumiu missão pela educação dos jovens. Desde pequeno, a vocação à educação era formada em seu interior.



(a) São João Batista de La Salle [1]



(b) São Marcelino Champagnat [2]

Figura 2: Inspiração no ideal Lassalista e Marista

Depois de um tempo trabalhando na educação dos jovens, percebe que o ensino oferecido pelos professores não é suficiente, por conta de um certo despreparo e falta de qualificação.

Decide então chamar professores e buscar garantir uma melhor formação em todas áreas. Os professores, que se aglomeravam em volta de João Batista, não eram apenas sacerdotes, embora a sua ideia fosse a de dedicar suas vidas totalmente aos alunos. Com tais professores, João conseguiu atingir algumas metas pedagógicas importantes organizando nas suas escolas cursos noturnos e dominicais, para jovens trabalhadores, e inventou o ensino ancestral do moderno curso técnico, comercial e profissional. Apesar das adversidades, La Salle nunca perdeu a fé. e confiança em Deus que o sustentou, conforme descrito em Hebreus 11:1: "Ora, a fé é a certeza de coisas que se esperam, a convicção de fatos que se não veem." Acreditava firmemente que estava cumprindo a vontade de Deus em seu trabalho, que tinha um propósito divino. Já São Marcelino Champagnat, padre marista visto na figura 2(b), fundador do Instituto dos Irmãos Maristas, se entrega com entusiasmo a favor das crianças e jovens. A 2 de janeiro de 1817 Champagnat inicia com dois jovens o projeto do Instituto dos Irmãozinhos de Maria. Assim de forma similar e idealista, o projeto do Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V Canali visa, no momento, transformar um sonho em realidade.

2. MISSÃO E VISÃO DO ESPAÇO DE TRABALHO

A missão do ECPC-V é de *fomentar de forma objetiva e desburocratizada, a alegria e realização no trabalho conjunto e aprendizado*. Um ambiente propício facilita a obtenção de resultados, fazendo com que as horas passem muito rápido, em função da energia positiva da convivência. O espaço físico permite o trabalho presencial em uma localização privilegiada

3. CRIAÇÃO DA INSÍGNIA

O brasão ou insígnia do ECPC-VC vista na figura 1(a) foi criado pelo Eng. Lucas Melo Machado, trazendo imagens relacionadas ao ramo da ciência, pesquisa e cultura e a trabalhos relacionados a mobilidade elétrica.

4. OS CURSOS LIVRES E O DECRETO Nº 5.154/04, DE 2004

A forma mais desburocratizada para dar os primeiros passos na área de educação são os chamados cursos livres. A legislação que regulamenta essa modalidade de cursos é o **Decreto nº 5.154/04, de 2004** [3]. Os cursos livres são aqueles ofertados por pessoas físicas ou jurídicas de qualquer natureza, com finalidades diversas, que não precisam ser autorizados ou reconhecidos pelos órgãos de regulação dos sistemas de ensino federal, estadual ou municipal. Justamente por essas aulas serem livres, os certificados não são reconhecidos pelo MEC – Ministério da Educação e Cultura. Desta forma, os cursos livres não precisam necessariamente passar por uma comissão técnica governamental para serem aprovados, como acontece com as graduações e pós-graduações de instituições de ensino tradicionais que atuam no Brasil.

4.1. Importância dos cursos livres na formação no mercado de trabalho

Não quer dizer que estes cursos não tenham qualidade, pois os cursos livres além de ter amparo legal oferecem certificados que têm validade no mercado de trabalho. Se aplicam a interessados que buscam aperfeiçoamento como profissional e conhecimentos para se destacar no mercado de trabalho. Os cursos livres podem ser frequentados por qualquer pessoa interessada independentemente da formação acadêmica, sendo recomendado fortemente um processo de seleção que visa otimizar o aprendizado ou orientar para a busca e construção do conhecimento. Ou seja, não é imperativo ter concluído um curso técnico, uma graduação ou tampouco estar matriculado em uma universidade para fazer um curso livre, tornando assim o mesmo acessível à população.

4.2 Fatores motivadores de um curso livre

Um curso livre tem como fator motivador a carga horária reduzida e serve para ensinar objetivamente e com menores custos um conhecimento específico. Não existe uma regulamentação sobre a carga horária de um curso livre. Porém, estes cursos têm como principal característica a sua brevidade, já que o objetivo é repassar conhecimento de forma rápida. Há cursos livres que podem ser feitos em um único dia, enquanto outros podem durar semanas ou meses. Tudo depende do programa da instituição de ensino e qual é o objetivo do treinamento. Os frequentadores interessados ou futuros profissionais poderão desta forma se atualizar sobre determinado assunto ou simplesmente aprender algo novo.

5. MEI - MICROEMPRESÁRIO INDIVIDUAL E CURSOS LIVRES

A implementação de Cursos Livres ajuda a diminuir o índice de desemprego do município. Instrutores MEI – Microempresários Individuais atuantes no mercado e profissionais do ensino altamente especializados, colocados a margem do mercado de trabalho e outros, poderão voltar a

contribuir com a sociedade. A CNAE - Classificação Nacional das Atividades Econômicas [4] padroniza nacional códigos de atividade econômica e critérios de enquadramento, utilizados pelos diversos órgãos da administração tributária do país. Originalmente através de uma CNAE 8592-9/99 instrutor(a) de arte e cultura em geral independente, um instrutor pode atuar com atividades específicas, ministrando aulas em um espectro amplo para atender alunos com os mais variados interesses. De acordo com a legislação atual, através da CNAE 8599-6/04 - Treinamento em desenvolvimento profissional e gerencial uma empresa pode ser enquadrada como uma prestadora de serviço MEI para atuar na ministrando palestras e treinamento.

5.1 Emissão de certificados de cursos livres

Um MEI ou qualquer pessoa que tenha interesse em organizar um curso pode emitir um certificado. Embora não reconhecido pelo MEC, o certificado pode ser acrescido de credibilidade, quando o responsável pela emissão do certificado for um profissional credenciado ou com formação e experiência acadêmica e didática. Outra possibilidade é a atuação integrada a programas de capacitação públicos, privados ou sindicais.

5.2 Características do espaço de trabalho MEI

Desde primeiro de setembro do ano de dois mil e vinte, a Lei da Liberdade Econômica [5], permitiu que o microempreendedor individual - MEI seja dispensado de alvarás e licenças de funcionamento. Os cursos presenciais e eventuais visitas são eventos temporários. Em princípio o PPCI - Plano de Prevenção e Proteção de Combate a Incêndio, consiste em um conjunto de ações que possam garantir a segurança das pessoas, diminuindo com os riscos e em uma área máxima utilizada de (200m²), embora deva ser colocado em prática utilizando uma área pequena, não seria necessário para ministrar aulas. Procedimentos didáticos seguros e eventuais visitas a instalações e protótipos, permitem mitigar completamente os riscos.

6. PROJETO POLITICO PEDAGÓGICO

O PPP - Projeto Político Pedagógico, é um importante instrumento de planejamento e gestão educacional servindo para guiar as ações que podem aprimorar o processo de ensino e aprendizagem. Os três pilares básicos do projeto pedagógico são [6], [7] :

6.1 Documentação de projetos e iniciativas

O documento precisa reunir diversos projetos que deverão ser executados em um tempo determinado. É uma forma de pensar no futuro, tendo o presente como ponto de partida.

a) Definir objetivos profissionais e pessoais

Consiste em promover um senso de propósito dividindo metas em etapas menores, proporcionando avanços profissionais e pessoais.

b) Desburocratizar os processos

Na medida do possível buscar velocidade de resposta

c) Avaliar a capacidade de superar desafios obstáculos

Se traduz em verificar a capacidade de enfrentar desafios e de superar obstáculos de maneira eficaz.

d) Atuar em demandas significativas ou não

Relacionar interesses e habilidades, assumir responsabilidades de forma consciente e independente da importância das mesmas

e) Desenvolver habilidades e conhecimentos

A busca contínua por aprendizado e desenvolvimento é um componente essencial para aumentar a felicidade no trabalho colaborando para um ambiente de trabalho estimulante e dinâmico.

f) Buscar flexibilidade no trabalho

Implementar estratégias que permitam flexibilizar e equilibrar melhor a vida profissional e pessoal..

g) Incentivar a participação em projetos relevantes

Incentivar os colaboradores multidisciplinares a participar em projetos relevantes.

h) Manter equilíbrio entre vida profissional e pessoal dos colaboradores

Encontrar um equilíbrio entre vida profissional e pessoal para sustentar a felicidade a longo prazo.

i) Incentivar a Inovação e criatividade

Incentivar a expressão de ideias e estimulam a criatividade.

j) Fomentar a relação interpessoal

Um ambiente de trabalho feliz cria relações interpessoais saudáveis onde e o respeito mútuo florescem, contribuindo para um clima colaborativo em trabalhos multidisciplinares.

k) Fortalecer a identidade do espaço de trabalho

Cultivar a felicidade para atrair talentos, e fortalecer a reputação do centro na comunidade.

l) Buscar crescimento profissional

Colaboradores felizes têm uma mentalidade de crescimento, buscando oportunidades de desenvolvimento profissional, que beneficia os interessados e a organização.

m) Minimizar eventuais conflitos

Ambientes positivos minimizam conflitos, proporcionando um terreno fértil para a resolução de divergências, contribuindo para um clima de trabalho harmonioso.

n) Qualificar o trabalho realizado

A satisfação no trabalho está diretamente relacionada ao comprometimento com a qualidade do trabalho. Colaboradores felizes se esforçam para conseguir excelentes resultados.

o) Buscar a satisfação dos atores com um processo de *feedback* regular

Conduzir pesquisas de satisfação regularmente para compreender as necessidades e preocupações dos colaboradores. Utilizar o *feedback* coletado para fazer ajustes e melhorar continuamente o ambiente de trabalho.

6.2 Definição de Ações Educacionais

É essencial que o PPP tenha atividades e ações educacionais que contribuam para o processo de aprendizagem dos alunos.

a) Qualidade do ensino e contribuição para o mercado de trabalho e realização pessoal

A qualidade do ensino e sua contribuição para o mercado de trabalho e realização pessoal dos interessados deve ser a maior das preocupações.

b) Preocupação com o educando

A satisfação dos educandos demonstra a efetividade da iniciativa incentivando a parceria continua..

c) Cultivo de relações positivas

Um ambiente de trabalho positivo é construído sobre a confiança e o apoio mútuo. Além disso, ao criar conexões significativas, a rede de apoio enriquece a jornada profissional, contribuindo para um ambiente feliz e colaborativo.

d) Estabelecimento de limites

Saber quando dizer não e estabelecer limites saudáveis são habilidades essenciais para manter a felicidade no trabalho, evitando a sobrecarga e o estresse ao definir as prioridades.

e) Prática da gratidão

A prática da gratidão é uma poderosa ferramenta para promover a felicidade no trabalho.

f) Celebração de conquistas, pequenas e grandes

Reconhecer e celebrar conquistas, independentemente do tamanho, é fundamental para a motivação.

g) Promoção de canais de comunicação transparente

Manter canais de comunicação transparente, clara e acessível, visando transparência e qualidade.

h) Realização de pesquisas de satisfação e *feedback* regular

Conduzir pesquisas de satisfação regularmente especialmente voltadas a qualidade dos serviços e satisfação dos educandos

6.3. Preocupação com os educandos e seu perfil

O ECPC-VC tem em vista ser um agente social. Nesse sentido, o ambiente educacional deve atuar como meio que auxilia o aluno a desenvolver um conhecimento crítico, capaz de transformar a realidade em que está inserido, tanto individualmente como coletivamente.

a) Promover o acesso à educação

O objetivo primordial da iniciativa é promover oportunidades de acesso à educação.

b) Respeitar a diversidade e inclusão

Criar um ambiente que celebre a diversidade e promova a inclusão, oportunizando a diversidade.

c) Desenvolver habilidades e conhecimentos

A busca contínua por aprendizado e desenvolvimento é essencial para aumentar a felicidade no trabalho. Ofertar cursos, programas de treinamento e projetos de interesse comunitário é importante..

d) Colaborar com a busca de trabalho e a redução de absenteísmo

O bem-estar através do trabalho está ligado à saúde física e mental. Colaboradores e estudantes satisfeitos contribuindo para uma maior participação, faltando menos ao trabalho.

e) Incentivar a participação em projetos relevantes

Incentivar os colaboradores a participar de projetos que estejam alinhados com seus interesses e paixões. Isso aumenta o engajamento, e contribui para a sensação de propósito.

f) Buscar a melhoria na qualidade de vida em geral

A felicidade no trabalho não é isolada; se estende à qualidade de vida geral dos indivíduos. Pessoas felizes experimentam uma melhoria nas relações familiares e sociais, criando um impacto positivo em suas vidas fora do ambiente profissional.

g) Buscar um *feedback* construtivo

É importante um *feedback* construtivo dos serviços prestados e o conhecimento dos interesses dos educandos, para a promoção de eventos colaborativos direcionados à demanda

7. INFRAESTRUTURA FÍSICA DO ESPAÇO DE CIÊNCIA PESQUISA E CULTURA V. CANALI

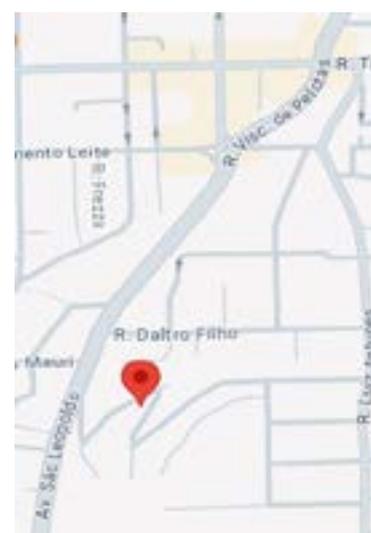
Na sequência é descrita a infraestrutura física do ECPC-VC.

7.1 Localização estratégica

A sede do ECPC-VC é ampla e vista na figura 3(a) está localizada na sinuosa Rua Aneo Costamilan. Já a Av. São Leopoldo vista na figura 3(b), se encontra entre o acesso à BR116 a Galópolis e a rua Visconde de Pelotas, que cruza a Av. Júlio de Castilhos no centro de Caxias do Sul. O local é privilegiado por se encontrar muito próximo ao centro de Caxias do Sul, como visto na figura 3(b).



(a) fotografia



(b) localização central

Figura 3: Sede própria do Espaço de Ciência, Pesquisa e Cultura V. Canalli

7.2 Área de salas de aula

Embora estejam disponíveis salas e espaços bem maiores, o caráter experimental e a preocupação com a qualidade do ensino determinou a utilização de três salas de aula com um máximo de cinco ocupantes cada como visto na figura 4(a). O espaço destinado as aulas é no momento inferior a 200m². Este fator permite uma atenção maior do ministrante aos interessados.

7.3 Implantação gradativa de laboratórios didáticos

Tendo em vista a disponibilidade de equipamentos e kits didáticos, laboratórios como o visto na figura 4(b) vem sendo gradativamente implementados em parte da área total disponível para expansão que chega a 375m².

7.4 Disponibilidade de um amplo espaço com rampa de acesso a protótipos e veículos didáticos

A construção recente de uma rampa de acesso, permite a alocação de protótipos e veículos elétricos didáticos de maiores dimensões em um amplo espaço, que conta com um mezanino metálico instalado, conforme a figura 4(c).

8. ASPECTOS QUE INCREMENTAM A CREDIBILIDADE DA INICIATIVA

Diversos são os aspectos que incrementam a credibilidade da iniciativa enquanto Escola Livre:

8.1. Vinculação a grupo de pesquisa do CNPq

Os participantes estão em sua maioria vinculados ao Grupo de Energia e Aplicação de Gases do CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico vinculado ao Ministério da Ciência, Tecnologia e Inovações, fundado em 2020

8.2. Colaboradores com atribuições profissionais multidisciplinares

Diversos profissionais multidisciplinares tem demonstrado interesse nas iniciativas, tendo em vista o atual contexto do mercado de trabalho.



(a) sala de aula

(b) laboratório didático

(c) acesso interno a protótipos e BYD Dolphin EV

Figura 4: Ambientes do Espaço de Ciência, Pesquisa e Cultura V. Canalli

8.3. Colaboradores beneficiados pela Rede Alumni PUCRS

É importante destacar colaboração da rede *Alumni* PUCRS, que facilita a utilização do acervo da biblioteca, interação e descontos em serviços implementados na universidade.

8.4. Apoio a divulgação através do RENOMAT

A participação em um fórum importante, voltado a indústria tem a intenção de abrir portas.

CONCLUSÃO

O ECPC-VC - Espaço de Ciência Pesquisa e Cultura V.Canali, tem uma localização privilegiada próxima ao centro de Caxias do Sul, destacado polo metal mecânico do Rio Grande do Sul. Representa uma homenagem a gerações oriundas dos percalços da imigração italiana. A intenção do espaço é de ser colaborativo espelhado nas educações Lassalista e Marista_ Traz assim a fé é a certeza de sucesso que se espera, cumprindo, uma proposta de alegria e bem estar no trabalho. buscando uma melhor formação multidisciplinar, com entusiasmo, a favor das crianças, jovens e adultos. O Decreto Lei nº 5.154/04, de 2004 e o conceito de Escola Livre e de aulas particulares, permitirá, articular e integrar esforços, com baixo custo, em prol do fortalecimento da Educação Profissional e Tecnológica, apontando para a flexibilização e a elevação do nível de escolaridade do trabalhador. Na ótica de instrutores MEI – Microempresários Individuais atuantes no mercado o espaço tem em vista acolher profissionais do ensino altamente especializados, colocados a margem, através do processo de aposentadoria ou outros fatores, na intenção de contribuir com a sociedade. O ECPC-VC visa valorizar e potencializar atividades presenciais, relacionadas ao ramo da Engenharia. O principal objetivo é incentivar trabalhos em parceria buscando viabilizar financeiramente o acesso e desburocratizando os processos.

AGRADECIMENTO

Agradecemos o apoio do RENOMAT e em especial ao Prof. Lirio Schaeffer, na apresentação deste planejamento didático pioneiro e a todos os interessados em compartilhar e colaborar com esta iniciativa.

Referências

- [1] (2024) SITE – RECANTO N. SENHORA DE LOURDES - <https://aoss.org.br/07-de-abril-sao-joao-batista-de-la-salle/>
- [2] (2024) SITE: - INSTITUTO MARISTA - <https://champagnat.org/pt/instituto-marista/fundador/>
- [3] (2024) SITE: DECRETO LEI Nº 5.154/04 de 2004 [Online]. https://storage.seduc.ce.gov.br/educacaoprofissional/wp-content/uploads/2023/05/23163531/Decreto_5154-2004.pdf?X-Amz-Content-Sha256=UNSIGNED-PAYLOAD&X-Amz-Algorithm=AWS4-HMAC-SHA256&X-Amz-Credential=educacaoprofissional%2F20240825%2Fus-east-1%2Fs3%2Faws4_request&X-Amz-Date=20240825T112726Z&X-Amz-SignedHeaders=host&X-Amz-Expires=900&X-Amz-Signature=1c75dafb74d9c405c3f7a110e0ad6642a17d39d3113dd175a380dfe0f6e521e9#:~:text=Estabelece%20Diretrizes%20Nacionais%20para%20a,Educa%C3%A7%C3%A3o%20de%20Jovens%20e%20Adultos.
- [4] (2024) SITE CNAE - CLASSIFICAÇÃO NACIONAL DAS ATIVIDADES ECONÔMICAS [Online]. <https://www.gov.br/receita-federal/pt-br/assuntos/orientacao-tributaria/cadastros/cnpj/classificacao-nacional-de-atividades-economicas-2013-cnae>
- [5] (2024) SITE: Lei da Liberdade Econômica: https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/_ato2019-2022/2019/lei/113874.htm
- [6] (2024) SITE: CONEXIA EDUCAÇÃO - <https://blog.conexia.com.br/projeto-politico-pedagogico/>
- [7] (2024) SITE: FELICIDADE NO TRABALHO: O QUE É, E COMO SER MAIS FELIZ?: <https://flowup.me/felicidade-no-trabalho.>

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRГ Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

DESENVOLVIMENTO DE FERRAMENTA COMPUTACIONAL PARA AVALIAÇÃO DA VIABILIDADE ECONÔMICA DE SISTEMAS FOTOVOLTAICOS

Antônio Wagner Tontini Paris ⁽¹⁾
André Abelardo Tavares ⁽²⁾
Franciele Peruchi Ronchi ⁽³⁾
Breno Elias Bretas de Carvalho ⁽⁴⁾

RESUMO

Este trabalho visa desenvolver e validar uma ferramenta computacional de simulação fotovoltaica para avaliar a viabilidade econômica de sistemas fotovoltaicos no Brasil, considerando tanto a análise técnica quanto comparações com investimentos tradicionais. A pesquisa destaca a crescente relevância da energia solar devido à redução dos custos de instalação e ao aumento das tarifas energéticas, proporcionando uma alternativa sustentável e lucrativa. O software criado será intuitivo e gratuito, integrando dados atualizados e abordando limitações das ferramentas existentes, como o System Advisor Model (SAM), facilitando o uso por diversos perfis de usuários na língua portuguesa.

Palavras-Chave: Sustentabilidade, Viabilidade, Simulação

- (1) Graduando, Centro Universitário SATC - Criciúma/SC.
(2) Prof. Dr. Eng. Centro Universitário SATC - Criciúma/SC.
(3) Profa. Ma. Eng. Centro Universitário SATC - Criciúma/SC.
(4) Prof. Dr. Eng. Centro Universitário SATC - Criciúma/SC.

ABSTRACT

This work aims to develop and validate a computational photovoltaic simulation tool to evaluate the economic viability of photovoltaic systems in Brazil, considering both technical analysis and comparisons with traditional investments. The research highlights the growing relevance of solar energy due to the reduction in installation costs and the increase in energy tariffs, providing a sustainable and profitable alternative. The software created will be intuitive and free, integrating updated data and addressing limitations of existing tools, such as the System Advisor Model (SAM), facilitating use by different user profiles in the Portuguese language.

Keywords: Sustainability, Viability, Simulation.

1. INTRODUÇÃO

A relevância desse estudo reside na possibilidade de um sistema fotovoltaico proporcionar um ganho financeiro, ao gerar energia solar, aos consumidores do grupo B. Os equipamentos que contemplam um sistema fotovoltaico, estão cada vez mais baratos, tendo sua relação de R\$/MWh reduzida a cada ano que passa enquanto, devido à escassez hídrica que o território brasileiro passou e o aumento da inflação, o custo do kWh nas faturas de energia continuam aumentando [1].

O objetivo desta pesquisa é desenvolver uma ferramenta computacional de simulação fotovoltaica capaz de fornecer resultados mais precisos ao longo da vida útil do sistema e seja de fácil uso para qualquer perfil de usuário. Esta iniciativa visa preencher a lacuna existente entre as ferramentas de simulação atualmente disponíveis, que tendem a ser mais orientadas para vendas do que para precisão técnica, e por outro lado, existem as que são muitas técnicas, dificultando a interação com o usuário. Ao fazer isso, o estudo contribuirá para uma compreensão mais aprofundada das implicações econômicas da adoção de tecnologias sustentáveis em um cenário de longo prazo.

O software apresentado neste artigo, vai além de apenas apresentar a viabilidade econômica do sistema solar fotovoltaico, ele traz também, comparativos com outros tipos de investimentos mais tradicionais, permitindo ao usuário escolher a melhor opção de investimento. Para analisar todos os parâmetros de dimensionamento, será desenvolvido e validado uma ferramenta computacional, utilizando a linguagem Python, para simulações e cálculos. O estudo considerará uma variedade de dados para realização dos cálculos como exemplo: média de consumo, localização geográfica, quantidade de fases por circuito, conceitos econômicos (TIR, VPL), análise de tarifas e impostos das concessionárias, regulamentações do setor (como a Lei 14.300), dimensionamento de sistemas fotovoltaicos, além da avaliação dos impactos ambientais com a implantação do sistema.

2. SISTEMAS FOTOVOLTAICOS

Um sistema fotovoltaico é uma tecnologia que converte a luz solar em eletricidade através de células fotovoltaicas. Essas células, geralmente feitas de silício, capturam os fótons de luz solar, gerando corrente elétrica. Os sistemas fotovoltaicos são uma fonte de energia renovável e sustentável, contribuindo para a redução da dependência de combustíveis fósseis e diminuindo as emissões de gases de efeito estufa. Eles podem ser instalados em telhados de edifícios, em grandes usinas solares ou mesmo em dispositivos portáteis, oferecendo uma ampla gama de aplicações para atender às necessidades de energia em diversos contextos.

Para que o software desenvolvido calcule de maneira mais fiel a potência fotovoltaica foi utilizado um banco de dados [2] com a irradiação solar mês a mês e calculada a média para se utilizar nos cálculos Eq. (1).

$$P_{fv} = \frac{E \cdot G_{stc}}{30 \cdot H_{tot} \cdot TD} \quad (1)$$

Onde:

P_{fv} = Potência Fotovoltaica (kWp)

E = Média anual do consumo de energia (kWh/mês)

G_{stc} = Contante (1 kW/m²)

H_{tot} = Irradiação solar mesal (kWh/(m²dia))

TD = Taxa de desempenho

A Taxa de Desempenho (TD) é calculada como a proporção entre o desempenho real e o desempenho teórico máximo do sistema. Ela é uma medida fundamental para avaliar as perdas devido à queda de tensão causada por diversos fatores, como resistências no cabeamento, acúmulo de sujeira nos módulos, sombreamento e outras perdas. No contexto das condições de radiação solar encontradas no Brasil, a Taxa de Desempenho varia geralmente de 70% a 80%, neste estudo adotou-se o valor padrão de 75% para dimensionamento [3].

Com a potência fotovoltaica determinada por meio da Eq. (1), é possível calcular a quantidade os módulos necessários para o sistema. Isto é feito por meio da equação Eq. (2).

$$N_{mod} = \frac{P_{fv}}{P_{mod}} \quad (2)$$

Onde:

N_{mod} = Número de módulos (un)

P_{fv} = Potência fotovoltaica (kWp)

P_{mod} = Potência nominal de cada módulo (kWp)

A potência do inversor é definida com base na potência de pico que o conjunto de módulos gerará conforme a Eq. (3).

$$P_{inv} = N_{mod} * P_{mod} \quad (3)$$

Onde:

P_{inv} = Potência nominal do Inversor (kW)

A partir das equações 1, 2 e 3, é possível fazer o dimensionamento inicial da potência de um sistema fotovoltaico, possibilitando uma seleção dos equipamentos necessários para a operação do sistema.

3. VIABILIDADE ECONÔMICA E FINANCEIRA

O custo de aquisição dos equipamentos para gerar energia por sistemas fotovoltaicos tem apresentado uma tendência de queda ao longo dos anos. De acordo com dados do Estudo Estratégico de Geração Distribuída [4], o mercado fotovoltaico no Brasil demonstrou forte consolidação em 2022. Nesse ano, o volume de projetos de geração distribuída e geração centralizada ultrapassou 17 GW, um aumento de 71%

em relação a 2021. A queda média de 12% nos preços dos sistemas fotovoltaicos também contribuiu para essa busca. Sistemas residenciais e comerciais de pequeno porte tiveram variação média de -13,6%, enquanto os sistemas maiores caíram em média 7,2%. Além disso, houve uma redução de 20% nos preços dos módulos fotovoltaicos entre janeiro de 2022 e 2023 impulsionou o aumento do número de instalações no Brasil, que cresceram 84,9% em relação a 2021, totalizando 1,6 milhão de instalações no país [5].

Em contrapartida, o custo do MWh teve um aumento de 29% entre os anos de 2018 e 2023 [6]. A figura 1, mostra a evolução do custo de um SFV em relação ao custo da energia.

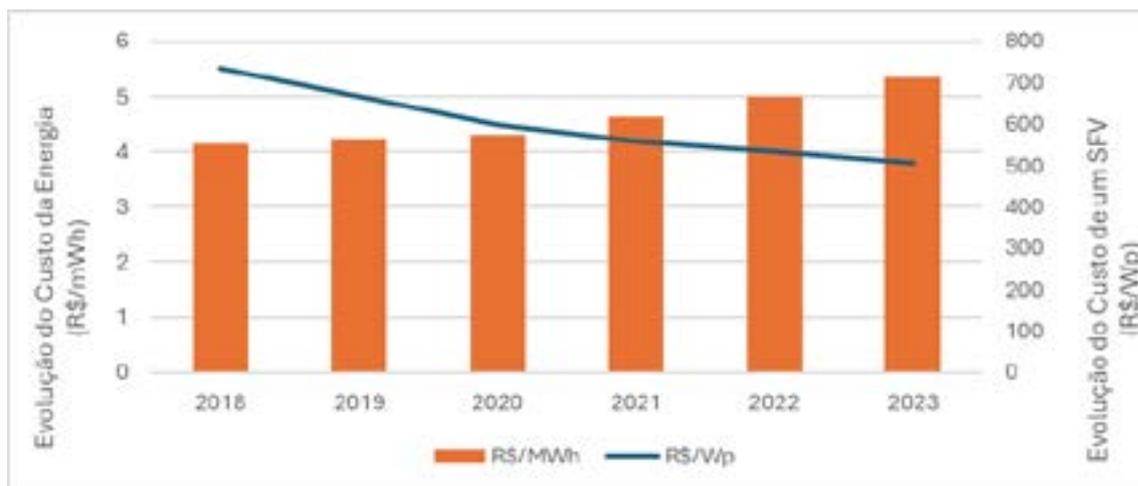


Figura 1: Evolução do Custo de um SFV em Relação ao Custo da Energia [5], [6].

A partir da figura 1 é possível concluir que, entre os anos de 2018 e 2023, houve um aumento significativo nas tarifas de energia e uma diminuição no custo de instalação de sistemas fotovoltaicos. Esse cenário torna a implantação de um SFV um investimento potencialmente rentável a longo prazo.

4. PROCEDIMENTOS METODOLÓGICOS

Neste capítulo serão descritos os procedimentos experimentais adotados para a elaboração da ferramenta computacional. A ferramenta funcionará via web, sendo disponibilizada para qualquer usuário gratuitamente. A Fig. 2 descreve, por meio de um fluxograma, as etapas envolvidas neste trabalho.



Figura 2: Fluxograma do procedimento experimental.

Com os dados fornecidos pelo usuário, como o Estado e a Cidade, o software dispõe de uma série de bancos de dados. Ao receber a informação da cidade, o software automaticamente extrai os dados de irradiação solar mensal específicos daquela localidade. Esse processo garante uma maior precisão no cálculo da geração de energia.

Com uma interface simples, a página da web solicitará os seguintes dados para realização dos cálculos; Estado/Cidade, Concessionária de energia, Cosip (Contribuição para Custeio do Serviço de Iluminação Pública) e valor médio de kWh ou os valores no período de um ano. A Figura 3 mostra o layout inicial do site, onde o usuário poderá inserir seus dados.

Figura 3: Tela inicial do site.

Na primeira etapa por meio da Eq. (1), o software processa os dados de quantos kWh a residência consome mensalmente e realiza o cálculo da capacidade instalada de pico do sistema fotovoltaico necessário para suprir. Logo em seguida, é feito o cálculo do número de módulos Eq. (2), a potência do inversor Eq. (3) e a área ocupada pelo sistema. Na figura 4 é possível visualizar esta primeira etapa do código.

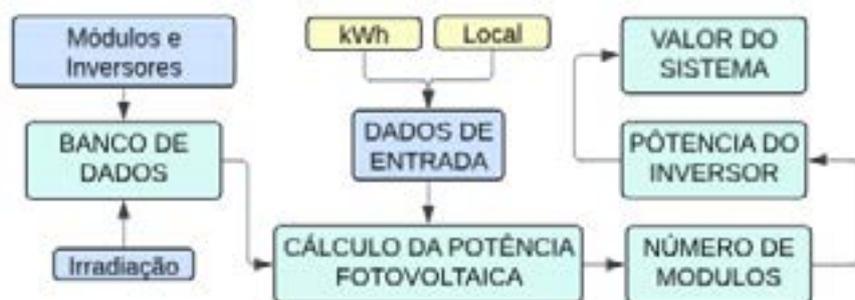


Figura 4: Fluxograma do dimensionamento do sistema.

Para avaliar a viabilidade econômica, foram empregadas as ferramentas matemáticas TIR (Taxa Interna de Retorno) e VLP (Valor Líquido Presente) para determinar se um Sistema Fotovoltaico (SFV) oferece um retorno financeiro atrativo

para o usuário. A análise considera um período de 25 anos, correspondente à vida útil das placas solares. A Figura 5 ilustra, por meio de um fluxograma, o processo de tratamento dos dados até a obtenção da viabilidade econômica.



Figura 5: Fluxograma do tratamento de dados até a viabilidade econômica.

O estudo impacto ambiental causado e evitado pelo sistema, é feito a partir dos resultados obtidos da geração de energia do sistema.

5. VALIDAÇÃO DOS RESULTADOS

Para validar o software desenvolvido, foi utilizado o System Advisor Model (SAM) [7], um programa amplamente reconhecido por sua aplicação em estudos acadêmicos.

Os valores de consumo (kWh) considerados para efetuar os cálculos estão descritos pela tabela 1.

Tabela 1: Consumo Mensal de um Residência.

Meses	Consumo (kWh)
Janeiro	680
Fevereiro	440
Março	750
Abril	680
Maio	510
Junho	350
Julho	700
Agosto	430
Setembro	420
Outubro	480
Novembro	430
Dezembro	450

Além dos valores de consumo mensal, são necessários também os dados de entrada para que o software faça as simulações corretamente, a tabela 2 demonstra esses parâmetros.

Tabela 2: Parâmetros de Entrada.

Parâmetros	Valores
Iluminação Pública	R\$ 10,00
Valor da Tarifa	R\$ 0,7097
Aumento do Custo de Energia	1,5%/ano

Módulo Fotovoltaico	550W
Inversor	5,0 kW
Investimento Inicial	R\$ ≈26.000,00
Tempo da Simulação	25 anos
Decaimento Geração	0,5% ano
Local da Simulação	Criciúma/SC

Conforme os resultados da simulação, obteve-se um sistema com 10 módulos fotovoltaicos de 550W e 1 inversor de 5kW no SAM houve uma divergência de 0,16% em comparação ao software desenvolvido. A figura 6 mostra a relação da simulação.

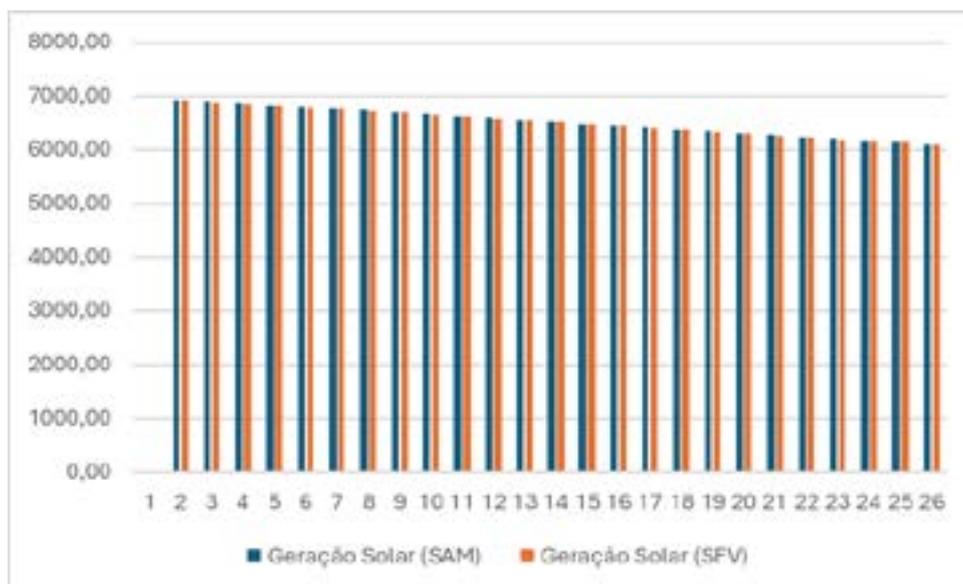


Figura 6: Comparação entre a simulação no SAM e o software.

O payback médio para o SAM e para o software desenvolvido ficou em torno de 7 anos e meio. A figura 7 demonstra o fluxo de caixa entre as duas simulações.

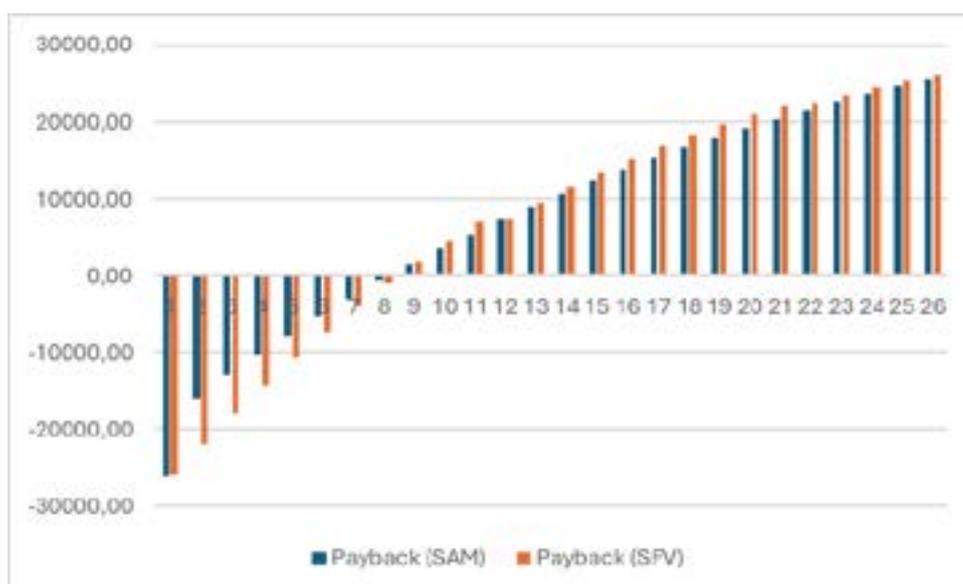


Figura 7: Comparação do Payback.

6. CONCLUSÃO

Em conclusão, o desenvolvimento da ferramenta computacional para a avaliação da viabilidade econômica de sistemas fotovoltaicos representa um avanço significativo na análise e tomada de decisões relacionadas a investimentos em energia solar no Brasil. A ferramenta proposta preenche uma lacuna deixada por soluções existentes, ao fornecer uma interface intuitiva e gratuita que é acessível a uma ampla gama de usuários, desde consumidores residenciais até investidores empresariais.

Os resultados obtidos até o momento no trabalho, por meio da validação com o System Advisor Model (SAM) demonstram que a ferramenta oferece uma boa precisão, com uma diferença mínima em relação a um software amplamente reconhecido. Isso garante que os usuários possam confiar nos dados gerados para realizar comparações entre investimentos tradicionais e a adoção de sistemas fotovoltaicos, permitindo uma tomada de decisão mais informada e eficaz.

A adoção dessa ferramenta pode contribuir para o crescimento sustentável do setor de energia solar no Brasil, proporcionando não apenas benefícios financeiros aos consumidores, mas também impactos positivos no meio ambiente. Ao promover o uso de fontes de energia renováveis, o estudo reafirma a relevância da energia solar como uma solução viável e necessária para enfrentar os desafios energéticos e ambientais atuais.

O desenvolvimento do software é parte integrante deste trabalho de conclusão de curso e, atualmente, está na fase de implantação em uma página web, com a inclusão de uma base de dados abrangente de módulos e inversores. Essa etapa finaliza o projeto, permitindo que a ferramenta esteja acessível aos usuários e pronta para auxiliar na análise e decisão sobre a viabilidade econômica de sistemas fotovoltaicos.

REFERÊNCIAS

- [1] ABSOLAR, "Panorama da solar fotovoltaica no Brasil e no mundo," ABSOLAR, 2024. [Online]. Available: <https://www.absolar.org.br/mercado/infografico/>. [Acesso em 13 05 2024]. PADILHA, A.F.; SICILIANO Jr., F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 3° Ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232p.
- [2] LABREN, "Laboratório de Modelagem e Estudos de Recursos Renováveis de Energia. Atlas Brasileiro de Energia Solar - 2ª Edição (2017).," INPE, [Online]. Available: http://labren.ccst.inpe.br/atlas_2017.html. [Acesso em 27 04 2024]. YANAGIDA, A., YANAGIMOTO, J. *A novel approach to determine the kinetics for dynamic recrystallization by using the flow curve*. J. Mater. Process. Technol., 2004, 151, 33-38.
- [3] CRESESB, "CENTRO DE REFERÊNCIA PARA ENERGIA SOLAR E EÓLICA SÉRGIO DE SALVO BRITO. Manual de Engenharia para Sistemas Fotovoltaicos.," CRESESB, 2014. [Online]. Available: http://www.cresesb.cepel.br/publicacoes/download/Manual_de_Engenharia_FV_2014.pdf. [Acesso em 28 04 2024]. GORNI, A.A.; VALLIN, P.S.S. Efeito da recristalização dinâmica na resistência à deformação de aços processados no laminador de tiras à quente. 40° Seminário de laminação – Processos e produtos laminados e revestidos. Vitória, 2003.
- [4] Grenner, "greener.com.br," Fevereiro 2023. [Online]. Available: <https://www.greener.com.br/wp-content/uploads/2023/05/Estudo-Estrategico-Geracao-Distribuida-2023-Mercado-Fotovoltaico-Fevereiro-v2-4.pdf>. [Acesso em 22 05 2024]. BO, M. et al. Static recrystallization kinetics model after hot deformation of low-alloy steel Q345B. Journal of Iron and Steel Research, 61-66 (2010) 17(8).
- [5] B. Teles, "<https://clickpetroleoegas.com.br/>," 27 Março 2024. [Online]. Available: <https://clickpetroleoegas.com.br/quanto-custa-a-energia-solar-em-2024-descubra-o-valor-e-as-vantagens-do-sistema-fotovoltaico/>. [Acesso em 22 05 2024]. SELLARS, C.M.; WHITEMAN, J.A. Recrystallization and grain growth in hot rolling. The Metals Society, 1979.
- [6] ANEEL, "Base de Dados das Tarifas das Distribuidoras de Energia Elétrica," ANEEL, [Online]. Available: <https://portalrelatorios.aneel.gov.br/luznatarifa/basestarifas>. [Acesso em 26 05 24].

- [7] NATIONAL RENEWABLE ENERGY LABORATORY (NREL). System Advisor Model (SAM) Version 2023.1.14. Golden, CO: NREL, 2023. Disponível em: <https://sam.nrel.gov/>. Acesso em: 30 ago. 2024.

PALESTRAS E TRABALHOS TÉCNICOS LECTURES & TECHNICAL PAPERS

Fabricação de Câmara de Vácuo para a Sintetização de Grafeno PECVD de Baixo Custo.

Manufacture of a Vacuum Chamber for Low Cost PECVD Graphene Synthesis

Frederico Murilo Wlassak, Bertholdo Vieira Neto, Joanisa Possato Curtulo, Mateus Ritter Pasini, Diego Rodolfo Simões de Lima, Fellipe dos Santos Oliveira, Mario Wolfart Junior (IFC – Luzerna)

Investigação da Nitretação a Plasma do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology®

Investigation of Plasma Nitriding on HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology® Continuous Cooling Bainitic Steel

João Vítor Piovesan Dalla Nora, Morvan Silva Franco, Alexandre da Silva Rocha (LdTM UFRGS).

Utilização de Óxido de Grafeno como modificador em Separadores de Baterias de íon Lítio.

Use of graphene oxide as modifier in lithium-ion battery separators

Heldiane Souza dos Santos, Thuany Maraschin, Polyane Resende, Marçal Pires (PUCRS)

Desenvolvimento e testes de protótipo de baixo custo para o alongamento de filmes finos de polímeros visando a produção de separados microporosos para uso em baterias.

Development and testing of a low-cost prototype for stretching thin polymer films to produce microporous separates for use in batteries

Roger Franco Baldissera, Marçal José Rodrigues Pires, Rosane Angélica Ligabue (PUCRS)

Potencial Uso de Materiais SMC em Motores Elétricos e Exemplos de Aplicações

Marco Pallini (GKN Powder Metallurgy)

Análise do Forjamento na União Bimetálica de uma Cruzeta composta por Alumínio ABNT NBR 6834 6060 e Aço Baixa Liga AWS A5.36 E110C-G M obtido por Manufatura Aditiva de Fusão localizada

Analysis of Forging in the Bimetallic Joint of a Crosshead composed of Aluminum ABNT NBR 6834 6060 and low Alloy Steel AWS A5.36 E110C-G M obtained by localized Fusion Additive Manufacturing

Joelson Vieira da Silva, Lirio Schaeffer, Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Gilson de March (UNISATC – UFRGS)

Processo de Fabricação Híbrida M.A. e Forjamento a Quente: Confecção de pré-Forma através da Deposição de Materiais por Fusão Localizada Utilizando Arame UTP DUR 600.

M.A. Hybrid Manufacturing Process and Hot Forging: Preform Making through the Deposition of Materials by Local Fusion using UTP DUR 600 Wire.

Carlos Antônio Ferreira, Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Jovani Castelan, Alexandre Milanez e Gilson de March (SATC) e Lirio Schaeffer (UFRGS)

Análise das características mecânicas de anisotropia através do processo de manufatura aditiva em aço de baixo carbono.

Analysis of the mechanical characteristics of anisotropy through the additive manufacturing process in low carbon steel.

Bruno da Rosa Lopes, Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Gilson de March, Hadrian Martins (UNISATC), Lirio Schaeffer (UFRGS)

Obtenção de blendas de resíduo industrial de EPM/PEBD pós-consumo e avaliação do índice de fluidez e propriedades mecânicas.

Obtaining blends from industrial waste of EPM/LDPE post-consumer and evaluation of melt flow index and mechanical properties.

Tiago Ocanha de Oliveira, Cristiane Krause Santin (UNISINOS)

Estudo da Obtenção de Grafeno por Esfoliação em Fase Líquida Utilizando Surfactantes e Tratamento com CO₂ Pressurizado.

Study of Graphene Production by Liquid Phase Exfoliation Using Surfactants and Pressurized CO₂ Treatment

Thuany Garcia Maraschin, Marina Clara de Vargas, Rodrigo Compiani Branco, Bruna Sgarioni, Eduardo Cassel (PUCRS)

TRABALHOS EM PÔSTER

Manufatura Aditiva no processo de forjamento: confecção de pré-forma através da deposição de materiais por fusão localizada utilizando arame de baixo carbono.

Additive Manufacturing in the forging process: preparation of preforms through the deposition of materials by localized fusion using low carbon wire.

Henrique Cechinel Casagrande, Márcio Souza, Emílio Zappellini, Anderson Daleffe, Carlos Antônio Ferreira, Alexandre Milanez Gilson de March, Luiz Carlos de Cesaro Cavaler (UNISATC)

Manufatura Aditiva por Deposição a Arco: Estudo das Propriedades Mecânicas e Químicas com Eletrodo Inoxidável ER 310

Gilson de March, Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Hadrian Martins, Daniel Fritzen, Alexandre Milanez, Aline Cipriano (UNISATC)

Adsorventes a partir de engaço de uva do tipo Merlot: preparo e caracterização

Adsorbents from Merlot grape stalks: preparation and characterization

Janaína de Mello Patzlaff, Bethania Brochier (UNISINOS)

Análise mecânica do arame ER70S-6 em manufatura aditiva pulsada.

Mechanical analysis of ER70S-6 wire in pulsed additive manufacturing.

Hadrian Martins, Anderson Daleffe e Henrique Cechinel Casagrande (UNISATC – Criciúma SC)

Estudo de proteção e propriedades mecânicas de peças sinterizadas infiltradas com cobre

Study of Protection and Mechanical Properties of Copper-Infiltrated Sintered Parts

Erton Cardoso Jr. e Jane Zoppas Ferreira (UFRGS), Fabricio Celso (UFPEL)

Produção e caracterização de adsorventes a partir de bagaço de malte.

Production and characterization of adsorbents from malt bagasse.

Aline Schaab e Bethania Brochier (UNISINOS)

Avaliação microestrutural e microdureza em peças fabricadas por manufatura aditiva para recuperação de componentes de mineração.

Microstructural and microhardness evaluation of parts manufactured by additive manufacturing for the recovery of mining components.

Aline Cipriano, Anderson Daleffe, Henrique Cechinel Casagrande, Gilson de March (UNISATC); Célia de Fraga Malfatti (UFRGS)

Encapsulação de Cafeína por Spray Dryer: um estudo de otimização.

Caffeine Encapsulation by Spray Dryer: an optimization study

Bruna Sgarioni, Luíza Machado Nogueira, Rubem Mario Figueiro Vargas, Eduardo Cassel (PUCRS)

Comportamento da pasta de cimento classe G com adição de nanoalumina para aplicação em armazenamento geológico de carbono.

Behavior of Class G Cement Paste with the Addition of Nanoalumina for Application in Geological Carbon Storage

Caroline Brune, Giovanni dos Santos Batista, Eleani Maria da Costa (PUCRS)

Estudo do Perfil de Liberação de Compostos Ativos a Partir de Matriz Lipídica Para Uso em Embalagens Ativas. Study of the Release Profile of Active Compounds from Lipid Matrix for Use in Active Packaging

Bruna Sgarioni, Aline Machado Lucas (PUCRS)

Estudo teórico e preditivo para a obtenção de compostos bioativos a partir das Cannabis sativa L.

Theoretical and predictive study to obtain bioactive compounds from Cannabis sativa L.

Matheus Rodrigues de Andrade, Juan Jose Mora Fajardo, Júlia Susin Cardeal, Pietro Radavelli, Arthur Fagundes Cavassa, Victor Hugo Silva Rodrigues, Rubem Mário Figueiró Vargas, Eduardo Cassel (PUCRS)

Biossorvente e carvão ativado de casca de noz-pecã para remoção de paracetamol

Biosorbent and Activated Carbon from Pecan Shells for the Removal of Paracetamol

Natália Brambilla da Silva, Bethania Brochier (UNISINOS)

Nanopartículas de prata assistida por Tapioca para aplicação em tecidos

Tapioca Assisted Silver Nanoparticles for fabrics application.

Leticia Noronha da Silva, Cristiane Krause Santin (UNISINOS)

Título: Fabricação de Câmara de Vácuo para a Sintetização de Grafeno PECVD de Baixo Custo

Title: Manufacture of a Vacuum Chamber for Low Cost PECVD Graphene Synthesis

Resumo: A área de nanomateriais tem tido significativos investimentos e pesquisas recentemente, impulsionando setores como a eletrônica, automobilística, aeroespacial, mecânica, entre outros. A pesquisa de materiais bidimensionais (2D), como o grafeno, é um das mais importantes e promissoras para o progresso na área de nanomateriais e suas aplicações. O grafeno é um material com uma estrutura atômica hexagonal de apenas um átomo de espessura, é um dos alótropos do carbono e suas propriedades químicas, mecânicas, elétricas e térmicas são excepcionais, ampliando seus setores de aplicação e sendo um material de interesse para a área de materiais. Devido a ser um material relativamente novo, ele apresenta demasiados desafios e limitações na sua produção, tal como pouca eficiência e altos custos de síntese, limitando a sua produção em grande escala e levando a necessidade de desenvolver novas técnicas de produção. Assim, surgiu o projeto de fabricação de uma câmara de vácuo para a produção do grafeno por *Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition (PECVD)*. A câmara foi fabricada no Laboratório de Ensaio Mecânicos e Metalúrgicos (LABEMM), no Instituto Federal Catarinense Campus Luzerna. Os resultados do projeto foram obtidos através da Espectrometria Raman, com os resultados mostrando o sucesso na síntese do grafeno com a câmara de vácuo projetada, tornando o IFC Campus Luzerna um dos pioneiros a sintetizar o material por este método dentre os Institutos Federais Catarinenses. A síntese do grafeno foi feita com um baixo custo, conforme um dos objetivos do projeto, em relação as máquinas disponíveis no mercado, demonstrando um grande avanço e possibilitando a acessibilidade na síntese do grafeno, viabilizando pesquisas e aplicações deste material inovador.

Abstract: The area of nanomaterials has seen significant investments and research recently, driving sectors such as electronics, automotive, aerospace, mechanics, among others. The research on two-dimensional (2D) materials, such as graphene, is one of the most important and promising for progress in the field of nanomaterials and their applications. Graphene is a material with a hexagonal atomic structure that is only one atom thick; it is one of the allotropes of carbon and its chemical, mechanical, electrical, and thermal properties are exceptional, expanding its application sectors and making it a material of interest in the field of materials science. Due to it being a relatively new material, it presents many challenges and limitations in its production, such as low efficiency and high synthesis costs, limiting its large-scale production and leading to the need to develop new production techniques. Thus, a project to manufacture a vacuum chamber for the

Comentado [E1]: do

production of graphene by Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition (PECVD) emerged. The chamber was manufactured at the Laboratório de Ensaaios Mecânicos e Metalúrgicos (LABEMM), at the Instituto Federal de Santa Catarina, Campus Luzerna. The project's results were obtained through Raman Spectroscopy, with the results showing success in synthesizing graphene with the designed vacuum chamber, making the IFC Campus Luzerna one of the pioneers in synthesizing the material by this method among the Federal Institutes of Santa Catarina. The graphene synthesis was done at a low cost, according to one of the project's objectives, in comparison to the machines available in the market, demonstrating a significant advancement and enabling accessibility in graphene synthesis, facilitating research and applications of this innovative material.

Introdução:

Grafeno é um dos alótropos do carbono, é um material com estrutura atômica hexagonal e monocamada, como demonstra a Figura 1. Devido a essas características, o material possui propriedades promissoras para aplicações futuras, como propriedades mecânicas, eletrônicas, térmicas, entre outras. Uma das primeiras amostras de grafeno foram feitas em 2007 por esfoliação mecânica (GEIM, 2007), com vários outros métodos de sintetização podendo ser usado, como *chemical vapor deposition* (CVD) ou oxidação da grafita. Devido a ser um material relativamente novo, seus métodos de síntese ainda são limitados e custosos, assim, limitando a aplicação e utilização deste alótropo revolucionador nas suas várias áreas de possível aplicação. Os métodos atuais utilizados para a síntese do grafeno atualmente têm suas limitações, com as amostras de grafeno de melhor qualidade sendo feitos por CVD. Apesar da boa qualidade e quantidade, necessita de equipamentos especializados devido a alta temperatura de síntese ($\sim 1100^{\circ}\text{C}$), limitando a disponibilidade e preço de máquinas e grafeno por este método (BOYD, 2015).

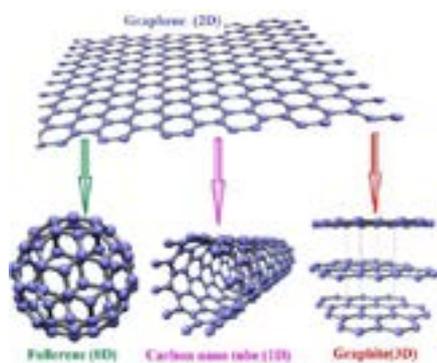


Figura 1: Estrutura de Alótropos de Carbono. **Fonte:** KAMEL, 2019.

Comentado [JP2]: Essa figura não foi chamada no texto.

A síntese de materiais com o auxílio de plasma é, atualmente, um método chave para a síntese de materiais a base de carbono, como diamantes, nanotubos de carbono (CNTS) e grafeno. Com este método, o plasma promove a ionização das moléculas base de carbono, reduzindo a temperatura de sintetização em comparação ao método CVD. Com a diminuição da temperatura de síntese, pode ser utilizado equipamentos mais disponíveis no mercado, fator chave para disponibilizar e possibilitar futuras pesquisas e aplicações do grafeno.

O material possui propriedades mecânicas, térmicas e elétricas muito mais altas que materiais utilizados atualmente, pode ser aplicado em inúmeras áreas, levando ao recente investimento em grafeno e startups para a sua aplicação e pesquisa (ALENCAR, 2016), assim o método PECVD foi escolhido, devido ao seu preço competitivo para a síntese de grafeno em alta escala. O objetivo do projeto foi a construção uma câmara a vácuo, em conjunto com os parâmetros para a síntese de grafeno com baixo custo, viabilizando o grafeno de baixo custo, aumentando a possibilidade de pesquisas do material, tal como a aplicação de tal no Arranjo Produtivo Local (APL).

Materiais e Métodos:

Primeiramente foi feito o estudo prévio para a produção da câmara de vácuo, foi feita de aço INOX 304, com parte de cima removível para fácil acesso da base do substrato, além das entradas de instrumentos de medição, mistura de gases e saída para a bomba de vácuo. A Figura 2 e 3 a seguir demonstram o diagrama esquemático da câmara de vácuo e a câmara montada, respectivamente.

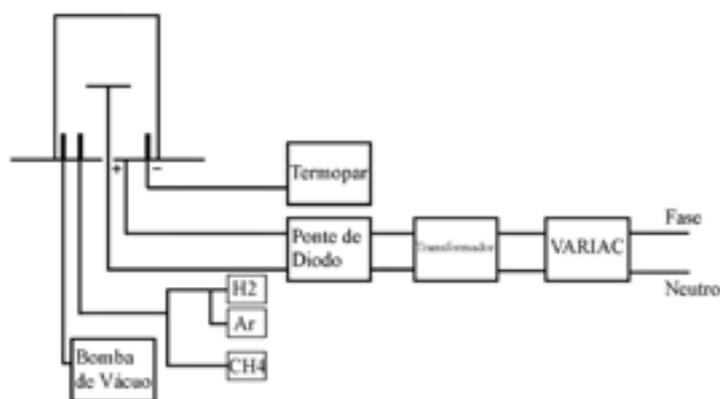


Figura 2: Esquemática da Câmara de Vácuo. **Fonte:** Autores, 2024.



Figura 3: Câmara Montada. Fonte: Autores, 2024.

A bomba de vácuo utilizada gera uma faixa de pressão de atmosférica (1 Bar) a 10^{-2} mBar. As amostras de grafeno foram depositadas em um substrato de cobre, com uma espessura de 100 μm e pureza de 99,999%, o substrato de foi previamente limpo com acetona afim de remover materiais indesejados da superfície do cobre. A fonte utilizada neste projeto tem uma potência de 3 kVA.

Os gases do processo PECVD para a síntese do grafeno podem ser categorizadas em *Carbon source*, *Carbon etchants* e *Inert gas*. O *Carbon Source* é o gás que contém o carbono que vai ser depositado no substrato, *Carbon etchants* são utilizados como uma molécula corrosiva, auxiliando na síntese de grafeno de alta qualidade, enquanto o *Inert Gas* são os gases utilizados para manter uma atmosfera inerte para o plasma.

Comentado [JP3]: Essa Figura não foi chamada no texto

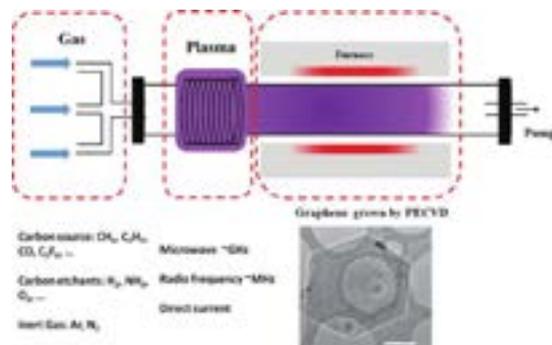


Figura 4: Esquema simplificado de uma câmara para síntese de grafeno PECVD. **Fonte:** LI, 2016.

Para este projeto, foi utilizado Metano (CH_4), Hidrogênio (H_2) e Argônio (Ar) para a síntese, foi optado pelo Metano devido a grande quantidade de bibliografia referente a este gás, tal como o Hidrogênio, afim de limpar o substrato antes da síntese e auxiliar na deposição do carbono. O argônio foi utilizado como um gás inerte e para auxiliar no controle de temperatura do plasma.

A temperatura foi medida com um termopar, com faixa para a síntese de 500 a 600°C, afim de verificar a temperatura mínima para a síntese do grafeno e a sua qualidade. Além da temperatura, foi modificado a razão de gases. Todas as amostras tiveram a pressão de vácuo de cerca de $4 \cdot 10^{-2}$ mBar. A Tabela 1 mostra os parâmetros utilizados para a limpeza do substrato, enquanto a Tabela 2 demonstra os parâmetros utilizados para a síntese.

Limpeza				
Amostra	Razão Ar:H2	Temperatura	Tempo	Pressão
A1	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar
A2	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar
A3	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar
A4	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar
A5	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar
A6	1:1	500°C	5 min.	1,5 mBar

Tabela 1. **Fonte:** Autores, 2024.

Síntese				
Amostra	Razão Ar:H ₂ :CH ₄	Temperatura	Tempo	Pressão
A1	10:10:1	500°C	10 min.	1,7 mBar
A2	10:10:1	550°C	10 min.	1,7 mBar
A3	10:10:1	600°C	10 min.	3 mBar
A4	5:5:1	500°C	10 min.	1,7 mBar
A5	5:5:1	550°C	10 min.	1,7 mBar
A6	5:5:1	600°C	10 min.	3 mBar

Tabela 2. **Fonte:** Autores, 2024.



Figura 5: Amostras na câmara de vácuo. **Fonte:** Autores, 2024.

Comentado [JP4]: Não foi chamada no texto

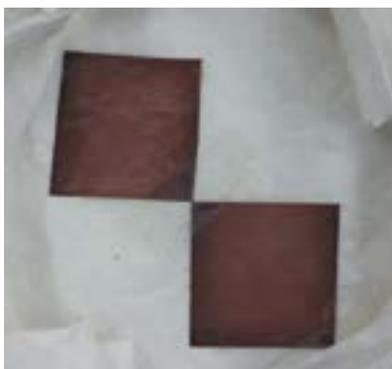


Figura 6: Amostras prontas para a espectrometria Raman. **Fonte:** Autores, 2024.

Comentado [JP5]: Não foi chamada no texto

Todas as amostras foram resfriadas com mistura de Ar e H₂ com razão de 1:1 até a temperatura de 80°C. A Figura 5 demonstra amostras na etapa de síntese, com a Figura 6 sendo amostras preparadas para envio. Após a finalização de todas as amostras, foram encaminhadas para a USP (Universidade de São Paulo), para a caracterização Raman, um método não destrutivo mais recomendado para a análise de amostras de grafeno. O equipamento utilizado foi um LabRAM HR Revolution, onde uma faixa de 532nm foi utilizada.

Resultados e Discussões:

A espectrometria Raman foi feita com uma faixa de 100 a 4000 cm⁻¹, afim de se atingir todos os picos significativos para a análise das amostras. O grafeno monocamada tem 3 principais picos na espectrometria Raman, o D (~1350 cm⁻¹), G (~1582 cm⁻¹) e 2D (~2700 cm⁻¹), como demonstra a Figura 14. Todos os gráficos demonstram o pico G, comprovando a existência de potencial grafeno. Conforme teve o aumento de temperatura, é possível observar o surgimento do pico D, sugerindo um grafeno com estrutura cristalina amorfa, que também pode ser confirmado com a não congruência dos picos (CHILDRES, 2013).

Comentado [JP6]: 14 ? está correto essa sequência?

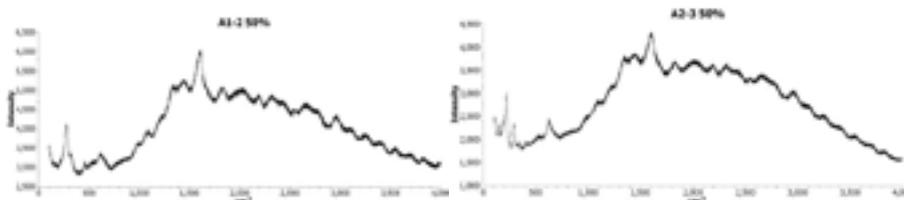


Figura 7: Amostra A1. **Fonte:** Autores.

Figura 8: Amostra A2. **Fonte:** Autores.

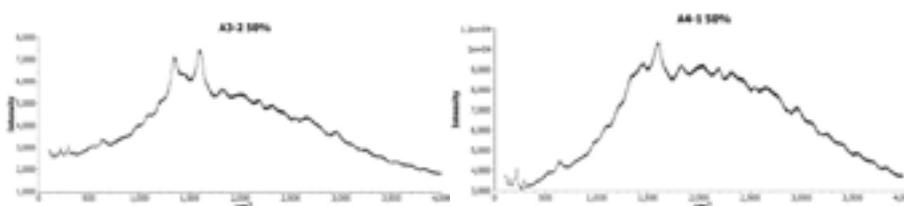


Figura 9: Amostra A3. **Fonte:** Autores.

Figura 10: Amostra A4. **Fonte:** Autores.

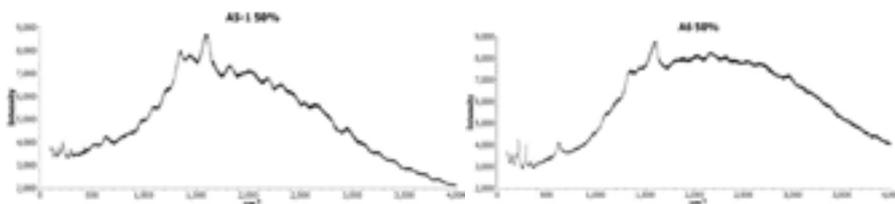


Figura 11: Amostra A5. **Fonte:** Autores.

Figura 12: Amostra A6. **Fonte:** Autores.

A Figura 13 representa a análise de folhas de cobre oxidadas com uma camada de grafeno. Como é possível observar, a folha de cobre oxidada tem um perfil de “morro”, possibilitando a explicação do perfil da análise de todas as amostras, tal como impossibilitando a análise dos picos do grafeno inferiores ao do cobre oxidado, sendo uma hipótese para a ausência do pico 2D. Os motivos da oxidação das amostras podem estar relacionados a pressão inicial de vácuo, impureza nos gases ou a taxa de resfriamento, tal como a temperatura cuja a amostra foi retirada da câmara de vácuo após o resfriamento.

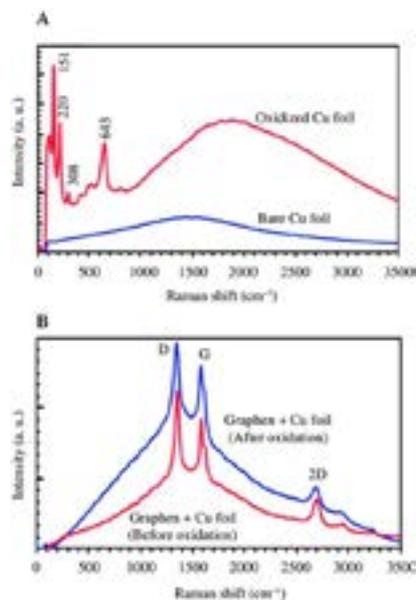


Figura 13: Amostras de grafeno em placa de cobre oxidada. **Fonte:** GERGELY, 2017.

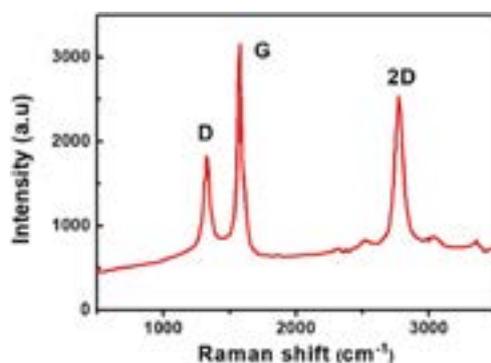


Figura 14: Picos da Espectrometria Raman do grafeno. **Fonte:** SU, 2021.

Conclusões:

Com a espectrometria Raman, foi possível confirmar que todas as amostras possuem grafeno, devido aos picos D e G. Com o perfil do cobre oxidado, não se pode afirmar a existência de picos D nas amostras A1, A2, A4 e A6, tal como o 2D em todos os substratos. Diferentes valores e faixas para os picos demonstram a qualidade e quantidade de camadas do grafeno, com valores sendo aceitáveis em relação à aplicação do grafeno sintetizado, mas sendo possível afirmar que todas as amostras, devido a suas baixas congruências, uma estrutura amorfa do grafeno.

Com base nos dados das espectrometrias, o pico D começa a ser perceptível com temperaturas mais baixas nas amostras com razão de gás de 5:5:1 (A4, A5 e A6), sugerindo que a maior quantidade de metano na mistura gera grafeno a uma temperatura mais baixa em relação as amostras com razão de gás de 10:10:1 (A1, A2 e A3). A temperatura mínima de 500°C foi suficiente para a formação do grafeno na folha de cobre, como de acordo com as referências bibliográficas. Devido ao processo de síntese ser uma demanda contínua, para o seu aperfeiçoamento, seriam necessárias mais amostras, variáveis de processo e métodos de caracterização. Contudo, um dos objetivos do projeto é a síntese de grafeno, independente da qualidade, abrindo caminho para novas pesquisas e aplicações relacionados a este material.

Referências:

- ALENCAR, Eduardo et al. **PROCESSOS DE OBTENÇÃO DO GRAFENO, SUAS APLICAÇÕES E SUA IMPORTÂNCIA PARA O BRASIL**. Centro de Pós-Graduação Oswaldo Cruz. Disponível em: http://revista.oswaldocruz.br/Content/pdf/Edicao_16_ALENCAR_Eduardo.pdf. Acesso em: 18/01/2022;
- BOYD, D.A et al. **Single-Step deposition of high-mobility graphene at reduced temperatures**. Disponível em: <https://www.nature.com/articles/ncomms7620>. Acesso em: 15/06/2024;
- CHILDRES, Isaac et al. **RAMAN SPECTROSCOPY OF GRAPHENE AND RELATED MATERIALS**. Disponível em: https://www.physics.purdue.edu/quantum/files/Raman_Spectroscopy_of_Graphene_NOVA_Childres.pdf. Acesso em: 11/06/2024;
- GEIM, A.K. et al. **THE RISE OF GRAPHENE**. Disponível em: <https://arxiv.org/pdf/cond-mat/0702595>. Acesso em: 08/06/2024;
- GERGELY, András. **A review on corrosion protection with single-layer, multilayer, and composites of graphene**. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/318181471_A_review_on_corrosion_protection_with_single-layer_multilayer_and_composites_of_graphene. Acesso em: 22/06/2024;
- KAMEL, Samir et al. **Graphene's Structure, Synthesis and Characterization; A brief review**. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/336843291_Graphene%27s_Structure_Synthesis_and_Characterization_A_brief_review. Acesso em: 08/06/2024;
- LI, Menglin et al. **Controllable Synthesis of Graphene by Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition and Its Related Applications**. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/advs.201600003>. Acesso em: 10/06/2024;
- SU, Jun et al. **Effect of plasma-enhanced chemical vapor deposition (PECVD) graphene content on the properties of EPDM/graphene composites**. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/349959886_Effect_of_plasma-enhanced_chemical_vapor_deposition_PECVD_graphene_content_on_the_properties_of_EPDM_graphene_composites. Acesso em: 16/08/2024;
- WOEHL, Nicolas et al. **Plasma-enhanced chemical vapor deposition of graphene on copper substrates**. https://duepublico2.uni-due.de/servlets/MCRFileNodeServlet/duepublico_derivate_00041464/Plasma_enhanced_Woehrl.pdf. Acesso em: 10/06/2024.

Autores: João Vitor Piovesan Dalla Nora¹, Morvan Silva Franco¹, Alexandre da Silva Rocha¹.

¹Universidade Federal do Rio Grande do Sul - (UFRGS), Porto Alegre, RS, Brasil.

Investigação da Nitretação a Plasma do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology®

Aços bainíticos de resfriamento contínuo apresentam alta tenacidade e resistência mecânica quando comparados a aços convencionais, mesmo sem tratamentos térmicos posteriores. Ao aplicarem-se tratamentos termoquímicos é possível alcançar alta dureza superficial e resistência ao desgaste requeridas para aplicação industrial. Assim é possível reduzir etapas de processamento e custos de produção em comparação com rotas de processamento tradicionais para aços carbono e baixa liga. Um dos tratamentos de interesse é a nitretação a plasma dado ao seu potencial em aumento de dureza superficial, controle de parâmetros e baixas temperaturas de processo, entretanto há pouca informação sobre os efeitos de parâmetros de tratamento, tais como a resistência ao desgaste, espessura resultante da camada de nitretos e composição de fases nestes materiais. Tendo isto em vista, o presente estudo visa avaliar a resposta a nitretação a plasma de dois aços, HSX 130HD e HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology®. Ambos são aços bainíticos de resfriamento contínuo com a mesma composição química, porém o segundo possui pós-processamento termomecânico que proporciona microestrutura mais refinada. Os aços foram tratados a plasma na temperatura de 500 °C durante 6 h, com o emprego em atmosfera contendo 75% de N₂ e 25% de H₂. As amostras foram analisadas quanto à microestrutura, rugosidade, dureza, composição química e desgaste. Após os tratamentos houve aumento da dureza superficial, da rugosidade, camada bifásica de Fe₄N e Fe₂₋₃N para os dois aços, e maior espessura camada nitretada para o aço HSX 130HD XTP®. Conclui-se que a nitretação a plasma é uma alternativa viável para os aços estudados.

Palavras-chave: Nitretação a plasma; Aços bainíticos de resfriamento contínuo, XTP®; Desgaste.

Investigation of Plasma Nitriding on HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology® Continuous Cooling Bainitic Steel

Continuous cooling Bainitic steels exhibit high toughness and mechanical strength compared to conventional steels, even without subsequent heat treatments. By applying thermochemical treatments is possible to achieve high surface hardness and wear resistance required for industrial applications. This allows a reduction in processing steps and production costs compared to traditional processing routes for carbon and low-alloy steels. One treatment of interest is plasma nitriding due to its potential for increasing surface hardness, precise parameter control and low processing temperatures. However, there is little on the effects of treatment parameters, such as wear resistance, the resulting nitride layer thickness, and phase composition for these steels. With this in mind, the present study aims to evaluate the response to plasma nitriding of two steels, HSX 130HD and HSX 130HD XTP® - Xtreme Performance Technology®. Both are continuous cooling bainitic steels with the same chemical composition, but the latter undergoes thermomechanical post-processing, resulting in a more refined microstructure. The steels were plasma treated at 500°C for 6 hours in an atmosphere

containing 75% N₂ and 25% H₂. The samples were analyzed for resulting microstructure, roughness, hardness, chemical composition and wear resistance. After plasma nitriding, an increase in surface hardness, roughness, a biphasic layer of Fe₄N and Fe₂₋₃N was observed in both steels, with a thicker nitrided layer for HSX 130HD XTP®. It is concluded that plasma nitriding is a viable alternative for the studied steels.

Keywords: Plasma nitriding, Continuous cooling bainitic steels, XTP®, Wear.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

USE OF GRAPHENE OXIDE AS A MODIFIER IN LITHIUM-ION BATTERY SEPARATORS

Heldiane S. dos Santos ⁽¹⁾
Thuany Maraschin ⁽²⁾
Polyane Resende ⁽³⁾
Marçal José Rodrigues Pires ⁽⁴⁾

ABSTRACT

Nowadays, the use of high-energy batteries is increasing due to the rise in electric vehicles and many various portable devices such as computers, cell phones, stationary power sources, and more. One of the main components of the battery is the separator, which provides a physical barrier between the positive and negative electrodes to prevent an electrical short circuit. The separator also serves as an electrolyte reservoir for the transportation of ions during the charge and discharge cycles of a battery, which is why it has attracted special attention due to the associated safety risks. The most commonly used separators are microporous polypropylene (PP) membranes. To improve the performance of these separators, surface modification with graphene oxide (GO) is an alternative, as it significantly enhances electrolyte absorption, contact angle, shrinkage temperature, and the battery's electrochemical performance compared to unmodified separators. Commercial Celgard 2400 separators were modified by vacuum filtration with a suspension of GO (0.7 g L^{-1}) in isopropyl alcohol. Two volumes of suspension were used: 5 and 10 mL, corresponding to 3.5 mg and 7 mg of GO, respectively. To increase the adherence of the GO to the separators, two solutions containing 0.2% PVDF or Acrylonitrile were added to the GO suspension. In the separators where 5 mL of the GO solution was used, the mean loading was 0.100 mg cm^{-2} , and for 10 mL, the mean loading was 0.300 mg cm^{-2} . Preliminary results have shown that the separator with GO exhibits better wettability with the LiPF_6 electrolyte (lower contact angle) than the unmodified commercial separator, which has a low surface energy and is naturally hydrophobic. For the SEM analyses, the samples in which 0.2% PVDF was used as the binding solution showed more compacted regions, indicating that PVDF is the most suitable for promoting adhesion of the GO layer to the separator. Further characterization studies on the modified separators are underway, such as impedance measurements (EIS), separator thickness, among others.

Key words — batteries; separators; PVDF; graphene oxide.

⁽¹⁾ Dra. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil, heldianedossantos@gmail.com

⁽²⁾ Dra. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil,

⁽³⁾ Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

UTILIZAÇÃO DE ÓXIDO DE GRAFENO COMO MODIFICADOR EM SEPARADORES DE BATERIAS DE ÍON LÍTIO

Heldiane S. dos Santos ⁽¹⁾

Thuany Maraschin ⁽²⁾

Polyane Resende ⁽³⁾

Marçal José Rodrigues Pires ⁽⁴⁾

RESUMO

Atualmente a utilização de baterias de alta energia tem aumentado cada vez mais devido ao aumento do uso de veículos elétricos e muitos outros dispositivos portáteis como computadores, celulares, fontes de energia estacionárias, entre outros. Um dos principais componentes da bateria é o separador que proporciona uma barreira física entre os eletrodos positivo e negativo, tendo como objetivo evitar um curto-circuito elétrico. O separador serve também como reservatório de eletrólito para o transporte de íons durante os ciclos de carga e descarga de uma bateria; por esse motivo, tem atraído atenção especial, em função dos riscos de segurança associados. Os separadores mais utilizados são membranas microporosas de polipropileno (PP). Afim de melhorar o desempenho destes separadores, a modificação de sua superfície com óxido de grafeno (OG) é uma alternativa, pois promove melhoria significativa na absorção de eletrólito, ângulo de contato, temperatura de contração e desempenho eletroquímico da bateria em comparação com separadores não modificados. A modificação dos separadores comerciais Celgard 2400 foi realizada por filtração à vácuo com suspensão de OG ($0,7 \text{ g L}^{-1}$) em álcool isopropílico. Dois volumes de suspensão foram utilizados 5 e 10 mL, correspondendo a quantidade de 7,0 e 3,5 mg de OG. Para aumentar a aderência do OG nos separadores, utilizou-se duas soluções contendo 0,2% de PVDF ou Acrilonitrila, adicionados à suspensão de OG. Nos separadores em que foi utilizado 5 mL da solução de OG, o carregamento médio foi de $0,100 \text{ mg cm}^{-2}$ e para 10mL, o carregamento médio foi de $0,300 \text{ mg cm}^{-2}$. Resultados preliminares demonstraram que o separador com OG apresenta melhor molhabilidade com o eletrólito LiPF_6 (menor ângulo de contato) do que o separador comercial não modificado, que tem uma energia de superfície baixa e é naturalmente hidrofóbica. Para as análises de MEV, as amostras em que foi utilizado solução 0,2% de PVDF como solução aglutinante apresentaram regiões mais compactadas, indicando que o PVDF é o mais indicado para favorecer a adesão da camada de OG no separador. Mais estudos de caracterização nos separadores modificados estão sendo conduzidos, como as medidas de impedância (EIS), espessura dos separadores, entre outros.

Palavras-chave: baterias; separadores; PVDF; óxido de grafeno.

1. INTRODUÇÃO

Atualmente a utilização de baterias de alta energia tem aumentado cada vez mais devido ao aumento do uso de veículos elétricos e muitos outros dispositivos portáteis como computadores, celulares, fontes de energia estacionárias, entre outros. Um dos principais componentes da bateria é o separador que proporciona uma barreira física entre os eletrodos positivo e negativo, tendo como objetivo evitar um curto-circuito elétrico [1], [2]. O separador serve também como reservatório de eletrólito para o transporte de íons durante os ciclos de carga e descarga de uma bateria, por esse motivo, tem atraído atenção especial, em função dos riscos de segurança associados. Os separadores mais utilizados são membranas microporosas de polipropileno (PP) e de polietileno (PE) com uma espessura aproximada de aproximada de 5-30 μm [2].

Em circunstâncias anormais, como sobrecarga e quedas, as baterias podem gerar uma grande quantidade de calor e derreter o separador, resultando num curto-circuito potencialmente perigoso devido ao contato imediato entre o cátodo e o ânodo. Além disso, os separadores comerciais têm baixa molhabilidade superficial no eletrólito [3]. A fim de melhorar o desempenho destes separadores, a modificação de sua superfície com óxido de grafeno (OG) é uma alternativa, pois promove melhoria significativa na absorção de eletrólito (molhabilidade), ângulo de contato, temperatura de contração e desempenho eletroquímico da bateria.

O objetivo deste trabalho foi avaliar a membrana comercial Celgard® 2400 após modificação de sua superfície com suspensão de óxido de grafeno (OG) em álcool isopropílico com duas diferentes concentrações da solução, por filtração à vácuo.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para este experimento, a suspensão de OG [4] foi colocada no ultrassom por 2 horas para maior dispersão do óxido de grafeno [5] e após depositada sobre a membrana Celgard 2400 por filtração à vácuo. Dois volumes de suspensão foram utilizados 5 e 10 mL, correspondendo a quantidade teórica de 7,0 e 3,5 mg de OG Fine. As membranas Celgard 2400 com deposição de OG Fine ficaram por uma noite em dessecador sob vácuo à 25 °C e no dia seguinte foram pesadas e as espessuras foram medidas. A determinação da quantidade de OG depositado foi calculada por dois procedimentos: a) utilizando a concentração de OG na suspensão e o volume de suspensão utilizado; b) por pesagem das membranas antes e após a deposição. A Figura 1 apresenta o equipamento utilizado para deposição do OG nas membranas e a Figura 2 apresenta a membrana obtida após a deposição.



Figura 1: Equipamento utilizado para filtração a vácuo.



Figura 2: Óxido de grafeno depositado sob membrana Celgard 2400.

Foram utilizados dois tipos de soluções a fim de aumentar a aderência do OG nas membranas, PVDF e Acrilonitrila na concentração de 0,2% adicionados a suspensão de OG, nos dois volumes estudados. Para caracterização das membranas depositadas foram realizados os seguintes testes: MEV, espessura das membranas, ângulo de contato.

3. RESULTADOS

3.1 Deposição de OG nas membranas

A Figura 3 apresenta o ângulo de contato médio utilizando LiPF_6 das membranas comerciais Celgard 2400 sem o carregamento de OG e com o carregamento de OG. Observa-se que a membrana com OG apresenta melhor molhabilidade (menor ângulo de contato) do que a membrana Celgard 2400, que tem uma energia de superfície baixa e é naturalmente hidrofóbica. Uma taxa de absorção do eletrólito mais rápida pode encurtar o tempo de ativação durante o processo de montagem da bateria [3], além de facilitar o transporte dos íons lítio durante seu funcionamento.

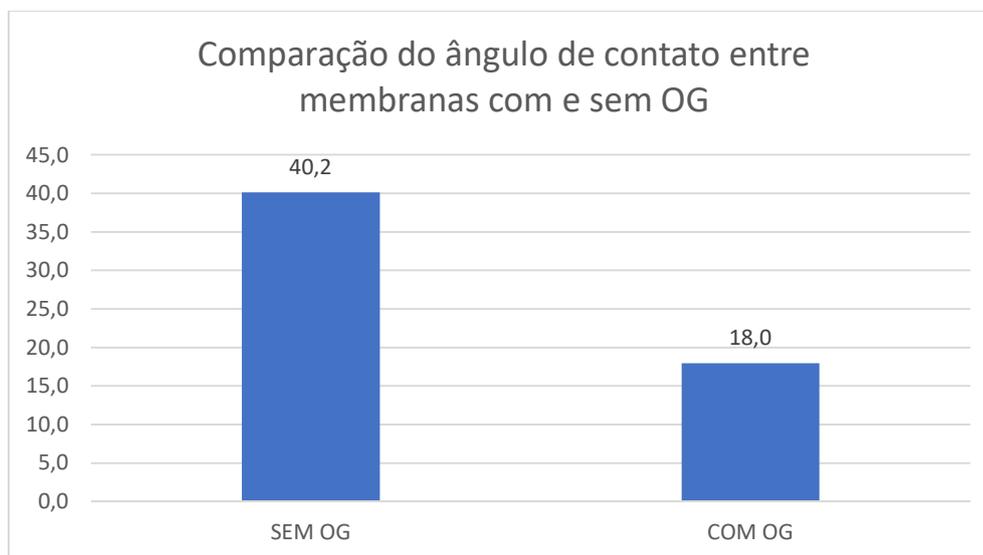


Figura 3: Ângulo de contato médio das membranas Celgard 2400 sem e com carregamento OG.

As membranas em que foi utilizado 5 mL da suspensão de OG apresentaram um carregamento médio de $0,100 \text{ mg cm}^{-2}$ e quando foi utilizado 10 mL da solução de OG o carregamento médio foi de $0,300 \text{ mg cm}^{-2}$.

A Figura 4 apresenta os resultados de MEV para as membranas Celgard 2400 em que foram depositadas a suspensão de OG Fine com PVDF e Acrilonitrila. Como pode ser observado, as amostras em que foi utilizado o PVDF como solução aglutinante apresenta regiões mais compactadas, especialmente nos aumentos 5000x e 10000x. No momento da preparação das amostras para as análises de MEV, observou-se que parte do recobrimento começou a descolar, não sendo possível medir a espessura da camada. Com o objetivo de aumentar a adesão, os próximos testes serão realizados com uma maior concentração de PVDF e as membranas serão expostas a câmara de UV, em diferentes tempos, para favorecer a adesão do OG na membrana.

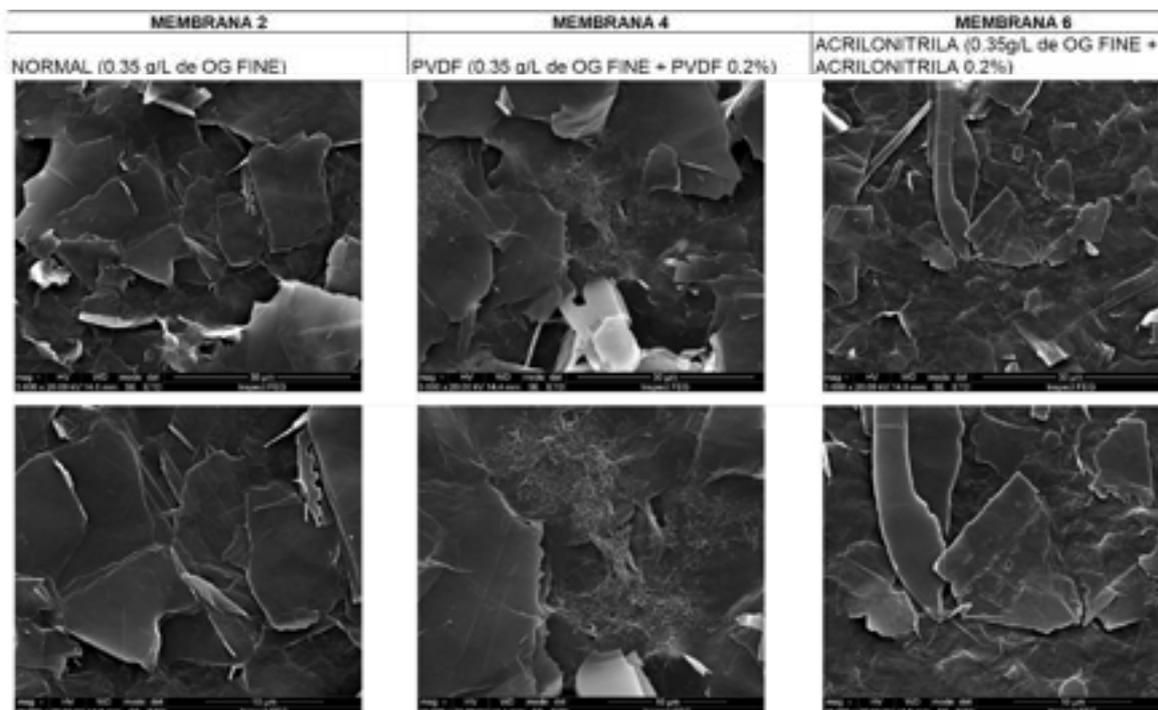


Figura 4: Imagens de MEV das membranas Celgard 2400 recobertas com OG Fine. 5000x e 10000x, respectivamente.

A Tabela 1 apresenta as espessuras médias obtidas para os dois carregamentos 5 e 10 mL, medidas com um espessímetro digital marca Ultra.

Tabela 1: Espessuras medias (mm) das membranas após deposição de 5 e 10mL de suspensão de OG

Volume de OG depositado	Amostras	Espessura média (mm)
5 ml	Amostra 1 (OG)	0,0292
	Amostra 2 (OG + PVDF 0,2%)	0,0272
10 ml	Amostra 3 (OG)	0,0314
	Amostra 4 (OG + PVDF 0,2%)	0,0300

Observa-se que a utilização do PVDF ajuda a compactar a camada depositada, pois ocorre uma pequena diminuição na espessura média da membrana quando comparada a membrana em que foi utilizada somente OG. O mesmo comportamento foi observado quando se utilizou a Acrilonitrila como aglutinante, mas devido aos melhores resultados por MEV, optou-se por utilizar o PVDF para os próximos testes a serem realizados.

4. CONCLUSÃO

Os resultados obtidos demonstraram que a deposição de OG por filtração à vácuo foi eficiente, especialmente quando se utilizou PVDF como aglutinante. Após a deposição, a molhabilidade das membranas melhorou, podendo ser observada pela diminuição do ângulo de contato. A espessura média se manteve constante com uma pequena diminuição quando se utilizou PVDF. Testes adicionais como medidas de impedância eletroquímica (EIS) nas membranas e diferentes concentrações da solução de PVDF adicionadas a suspensão de OG estão sendo conduzidos para melhorar a eficiência dos separadores quando utilizados nas baterias de íon lítio.

AGRADECIMENTOS

A FINEP, CNPq, PUCRS.

Referências

- [1] N. Sabetzadeh, C. Falamaki, R. Riahifar, M. S. Yaghmaee, and B. Raissi, "Plasma treatment of polypropylene membranes coated with zeolite/organic binder layers: Assessment of separator performance in lithium-ion batteries," *Solid State Ion*, vol. 363, May 2021, doi: 10.1016/j.ssi.2021.115589.
- [2] H. Lee, M. Yanilmaz, O. Toprakci, K. Fu, and X. Zhang, "A review of recent developments in membrane separators for rechargeable lithium-ion batteries," Dec. 01, 2014, *Royal Society of Chemistry*. doi: 10.1039/c4ee01432d.
- [3] D. M. D. Babiker, Z. R. Usha, C. Wan, M. M. El. Hassaan, X. Chen, and L. Li, "Recent progress of composite polyethylene separators for lithium/sodium batteries," Apr. 30, 2023, *Elsevier B.V.* doi: 10.1016/j.jpowsour.2023.232853.
- [4] T. G. Maraschin *et al.*, "Chitosan nanocomposites with graphene-based filler," *Materials Research*, vol. 22, 2019, doi: 10.1590/1980-5373-mr-2018-0829.
- [5] S. Wang, X. Liu, H. Duan, Y. Deng, and G. Chen, "Fe₃C/Fe nanoparticles embedded in N-doped porous carbon nanosheets and graphene: A thin functional interlayer for PP separator to boost performance of Li-S batteries," *Chemical Engineering Journal*, vol. 415, Jul. 2021, doi: 10.1016/j.cej.2021.129001.



43° SENAFOR

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
 Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

Desenvolvimento e testes de protótipo de baixo custo para o alongamento de filmes finos de polímeros visando a produção de separadores microporosos para uso em baterias

Baldissera F. Roger ⁽¹⁾

Ligabue A. Rosane ⁽¹⁾

Pires J.R. Marçal ⁽¹⁾

1 - Escola Politécnica, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Av. Ipiranga 6681, Porto Alegre, CEP 13565-905, RS. mpires@puccrs.br

RESUMO

Os separadores são parte essencial para a segurança e eficiência de baterias. Em geral são constituídos de membranas microporosas, onde o íon lítio pode migrar entre ânodo e cátodo sem causar um curto-circuito na bateria. Os separadores são fabricados em geral utilizando polímeros como polipropileno (PP), PE, PVC, PVDF, entre outros, por diferentes métodos de fabricação. Método de fabricação mais comum é por alongamento dos filmes, gerando os microporos desejados. O objetivo desse trabalho é projetar um dispositivo de baixo custo e confiável para alongamento de filmes. Testes mostraram que o sistema de alongamento é capaz de formar microporos nos filmes alongados.

Palavras chaves — alongamento, baterias, separadores, polipropileno, controlador

1. INTRODUÇÃO

Separadores para baterias de íon lítio são parte essencial para a segurança e eficiência da bateria, podendo ser feitos de inúmeros polímeros (polipropileno,

polietileno, PVC, poliimida, celulose, etc) e materiais compósitos (zeólitas, sílica ou óxido de grafeno junto com materiais ligantes como PVDF). Esses separadores são membranas microporosas, onde o íon lítio consegue ser transportado entre ânodo e cátodo sem causar um curto-circuito na bateria [1]-[3].

A produção de separadores de polipropileno (PP) com microporos pode ser feita a partir de dois métodos, o método úmido, onde é adicionado um agente porogênico dissolvido no polímero, após lavagem remove-se o agente restando somente os poros; no método seco, o polímero é submetido a um alongamento que causa a deformação e formação dos microporos [1]. O método úmido é mais oneroso e geram efluentes, enquanto o método seco é o mais utilizado devido a facilidade de implementação em uma linha de produção. Entretanto, na produção do separador de PP é necessário assegurar a mudança de fase de α para β , o que facilita a formação dos poros e melhora as propriedades mecânicas como resistência ao impacto [4].

O alongamento necessário para a formação dos poros pode ser feito por dois processos, uniaxial ou biaxial, sendo que o biaxial pode ser realizado simultâneo ou sequencial. No processo simultâneo o filme polimérico é alongado em duas direções ao mesmo tempo, direção da máquina extrusora (*Machine Direction MD*) e a direção transversal (*Transversal Direction TD*) [1]. No processo sequencial o alongamento ocorre em etapas. Ambos os processos podem ocorrer sob aquecimento para facilitar o alongamento [1],[5]. No Tabela 1 são mostrados diversos estudos utilizando esses processos.

Para geração dos poros nos filmes por alongamento é necessário controlar três parâmetros, temperatura, percentual de alongamento e velocidade de estiramento. Esses parâmetros apresentam grandes variações entre os trabalhos de literatura (Tabela 1) indicando que não existem um procedimento padrão.

Tabela 1: Tipos e condições utilizadas no alongamento de filmes de PP na direção da máquina (MD) e direção transversal (TD).

Alongamento	Sentido MD		Sentido TD		Velocidade	Referência
	Temp. °C	Alongamento %	Temp. °C	Alongamento %		
Uniaxial	25	40	-	-	-	[8]
	100	40	-	-	-	"
	25	35	-	-	50 mm/min	[9]
	140	60	-	-	50 mm/min	"
	100	50 a 200	-	-	50 mm/min	[10]
	25	35	-	-	100 mm/min	[11]
	130	60	-	-	50 mm/min	"
Biaxial Simultâneo	155	100	155	100	-	[5]
	155	317,65	155	317,65	50 mm/s	[12]
	140	300	140	300	2 %/s	[6]
	100	173	100	173	2 %/s	"
Biaxial Sequencial	100	300	140	300	2 %/s	"

Existe dois tipos de maquinários para realizar o alongamento de filmes, o primeiro utilizando máquinas de teste universal com câmara climática sendo capaz de alongamentos uniaxiais e biaxiais sequenciais [6]. O segundo utilizando máquinas específicas, utilizando sistema de trilhos, sistema pantográfico e fornos de

aquecimento, sendo capaz executar todos os alongamentos [7].

Dentro deste contexto, o objetivo desse trabalho é projetar um dispositivo, para uso de escala laboratorial, para alongamento de filmes poliméricos visando a produção de separadores para baterias.

2. METODOLOGIA

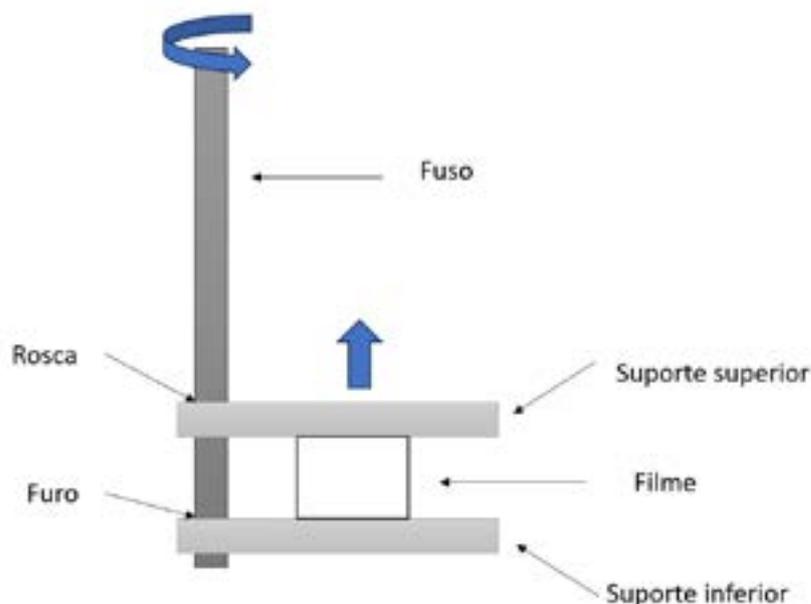
2.1. Dispositivo de alongamento

Foi construído um dispositivo baseado em máquina de teste universal, adaptado do trabalho de [6], com uma câmara ambiental para controle de temperatura. O dispositivo foi projetado pelos autores e a fabricação foi feita no Centro de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico da PUCRS (IDEIA).

Na Figura 1 é mostrado um esquema básico do dispositivo que consiste em um fuso, acoplado a um motor de passo, montado no suporte superior com a mesma rosca do fuso. Ao se girar o fuso um movimento linear gera um alongamento no filme que é fixado nos suportes inferior e superior.

Parte do dispositivo (suportes e fuso) foi colocado dentro de uma estufa existente e o motor de passo e os controladores foram montados na parte externa, evitando o aquecimento da parte sensível ao calor. O motor de passo é controlado por um microcontrolador, esse se comunica por um cabo USB com o computador, onde uma interface é instalada para controle de velocidade e direção.

Figura 1: Esquema simplificado do dispositivo desenvolvido para o alongamento controlado dos filmes de PP visando a formação de poros.



A escolha dos componentes seguiu alguns parâmetros encontrados na bibliografia como: velocidades de até 100 mm/min (Tabela 1) e força de 100 N [5].

2.2. Condições de processo de alongamento

Foram feitos alongamentos uniaxiais ou biaxiais sequenciais, pois são de mais fácil implementação. As velocidades testadas foram de 0,5 a 60 mm/min em temperaturas de 25 a 100°C. Alongamentos variaram dependendo do comportamento do filme, entre 30 e 150 %.

2.3. Caracterização das membranas microporosas

A análise morfológica, para observar defeitos e formação de poros na preparação de filmes de PP, foi feita por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV, Microscópio Inspect 50 FEI). As amostras foram preparadas em *stub* sobre uma fita adesiva de carbono e metalizada com ouro duas vezes para aumentar a condutividade do material na análise e aumentar resistência do material ao feixe de elétrons, possibilitando magnificação maior e melhor visualização dos poros. Foi utilizado feixe de elétrons de 20kV com magnificação de 500 até 160.000 vezes.

3. RESULTADOS

3.1. Dispositivo de alongamento

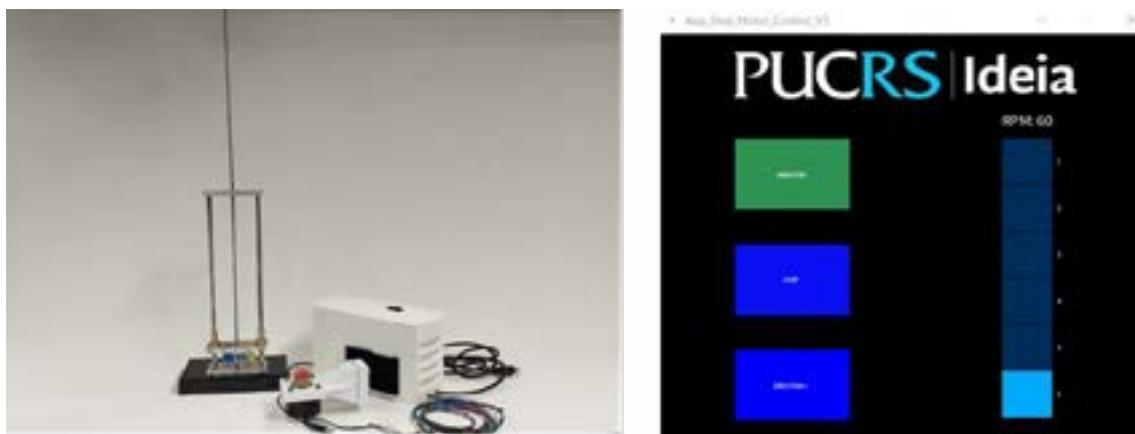
Na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** são apresentadas imagens da última versão do dispositivo para o alongamento. Microcontrolador, driver e motor ficam a uma distância segura da estufa, sem sofrer efeitos do calor.

O software com a interface IHM (Figura 2) tem seis opções de velocidade: 0.5, 1, 2, 10, 20, e 60 mm/min. O botão “Habilitar” tem a função de ligar e desligar, sem travar o motor de passo, o botão “Stop” tem a função de travar ou destravar a rotação do motor, o botão “Direction+” tem a função de selecionar qual sentido de rotação do motor e direção dos suportes.

Testes mostraram que o deslocamento foi de acordo com a rotação do motor em uma relação 1:1. Esse comportamento era esperado para um fuso com rosca M6 (passo de 1 mm), não sendo necessário o uso de um sensor encoder para garantir a medida de rotação e/ou deslocamento.

Instalação do filme é feita os parafusos M3 e arruelas, onde pressionam o filme, firmando-o para que não escape durante o alongamento, figura 2 mostra o filme colocado no dispositivo.

Figura 2: Dispositivo para alongamento de filmes e o software de controle



3.2. Condições de processo de alongamento

Inúmeros testes com diversos filmes foram feitos para encontrar o valor ideal de velocidade, percentual de alongamento e temperaturas. Valores de alongamento maiores de 150% mostraram ruptura dos filmes, mesmo sendo filmes mais espessos.

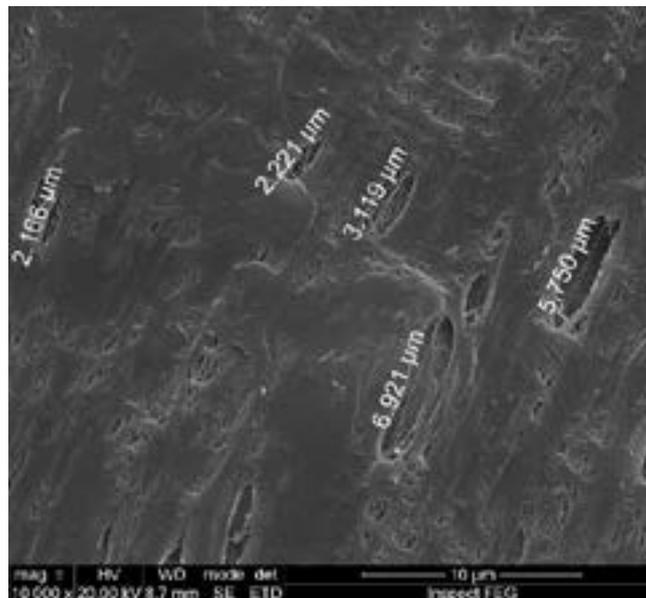
Valores de temperatura aplicados se mostraram efetivos a partir de 60°C, temperaturas ambientes mostraram o fácil rompimento dos filmes. Valores de velocidade altas mostraram o rompimento do filme, valores ideais se mostraram abaixo de 10 mm/min.

3.3. Caracterização das membranas microporosas

A morfologia dos filmes foi avaliada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e os resultados estão apresentados na figura 3 apresenta a imagem do separador de PP que sofreram alongamento uniaxial (50%) a 60°C e 2 mm/min. Verificam-se regiões com poros com tamanho desejável (1 μm), porém também com a presença de poros com tamanho maior (2 a 7 μm). Outros filmes testados se mostraram capaz de formar microporos em certa capacidade, porém alguns defeitos maiores estão presentes, como ruptura e poros maiores que 1 mm.

A presença desses defeitos pode ser causada pelo método de fabricação dos filmes, sendo que é utilizado uma prensa com aquecimento de escala laboratorial.

Figura 1: Micrografia MEV de um separador de PP, alongado uniaxial (50%) a 60°C e 2 mm/min



4. CONCLUSÕES

O dispositivo de alongamento, construído que materiais de baixo custo, se mostrou efetivo nos alongamentos uniaxiais e biaxiais sequenciais de filmes de PP.

Verificou-se a formação de microporos nos filmes de polipropileno, entretanto para a obtenção de poros submicroscópicos com distribuição homogênea é necessário a otimização do processo e realizar testes em filmes produzido por outros tipos de processamento

AGRADECIMENTOS

Agradecimentos ao Finep e CNPq pelo apoio financeiro. Ao Eng. Samuel dos Santos e Sr. Eduardo Pereira (IDEIA/PUCRS) pela fabricação do dispositivo.

REFERÊNCIAS

- [1] Mun, S. C., & Won, J. H. (2021). Manufacturing processes of microporous polyolefin separators for lithium-ion batteries and correlations between mechanical and physical properties. In *Crystals* (Vol. 11, Issue 9). MDPI. <https://doi.org/10.3390/cryst11091013>
- [2] Murali, D. R. L., Banihashemi, F., & Lin, J. Y. S. (2023). Zeolite membrane separators for fire-safe Li-ion batteries – Effects of crystal shape and membrane pore structure. *Journal of Membrane Science*, 680, 121743.
- [3] Zhang, H., Lin, C.-E., Zhou, M.-Y., John, A. E., & Zhu, B.-K. (2016). High thermal resistance polyimide separators prepared via soluble precursor and non-solvent induced phase separation process for lithium ion batteries. *Electrochimica Acta*, 187, 125–133.
- [4] Varga, J. (2002). β -modification of isotactic polypropylene: Preparation, structure, processing, properties, and application. *Journal of Macromolecular Science - Physics*, 41 B(4–6), 1121–1171.
- [5] Capt, L., Rettenberger, S., Münstedt, H., & Kamal, M. R. (2003). Simultaneous Biaxial Deformation Behavior of Isotactic Polypropylene Films. *Polymer Engineering and Science*, 43(7), 1428–1441. <https://doi.org/10.1002/pen.10121>
- [6] Ding, L., Xu, R., Pu, L., Yang, F., Wu, T., & Xiang, M. (2019). Pore formation and evolution mechanism during biaxial stretching of β -iPP used for lithium-ion batteries separator. *Materials and Design*, 179. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107880>
- [7] Meng, L., Lin, Y., Xu, J., Chen, X., Li, X., Zhang, Q., Zhang, R., Tian, N., & Li, L. (2015). A Universal equipment for biaxial stretching of polymer films. *Chinese Journal of Polymer Science*, 33(5), 754–762.
- [8] SADEGHI, F., AJJI, A., & CARREAU, P. (2007). Analysis of microporous membranes obtained from polypropylene films by stretching. *Journal of Membrane Science*, 292(1–2), 62–71.
- [9] Saffar, A., Carreau, P. J., Ajji, A., & Kamal, M. R. (2014). Development of polypropylene microporous hydrophilic membranes by blending with PP-g-MA and PP-g-AA. *Journal of Membrane Science*, 462, 50–61.
- [10] Dai, J., Shi, C., Li, C., Shen, X., Peng, L., Wu, D., Sun, D., Zhang, P., & Zhao, J. (2016). A rational design of separator with substantially enhanced thermal features for lithium-ion batteries by the polydopamine–ceramic composite modification of polyolefin membranes. *Energy & Environmental Science*, 9(10), 3252–3261.
- [11] Wang, Z., Yang, W., Liu, G., Müller, A. J., Zhao, Y., Dong, X., Wang, K., & Wang, D. (2017). Probing into the epitaxial crystallization of β form isotactic polypropylene: From experimental observations to molecular mechanics computation. *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 55(5), 418–424.
- [12] Behrendt, N., Mohmeyer, N., Hillenbrand, J., Klaiber, M., Zhang, X., Sessler, G. M., Schmidt, H. W., & Altstädt, V. (2006). Charge storage behavior of isotropic and biaxially-oriented polypropylene films containing α - and β - nucleating agents. *Journal of Applied Polymer Science*, 99(3), 650–658.

ABSTRACT

Separators are an essential part of battery safety and efficiency. They generally consist of microporous membranes where the lithium ion can migrate between anode and cathode without short-circuiting the battery. Separators are generally manufactured using polymers such as polypropylene (PP), PE, PVC, PVDF, among others, using different manufacturing methods. The most common manufacturing method is by stretching the films, generating the desired micropores. The aim of this work is to design a low-cost and reliable device for stretching films. Tests have shown that the stretching system is capable of forming micropores in the stretched films.

Key words - stretching, batteries, separators, polypropylene, controller



Potencial Uso de Materiais SMC em Motores Elétricos e Exemplos de Aplicações

Marco Pallini
2024-07-26

1

Agenda

- O que é um SMC?
- Como o SMC é processado?
- Comparação entre SMC e Chapas Laminadas
- Comparação entre Motores de Fluxo Transversal (TFM) e Motores de Fluxo Axial
- Vantagem dos Motores TFM – Performance & Torque
- Exemplos de uso de Motores TFM e AFM
- Além dos Motores Elétricos de Tração Direta, outras aplicações.....

Marco Pallini – Mini CV

- Engenheiro de Materiais Ufscar com ênfase em Metais / Ext. Engenharia Nuclear
- Especialista em Materiais e Processos pela Faculdade de Engenharia Mecânica - Unicamp (cumpridos todos créditos Phd)
- MBA Business
- VE/VA Specialist – American Society of VE/VA
- Eng. Pesquisa & Coordenador de Laboratório R&D - Materiais Metálicos na Bosch Campinas - 1985-1998
- Gerente de Engenharia & Qualidade da Windfall / Metaldyne- 1998-2014
- Gerente de Planta da Metaldyne – 2014-2016
- Diretor de Vendas & Engenharia de Produto e Desenvolvimento GKNPM – 2016...

2

O que é um SMC (Soft Magnetic Composite?)

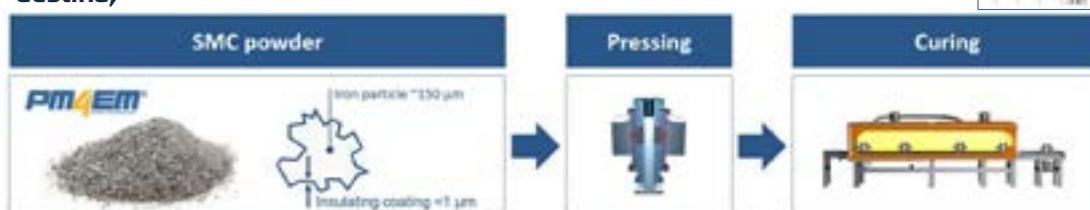
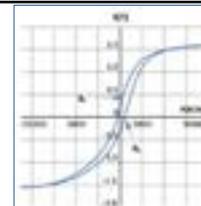
- > O termo “Soft” quer dizer mole, ou seja, esse material magnetiza-se muito rapidamente na presença de um campo magnético e desmagnetiza-se imediatamente na ausência desse campo.
- > Um Soft Magnetic Composite é um material magnético composto por pelo menos duas classes de materiais, e nesse caso temos um Metal (Ferro puro) que tem propriedades magnéticas e um Polímero e/ou Cerâmico (isolante) que reduz perdas magnéticas.



3

Como o SMC é processado?

- > O material SMC é compactado na forma desejada, e curado para adquirir propriedades magnéticas e mecânicas mínimas para a aplicação a qual se destina;

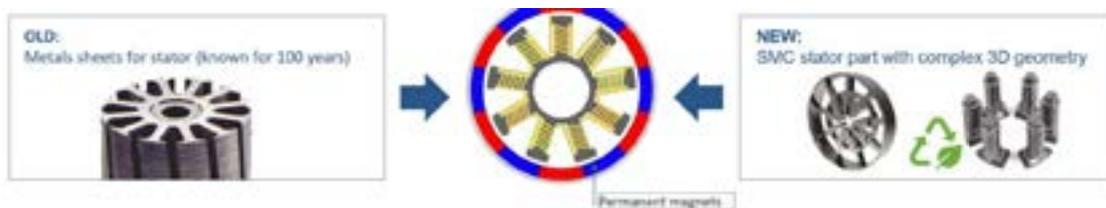


- > A densidade é fundamental para atingir-se a Magnetização (B_{max}) e Permeabilidade (μ) máximas e Força Coerciva Mínima (H_c), então normalmente compacta-se o componente acima de 7,25g/cc;
- > No processo de cura, além da possibilidade de variação da temperatura (entre 200 e 550°C), que depende do material em uso / aplicação, diferentes atmosferas também contribuirão para atingirmos propriedades magnéticas específicas.

4

Comparação entre Estatores de Chapas de Aço Laminado e SMC

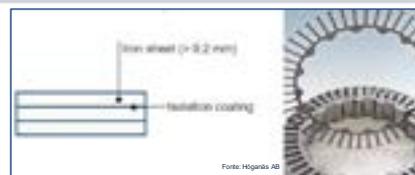
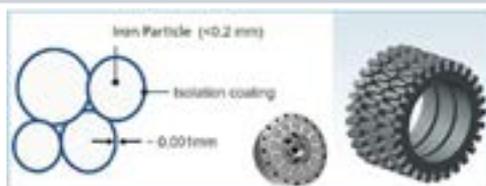
- Chapas laminadas são estampadas individualmente ou continuamente como fita, com forma externa circular, com diversos “dedos” formados do centro para o diâmetro externo. Essas lâminas são empacotadas e travadas por rebiteagem ou outro artifício mecânico para formar o estator, e posteriormente recebem o enrolamento de cobre;
- O SMC é compactado em formas complexas 3D, tanto para motores de fluxo transversal (TFM) quanto para fluxo axial (AFM), tornando o processo de fazer o enrolamento de cobre mais eficiente e econômico (um projeto bem feito reduz bastante a quantidade de cobre), e facilita sua posterior reciclagem.



5

Tecnologia SMC vs Chapa Laminada de Aço para E-Motors

Material SMC	Chapa de Aço Laminada e Estampada
<ul style="list-style-type: none"> ➤ Material isotrópico 3D; ➤ As partículas de Ferro são isoladas individualmente; ➤ Baixas perdas magnéticas no Ferro em altas frequências; ➤ Liberdade de projetos de motores em 3D com ou sem integração a sistemas; ➤ Novos materiais ainda desconhecidos no mercado, customizados conforme a aplicação. 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Material anisotrópico; ➤ Isolação das chapas nas faces (2D); ➤ Baixas perdas magnéticas em baixas frequências; ➤ Somente designs em 2D são viáveis; ➤ Materiais bem conhecidos.

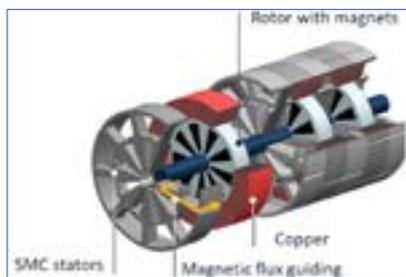


Fonte: Högabás AB

6

Comparação entre E-Motors TFM e AFM com Estatores em SMC

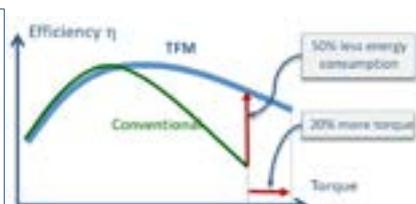
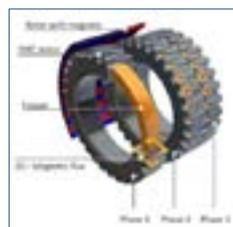
TFM GKN	AFM GKN
<ul style="list-style-type: none"> E-Motor projetado com componentes 3D; Enrolamento de cobre simples, 3 no caso do exemplo; Alto Torque e Potência; Eficiência superior, quando comparado com os motores elétricos convencionais. 	<ul style="list-style-type: none"> E-motor facilmente integrado a outros sistemas; Rotor e Estator separados axialmente; Tamanho pequeno e com baixo peso; Custo acessível.



7

Vantagem Competitiva de E-Motor TFM comparado com o Convencional

- Alto desempenho e torque, escalável;
- Motor com peso e volume pequenos;
- Desempenho único em certas frequências;
- Alta flexibilidade de design;
- Consumo de energia reduzido nas aplicações da mobilidade.



Segmentos de Aplicação: 50W a 3KW

5KW a 30KW

Acima de 30KW



- Tamanho pequeno & alto torque para motores diretos;
- Alta eficiência em baixas velocidades (< 300rpm);
- Faixa de aplicação de 0 a 3.000 rpm.

- Pico de torque até 700N.m;
- Tamanho pequeno e forma da carcaça flexível;

- Baixo peso & alta densidade de torque 5KW/Kg;
- Velocidades abaixo de 5.000rpm;
- Alta eficiência (>94%)

8

Exemplo de aplicação de E-Motor GKN TFM em Bicicleta / Moto



- Alto torque e potência;
- Eficiência 2X maior que um motor elétrico convencional;
- 03 enrolamentos de cobre simples;
- Design complexo do estator e rotor obtido em prensas APH technology da GKN;
- Autonomia de até 95Km para a moto Novus e carregamento full em 1,5h, e 80% em 1,0h.

9

Além dos Motores Elétricos de Tração Direta, Outras Aplicações.....

- Os próximos slides mostram aplicações correntes de motores elétricos que utilizam SMC ou não, combinados ou integrados com outros sistemas de usam *componentes sinterizados*;
- A redução de motores de combustão interna não representa a morte dos fabricantes de sinterizados. Ao contrário, traz novas oportunidades e desafios;

10

Thermal Management Systems Para BEVs GKN



ATUADORES LINEARES DE VÁLVULAS

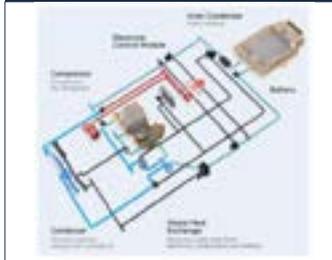
Uma vasta gama de componentes eletromagnéticos de ferro sinterizado, incluindo capacidade de simulação e design

VÁLVULAS DE ACIONAMENTO ELETROMECÂNICO

Capacidade de projeto de engrenagens sinterizado para soluções de custo otimizado.



Thermal Management Systems



HVAC

(Heating Ventilation and Air Condition)

Vários componentes do compressor e subsistemas do motor elétrico, incluindo peso de balanceamento, peças ativas, mancais, etc...



MOTOR AFM PARA E-WATER PUMP DRIVE

Solução exclusiva para o projeto do motor de fluxo axial criando uma solução compacta e otimizada em termos de eficiência, com facilidade de integração do motor e do rotor/impeller.



BOMBAS DE ÓLEO ELÉTRICAS

Componentes como rotor/gerotor ou sistemas de engrenagens ou rotor/palhetas para bombas de óleo, que resfriam e lubrificam os motores elétricos de tração direta. Capacidade de projetar e/ou de montar sistemas.



E-Motors and Reduction Stages GKN



MOTOR ELÉTRICO DE FLUXO AXIAL

Componentes SMC para acionamentos de tração densos e de alto torque. As soluções de motores elétricos com base em MP, em vez dos tradicionais projetos de chapas metálicas estampadas laminadas, permitem novas topologias de motores por meio de propriedades de materiais isotrópicos e capacidade de projeto de fluxo magnético 3D.



Electrical Motors and Reduction stage



MOTOR ELÉTRICO TFM (NÃO AUTOMOTIVO)

Densidade de torque e eficiência extremamente altas, especialmente em aplicações de baixa rotação, por meio do nosso Motor de Fluxo Transversal (TFM), normalmente usados para instalações em cubo de roda com acionamento direto em aplicações de e-bike, e-scooter e drones. Projeto e desenvolvimento internos.



ESTÁGIOS REDUTORES

Com base na vasta experiência em aplicações de transmissão e em processos de alta densidade (Sinter-Forjado), fabricamos pinhões, planetários, engrenagens diferenciais, engrenagens de estacionamento, linguetas, e embreagens, líderes de mercado e com a mais alta resistência.



ENDPLATES DE ALUMÍNIO SINTERIZADO

As endplates leves de alumínio sinterizado são e uma solução técnica inovadora e em formato ondulado ou reticulado para combinar o equilíbrio de peso e os requisitos de condutividade térmica (resfriamento).



E-Motor AFM: Otimize a integração dos seus E-Drives!

- > Altamente adequado para integração;
- > Possibilita resfriamento excelente;
- > E-motor de baixo custo;
- > Reduz o tamanho e peso do sistema onde é aplicado.

Current State (e-oil pump)	AFM integrated e-pump
System weight: 1070 g	System length: 30% reduced System weight: 890 g

13

GKNPM - Competências na área de E-Motors

> SMC Materials	> Motor Design & Simulation	> PM Design & Manufacture	> Prototyping	> Benchmarking & Testing	> Components & Sub Assembly	> Software	> Electronics & Controls	> System Integration
-----------------	-----------------------------	---------------------------	---------------	--------------------------	-----------------------------	------------	--------------------------	----------------------

GKN's Core Competencies
Partner / Customer

14

GKN FLEAT PUMP

FOR E-PUMPS WITH INTEGRATED HEATING FUNCTIONALITY



Higher Efficiency



Integrated Heating



High Torque Density

Additional magnetic circuit for integrated induction heating operation



3 in 1 integrated design with standard control electronics

high torque building magnetic flux path for pumping operation

LET YOUR E-MOTOR CREATE THE HEAT

- ✓ High torque density with high efficiency across wide rpm range
- ✓ Integrated on-demand fluid heating functionality for optimum operating media viscosity
- ✓ 3 in 1 (motor + pump + heater) integrated capsuled system design
- ✓ Very compact packaging / lowest per unit weight
- ✓ Unique powder metal zero waste stator technology
- ✓ Cost efficient manufacturing, coil and assembly process



INDUSTRY
e-Pumps

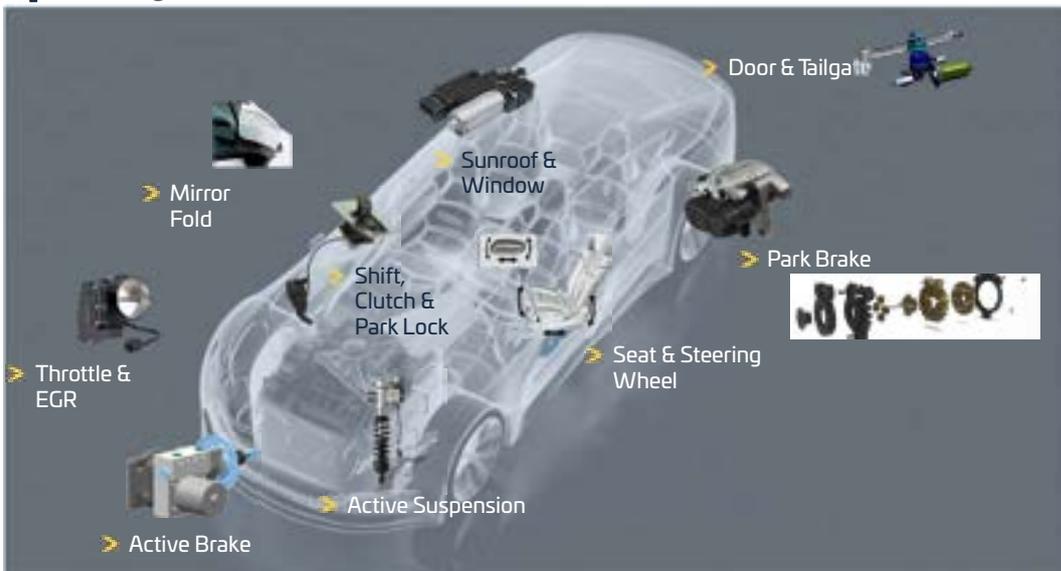
TECHNOLOGY
GKN AFM Technology

MATERIAL
Soft Magnetic Composites



15

Atuadores X-by-Wire GKN – Exemplos de Aplicações



- Mirror Fold
- Sunroof & Window
- Shift, Clutch & Park Lock
- Throttle & EGR
- Active Suspension
- Active Brake
- Door & Tailgate
- Park Brake
- Seat & Steering Wheel

16

Dúvidas??

Stay Connected With Us

Let's build an innovative and sustainable future together.

 GKN.Powder.Metallurgy

 @GKNPowderMetal

 @gkn_powder_metallurgy

 PM Innovation Blog



Marco.Pallini@gknpm.com

+55 19 99614-0634



www.gknpm.com





43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

ANÁLISE DO FORJAMENTO NA UNIÃO BIMETÁLICA DE UMA CRUZETA COMPOSTA POR ALUMÍNIO ABNT NBR 6834 6060 E AÇO BAIXA LIGA AWS A5. 36 E110C-G M OBTIDO POR MANUFATURA ADITIVA DE FUSÃO LOCALIZADA

ANALYSIS OF FORGING IN THE BIMETALLIC JOINT OF A CROSSHEAD
COMPOSED OF ALUMINUM ABNT NBR 6834 6060 AND LOW ALLOY STEEL
AWS A5. 36 E110C-G M OBTAINED BY LOCALIZED FUSION ADDITIVE
MANUFACTURING

Joélson Vieira da Silva¹
Lírio Shaeffer²
Anderson Daleffe³
Henrique Cechinel Casagrande⁴
Gilson de March⁵

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

RESUMO

Neste estudo, é abordado o desenvolvimento e a avaliação de cruzetas bimetálicas produzidas por meio de técnicas de manufatura aditiva (MA). O foco da pesquisa é aproveitar as vantagens de duas ligas metálicas diferentes para aprimorar as propriedades mecânicas do aço, aliada à característica de baixo peso do alumínio. A fabricação das cruzetas por MA envolveu a deposição de metal, resultando em uma camada externa resistente ao desgaste fabricada utilizando o arame de solda AWS A5. 36 E110C-G M e uma camada interna preenchida por alumínio ABNT Al 6061-T6. As análises realizadas mostraram que o comportamento intermetálico durante o forjamento e mudanças morfológicas do aço. Esses resultados indicam que a manufatura aditiva possibilita a criação de componentes complexos de alto desempenho com propriedades personalizadas. Pesquisas futuras serão realizadas para avaliar a viabilidade dessa abordagem em diversas aplicações industriais.

Palavras-chave: Forjamento; Manufatura Aditiva; Cruzeta bimetálica; Solda MIG

ABSTRACT

This study addresses the development and evaluation of bimetallic crossheads produced by additive manufacturing (AM) techniques. The focus of the research is to take advantage of the advantages of two different metal alloys to improve the mechanical properties of steel, combined with the low weight characteristic of aluminum. The fabrication of the crossheads by AM involved metal deposition, resulting in a wear-resistant outer layer manufactured using AWS A5. 36 E110C-G M welding wire and an inner layer filled with ABNT Al 6061-T6 aluminum. The analyses performed showed that the intermetallic behavior during forging and morphological changes of the steel. These results indicate that additive manufacturing enables the creation of complex high-performance components with customized properties. Future research will be carried out to evaluate the feasibility of this approach in several industrial applications.

Keywords: Forging; Additive manufacturing; Bimetallic Crosshead; MIG Welding

1. INTRODUCTION

A impressão 3D, também conhecida como manufatura aditiva, tem transformado a produção de peças mecânicas, trazendo novas opções de design e personalização. A terminologia Manufatura Aditiva (MA), frequentemente chamada de Prototipagem Rápida, diz respeito a métodos de produção que permitem a criação veloz de um modelo inicial ou protótipo, que servirá como base para o desenvolvimento de outros modelos e para o produto

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.

final em sua versão definitiva [GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2014]. Esse método é considerado inovador e reduz substancialmente o tempo de fabricação de modelos e partes de protótipos, além da redução também da taxa de erro durante o processo produtivo [GARCIA, 2016]. A alteração no design dos componentes já presentes em veículos e aeronaves tem proporcionado um desempenho superior. Isso é feito ao substituir materiais de alto desempenho em áreas que não são críticas por alternativas mais leves, reservando os materiais de alta performance somente para as regiões que realmente demandam essa qualidade. Na fabricação de componentes bimetálicos, como cruzetas feitas com a combinação de aço e alumínio, pode-se explorar as propriedades complementares desses materiais, melhorando o desempenho das cruzetas em aplicações que exigem resistência e leveza.

Para que essa transformação de forma eficaz, diversas áreas estão empenhadas em criar tecnologias apropriadas, como a melhoria da eficiência automotiva e a redução do peso, que podem ser alcançadas por meio da troca do material utilizado (POLITIS, 2014).

Neste estudo, será abordada a análise da região de união de uma cruzeta bimetálica produzida por manufatura aditiva, destacando o impacto dessa técnica nas características estruturais e funcionais do componente. O aço é conhecido por sua resistência e durabilidade, sendo essencial para peças de transmissão sujeitas a cargas pesadas e condições adversas. Já o alumínio, por sua leveza e capacidade de dissipação térmica, pode melhorar o desempenho em sistemas onde a redução de peso é importante. A manufatura aditiva possibilita a criação de peças com estruturas complexas, integrando ambos os materiais de forma precisa e personalizada. Essa tecnologia oferece a oportunidade de otimizar as propriedades em uma única peça, ajustando as características da cruzeta para atender requisitos específicos de desempenho.

Neste estudo, é feita uma análise do forjamento de uma cruzeta bimetálica produzida por manufatura aditiva, utilizando aço e alumínio como materiais principais. A pesquisa combina análises visuais e metalográficas para avaliar as condições de união entre os dois materiais. Serão investigados aspectos como a análise da estrutura e do perfil da união dos metais envolvidos, a fim de compreender como a combinação e a disposição dos materiais podem influenciar o comportamento geral do componente. A

capacidade de fabricar peças complexas com características otimizadas pode resultar em avanços significativos em diversos setores industriais, desde a automação até a indústria aeroespacial. A compreensão detalhada dos benefícios e desafios relacionados à fabricação aditiva de cruzetas bimetálicas contribui para o progresso das práticas de engenharia e estimula a inovação contínua na criação de componentes mecânicos de alto desempenho.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para a fabricação das peças de teste, foram confeccionadas amostras, utilizando uma máquina de solda adaptada pela UniSATC, composta por um eixo acoplado em uma mesa com graus de liberdade em X, Y e Z. Trabalhando de forma automatizada, foi adaptado um sistema de comando numérico, de forma que se tenha o controle linear de altura da tocha, proporcionando homogeneidade na realização da deposição do material. Foi utilizada a máquina de solda modelo SMASHWELD 250E semiautomática, da fabricante ESAB, conforme pode ser visto na Fig. 1. A máquina realiza técnica de soldagem MIG/MAG; sendo que para este estudo, foi utilizado o processo de soldagem MAG.

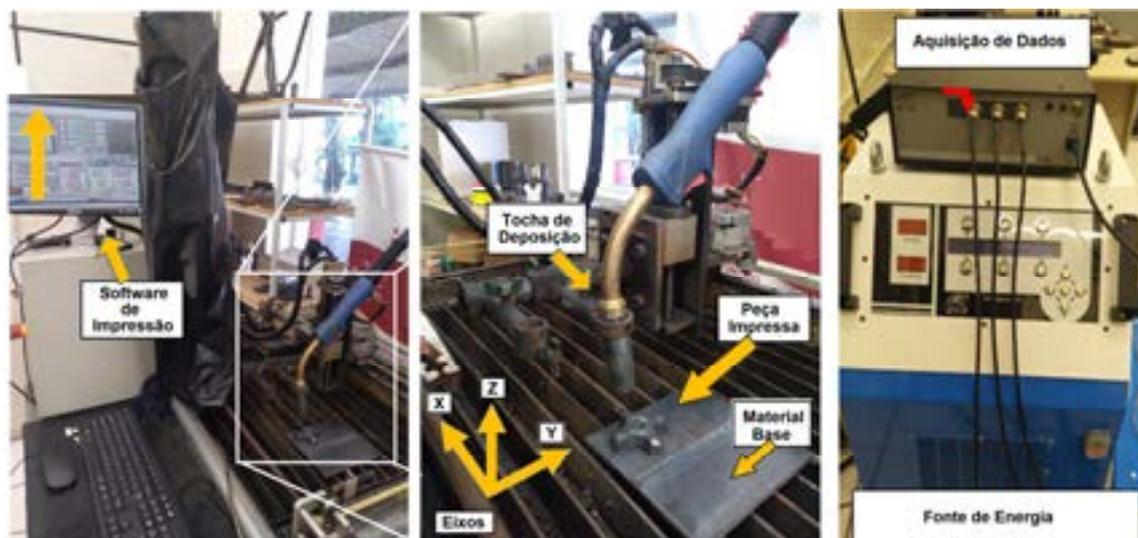


Figura 1: Máquina de solda utilizada
Fonte: do autor (2024)

O projeto segue as dimensões aproximadas representadas na Fig.2a, e a matriz utilizada pode ser vista na Fig. 2b. A programação da

manufatura aditiva foi desenvolvida em código G (Fig. 2c), utilizando o software Mach3 para o comando numérico computadorizado. A trajetória foi elaborada considerando as dimensões dos braços da cruzeta percorrendo o caminho no sentido horário, sendo complementado posteriormente com um círculo com diâmetro de 30 mm, a fim de reforçar a união dos braços e preencher o corpo da peça. Foram executadas 6 camadas alternadamente conforme esquema representado em 2d.

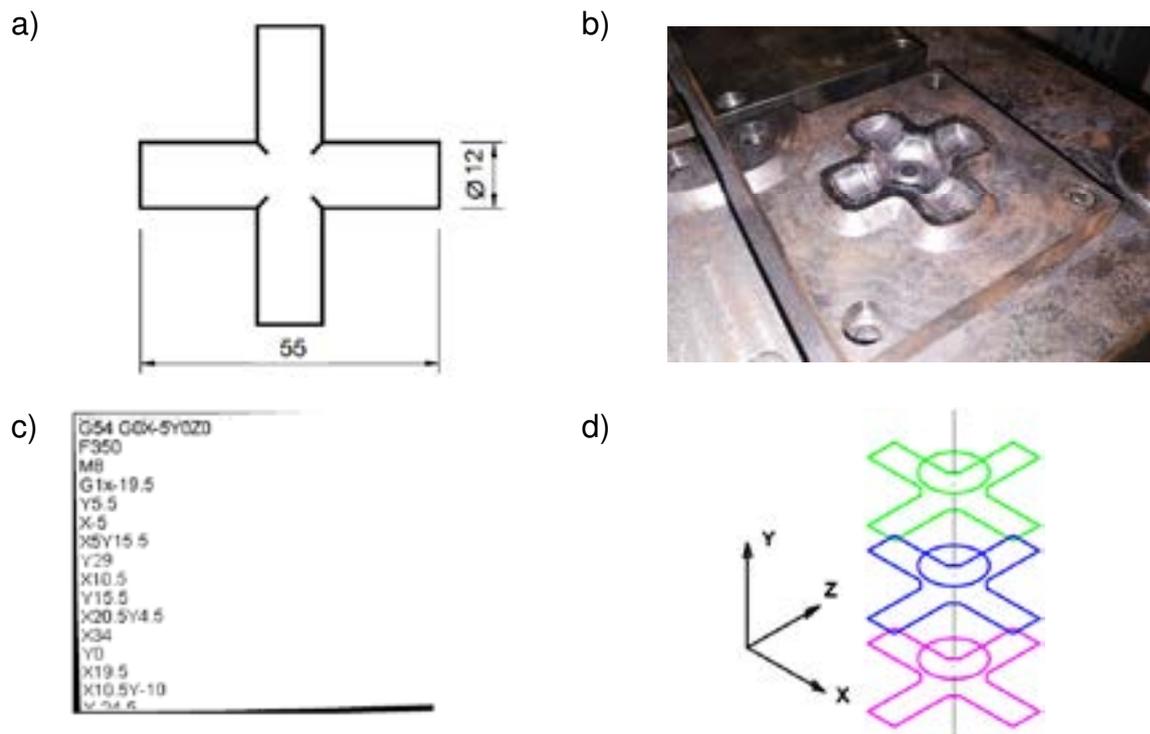


Figura 2: Dimensões da cruzeta antes do forjamento (a), matriz de forjamento (b), programa de manufatura (c) e etapas de deposição.

Fonte: do autor (2024)

Na Tab. 1 é exibida a composição química dos materiais em estudo:

Tabela 1: Composição química dos componentes

Material	Al	Mg	Si	Mn	Ti	Zn	Cu	Fe
AA6061	97,42	0,92	0,63	0,01	0,013	0,02	0,29	0,20

Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
AWS A5. 36	0,07	1,57	0,42	0,01	0,01	0,41	1,49	0,34
E110C-G M								

As amostras foram colocadas no forno previamente aquecido a 850 °C e mantidas em temperatura de patamar a fim de minimizar os efeitos da

oxidação superficial. A temperatura de 850 °C foi definida tendo em vista que temperaturas superiores poderiam levar a fusão do núcleo de alumínio no momento do forjamento.

O forjamento foi efetuado em uma única etapa utilizando uma prensa hidráulica com capacidade de 100 toneladas pertencente ao laboratório de conformação mecânica da Unisatc. Na Fig. 3a e 3b pode ser visto a parte externa da cruzeta impressa, e em 3c a amostra já forjada com o alumínio em seu núcleo.



Figura 3: a) Parte externa da cruzeta na máquina de solda; b) amostras impressas; c) cruzeta bimetalica forjada
Fonte: do autor (2024)

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Inicialmente, para essa proposta, as amostras foram selecionadas para a sequência de análises, considerando as melhores junções entre os materiais, analisando a união bimetalica visualmente.

Para análise da união, a amostra foi cortada no sentido do eixo, conforme Fig. 4a. Na sua seção pode ser observado o efeito de embarilamento do núcleo de alumínio para dentro devido às tensões que provocam a deformação do aço e a ductilidade do alumínio.

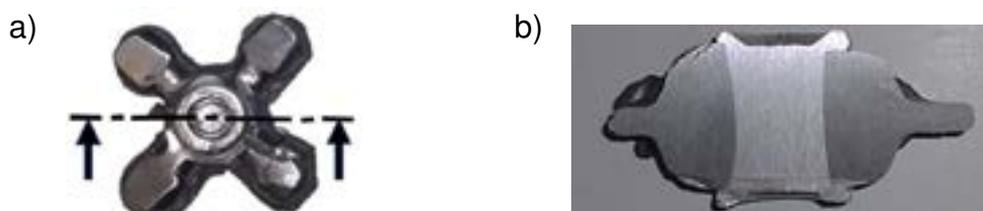


Figura 4: Plano de corte da amostra (a); amostra em corte (b)
Fonte: do autor (2024)

Também foi possível observar visualmente que na fronteira bimetalica não ocorreu uma perfeita adesão entre os metais, tendo em vista as

características distintas dos dois metais. Entre os fatores que podem ter influenciado nesse distanciamento pode ser citado o limite de carga da prensa, de 100 toneladas, o processo de corte, efetuado com serra, ou até mesmo a diferença de comportamento de dilatação e contração entre o aço e o alumínio.

O detalhe da lacuna pode ser observado Na Fig. 5.

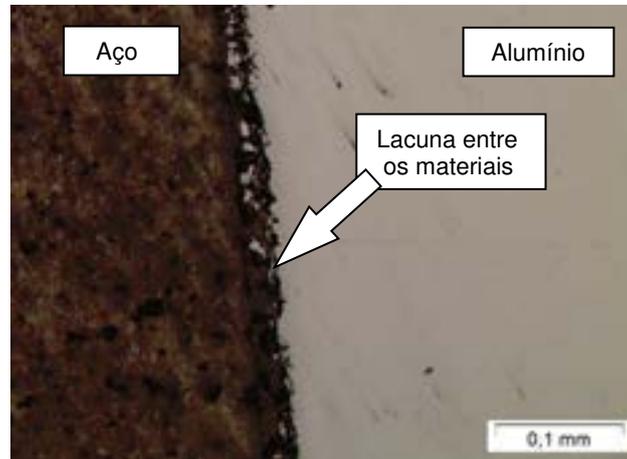


Figura 5: Lacuna formada entre o aço e o alumínio. Aumento: 100x
Fonte: do autor (2024)

As análises por microscópio óptico também revelaram a presença de fragmentos de material na região de ligação, essas partículas podem ser originadas do escorregamento entre as superfícies no momento do forjamento ou do processo de contração térmica que atua de maneira diferente entre o aço e o alumínio.

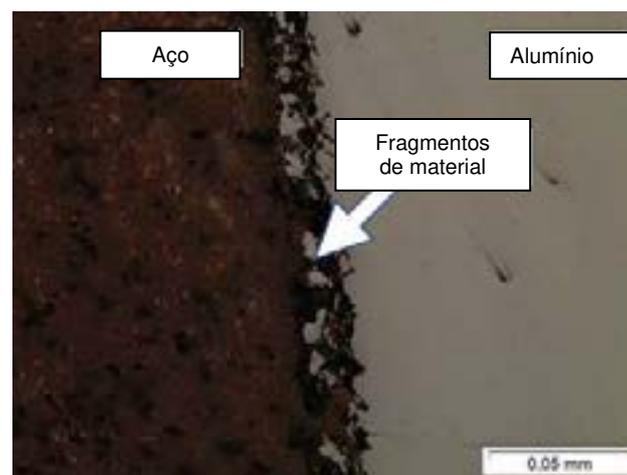


Figura 6: Fragmentos de material na lacuna formada entre os dois materiais
Fonte: do autor (2024)

No que se refere a oxidação superficial, foram identificados indícios desses elementos ainda que de forma reduzida. Um desses constituintes pode ser observado na Fig. 7.

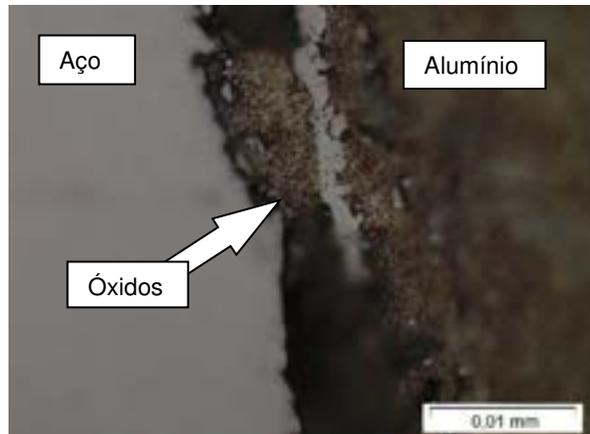


Figura 7: Indícios de óxido superficial proveniente do aquecimento
Fonte: do autor (2024)

A temperatura relativamente baixa para o aço não promoveu grandes alterações nos constituintes de sua estrutura, sendo observadas de maneira mais acentuada na região de união bimetálica, em que a troca de temperatura entre os metais durante o resfriamento. Esse processo deixou os grãos com uma morfologia mais refinada, conforme podemos observar na Fig. 8.



Figura 8: Diferença entre tamanho dos grãos ocorridas no resfriamento do aço
Fonte: do autor (2024)

4. CONCLUSÕES

Este estudo teve o propósito de investigar preliminarmente o forjamento de uma cruzeta bimetálica desenvolvida a partir de um corpo em liga de aço baixo carbono AWS A5. 36 E110C-G M formado por manufatura aditiva, e o núcleo em alumínio AA6061. A análise experimental possibilitou concluir que:

- O forjamento da cruzeta com ambos os elementos a temperatura de 850 °C e com apenas o núcleo aquecido, mantiveram as principais características metalográficas.
- A união entre os dois materiais apresentou visualmente uma região de fissura, que pode ter ocorrido devido ao corte da amostra por serra ou pela contração desigual dos materiais.
- Fragmentos de material foram encontrados nas lacunas, possivelmente pelo arraste entre as superfícies durante o forjamento.
- O aço baixa liga sofreu alterações microestruturais nas regiões próximas à fronteira bimetálica, em consequência do aquecimento e troca de temperatura entre os metais durante o resfriamento.
- Ocorreram poucas regiões com oxidação superficial na união, justificando a colocação das peças no forno após atingir a temperatura pré-estabelecida.
- A redução de peso alcançado pela cruzeta bimetálica foi de 10 % em relação ao material produzido integralmente em aço pelo método de deposição.

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 BIBLIOGRÁFICAS

[1] POLITIS, D.J., Lin, J., Dean, T.A., Balint, D.S. **An Investigation into the Forging of Bi-metal Gears**. Journal of Materials Processing Technology. 2014.

[2] GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B. Additive Manufacturing Technologies. 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing. New York: Springer, 2014.

[3] GARCIA, L.H.T. Desenvolvimento de processo de fabricação de compósitos de fibras longas através da tecnologia de Manufatura Aditiva. Tese de Doutorado. Engenharia Mecânica. Universidade de São Paulo. 2016.

[4] POLITIS, D.J. **An Analysis of the Tooth Stress Distribution of Forged Bi-metallic Gears**. Journal Mechanical Engineering Science. Vol. 232(1) 124–139. 2018



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

PROCESSO DE FABRICAÇÃO HÍBRIDA M.A. E FORJAMENTO A QUENTE: CONFECÇÃO DE PRÉ-FORMA ATRAVÉS DA DEPOSIÇÃO DE MATERIAIS POR FUSÃO LOCALIZADA UTILIZANDO ARAME UTP AF DUR 600.

Carlos Antônio Ferreira¹
Lírio Shaeffer²
Anderson Daleffe³
Jovani Castelan⁴
Henrique Cechinel⁵
Gilson de March⁶
Joelson Vieira da Silva⁷

RESUMO

A técnica manufatura aditiva (MA) possibilita a realização de projetos complexos e a prototipagem rápida de forma eficiente e precisa. Um processo notável dentro da MA é a fusão localizada com arco de arame (Wire and Arc Additive Manufacturing - WAAM), que, apesar de permitir a deposição de grandes quantidades de material, apresenta menor precisão superficial. Dessa forma, através de inovação e tecnologia, será analisada a eficiência do processo de fabricação híbrido, composto por impressão 3D de peças metálicas manufaturadas em arame eletrodo UTP DUR 600, depositada camada por camada pelo processo de manufatura aditiva de arco arame (WAAM) e posterior forjamento a quente. O forjamento a quente é uma técnica de conformação mecânica que se destaca na produção de componentes metálicos, incluindo partes automotivas e industriais, pela sua capacidade de aprimorar as características

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 Professor da UNISATC. E-mail: Anderson.daleffe@satc.edu.br

⁴ Professor da UNISATC. E-mail: jovani.castelan@satc.edu.br

⁵ Mestrando em Engenharia Metalúrgica PPGEM - SATC. E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com

⁶ Mestrando em Engenharia Metalúrgica PPGEM - SATC. E-mail: gilson.march@satc.edu.br

⁷ Doutorando em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais (PPGE3M). E-mail: Joelson.silva@satc.edu.br

mecânicas dos materiais. Foi analisado como o processo de forjamento afeta a microestrutura de martelos tipo pena forjados a quente, fabricados na liga UTP DUR 600, obtidos por manufatura aditiva. Nessas condições de forjamento, o material é exposto a altas temperaturas e a deformações plásticas consideráveis, o que provoca uma recristalização dinâmica e altera a distribuição de grãos e fases internas. A pesquisa também investiga as mudanças microestruturais que acontecem nas diversas regiões da peça, incluindo o refinamento de grãos, e o alinhamento das fibras do material, todos fatores que ajudam a melhorar a resistência mecânica e a tenacidade. A conexão entre parâmetros de processamento também é abordada, como a temperatura e a taxa de deformação. Dessa maneira, este trabalho consolida-se com resultados relevantes em relação à fabricação de peças por processo híbrido, associando a manufatura aditiva por deposição a arco e o forjamento a quente, avaliando a resistência ao desgaste abrasivo com base no plano de trajetória de deposição e caracterizando metalurgicamente o material obtido ao final do processo.

Palavras chave: Forjamento, Manufatura aditiva, Microestrutura, UTP DUR 600.

1. INTRODUCTION

O uso da manufatura aditiva (impressão 3D de peças metálicas) tornou-se uma alternativa de fabricação atrativa, diante das transformações trazidas pela Indústria 4.0. Com a competitividade do mercado e a busca por redução de custos produtivos sem desperdício de matéria-prima, a adoção de novos métodos nas indústrias tornou-se uma necessidade crescente.

A manufatura aditiva teve suas origens por volta de 1981 no Japão, inicialmente com o propósito de produzir peças complexas. Desde então, essa tecnologia evoluiu significativamente, consolidando-se no mercado ao atender à crescente demanda por peças complexas que os métodos tradicionais não conseguem fabricar. Além disso, tornou-se amplamente utilizada na produção de protótipos com geometrias e formas intrincadas [1].

Diante disso, a manufatura aditiva está ganhando espaço no mercado, apresentando diversas vantagens, como a integração de partes, a customização, a redução da massa dos componentes, o menor desperdício de material e a diminuição do tempo de produção [2].

Neste contexto, esta pesquisa usa o método WAAM (*Wire Arc Additive Manufacturing*) ou, fabricação aditiva por arco de arame, para desenvolver peças utilizando o mínimo de matéria-prima e sendo capaz de suprir grandes necessidades do dia-a-dia e avaliar o impacto no processo produtivo. Fazendo uso das possibilidades de projeto e fabricação de formas geométricas complexas que a M.A possibilita, é possível projetar as pré-formas para o forjamento já nas medidas finais e prever o mínimo possível de rebarbas. Nesse estudo, a peça impressa, (pré-forma), não exige usinagem, sendo encaminhada para o forjamento a quente, a fim de deixá-la no formato final.

Com a validação desse processo híbrido, (manufatura aditiva e forjamento a quente), além da redução de horas e eliminação das etapas de pré-forma, estima-se uma redução no consumo de material. Conforme [3], aproximadamente metade do custo de um forjado é em função do valor da matéria-prima. Pode-se obter também um ganho importante no tempo de “*setup*” das ferramentas, devido a necessidade de fixar apenas um ferramental para executar o processo completo de forjamento, o que anteriormente haviam mais de um “*setup*” em função da montagem do ferramental para pré-forma. Sendo assim, este processo híbrido, neste estudo preliminar pode ser considerado economicamente viável e com apelo ecológico em função da redução no consumo de matéria prima.

Este estudo analisa como o forjamento a quente afeta a microestrutura de martelos produzidos por meio da manufatura aditiva, na liga de alta dureza UTP DUR 600, destacando as maneiras de otimizar essa fusão de tecnologias para aprimorar as características finais dos componentes. Através da combinação dos benefícios do forjamento a quente com a versatilidade da manufatura aditiva, pode-se atingir um novo nível de qualidade e desempenho nos produtos fabricados, aumentando suas potencialidades de uso e gerando impactos significativos em várias indústrias.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A seguir, será apresentada a fundamentação teórica com embasamento de artigos de pesquisa em busca de fornecer uma base sólida de conhecimento sobre os processos, comportamentos e avaliações associados às propriedades dos materiais impressos e forjados, integrando teoria, experimentos e aplicação prática

2.1. MANUFATURA ADITIVA POR ARCO E ARAME

O processo de manufatura aditiva por arco de arame (WAAM), é uma combinação de material de soldagem a arco e de matéria-prima. Esse método vem sendo utilizado no processo de soldagem a arco de metal a gás (GMAW), inclusive pode ser usado na soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW) ou até mesmo na soldagem a arco por plasma (PAW) [4].

O processo WAAM têm como vantagens o baixo custo do equipamento de soldagem, uma grande demanda de arames padrões e altas taxas de deposição de material. Comparado com outros processos de fabricação, como por exemplo, o derretimento a laser seletivo (SLM) é possível atingir taxas de deposição de 0,1 kg/h, ou com o Laser Metal Deposition (LMD), onde se atinge cerca de 1 kg/h. Já com WAAM pode-se obter entre 5-6 kg/h.

Por outro lado, existem as desvantagens no sistema WAAM comparados com outros métodos de MA, tal como, uma elevada absorção de calor, gerando consequentemente altas tensões residuais e distorções, além de uma menor precisão e rugosidade. Assim, em caso de peças que exigem exatidão nas medidas, é necessária uma etapa de usinagem ao final do processo. Dessa forma, a técnica WAAM é recomendada para fabricação de pré-formas com grandes geometrias, em que serão utilizados materiais com alto custo e com um grande volume de remoção de material [4].

Em estudos, os materiais que mais se enquadram para o processo WAAM são o aço e o titânio, mas com a necessidade de fabricar, reparar e até mesmo substituir componentes na indústria aeroespacial, automotiva e sistema de defesa, o alumínio vem sendo estudado nesse processo [5].

2.2. FORJAMENTO A QUENTE

O forjamento a quente é um processo de conformação mecânica no qual um metal é aquecido acima de sua temperatura de recristalização, permitindo que ele seja moldado sem fraturar. O aquecimento reduz a resistência do material e aumenta sua ductilidade, o que facilita a deformação plástica. Esse processo é amplamente utilizado na produção de peças mecânicas, como eixos, engrenagens e componentes automotivos, devido à sua capacidade de produzir peças com alta resistência mecânica e tenacidade. Além disso, o forjamento a quente é preferido em aplicações que requerem a eliminação de defeitos internos e a melhoria das propriedades mecânicas da peça final [6].

Durante o processo de forjamento a quente, o controle da temperatura é essencial para garantir a qualidade da peça final. Se o metal for aquecido além de um certo limite, ele pode sofrer superaquecimento, o que compromete suas propriedades estruturais e resulta em falhas como fissuras ou porosidades. Por outro lado, temperaturas insuficientes podem levar ao forjamento a frio, o que aumenta a probabilidade de fraturas durante a conformação. O controle do resfriamento pós-forjamento também é crucial, uma vez que a microestrutura do material pode ser ajustada para otimizar as propriedades mecânicas, como dureza e resistência à fadiga [7].

2.3. FORJAMENTO A QUENTE EM MATRIZ FECHADA

O forjamento a quente em matriz fechada é um processo no qual o material aquecido é conformado dentro de uma cavidade limitada por duas matrizes que se fecham completamente durante a operação. Esse método permite a produção de

peças com geometrias complexas e alta precisão dimensional, minimizando a quantidade de material descartado. A principal vantagem desse processo é que o metal flui de maneira controlada para preencher a cavidade da matriz, resultando em componentes com propriedades mecânicas aprimoradas, como maior resistência à fadiga e tenacidade. Além disso, as peças forjadas em matriz fechada apresentam uma microestrutura mais homogênea, o que contribui para a melhora da integridade estrutural [6].

Um dos desafios desse processo é o elevado custo inicial, uma vez que requer matrizes customizadas e equipamentos especializados, além de controle preciso das condições de forjamento, como temperatura e força aplicada. O desgaste das matrizes devido à pressão intensa e temperaturas elevadas também pode aumentar os custos de manutenção. No entanto, o forjamento em matriz fechada é amplamente utilizado em indústrias como a automotiva e aeroespacial, onde a qualidade superior e a consistência das peças justificam o investimento. Esse processo é especialmente adequado para a produção de componentes críticos, como bielas e eixos, que necessitam de alta precisão e durabilidade [7].

2.4. ARAME ELETRODO UTP AF DUR 600 – PARÂMETROS E DADOS TÉCNICOS

Na Tab. 1, pode-se verificar os parâmetros recomendados pelo fabricante do arame eletrodo UTP AF DUR 600. Também são mostrados dados técnicos como a dureza do metal após a deposição.

Tabela 1: Parâmetros recomendados pelo fabricante do arame

PARÂMETROS	UTP AF DUR 600
Diâmetro arame	1,2 mm
Voltagem	25 – 34 (V)
Corrente	150 – 300 (A)
Dureza	55 – 60 HRC
Gás de proteção	100% CO ₂ ou Argônio + 25% CO ₂
Peso	15 kg

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para impressão do martelo tipo pena, inicialmente foi avaliada a melhor forma de deposição. Sendo assim, adotou-se como critério implicações do tipo escoamento do material depositado devido à alta taxa de calor. Posto isso, a impressão de material iniciou-se na periferia e, finalizou no centro da peça, conforme Fig. 1.

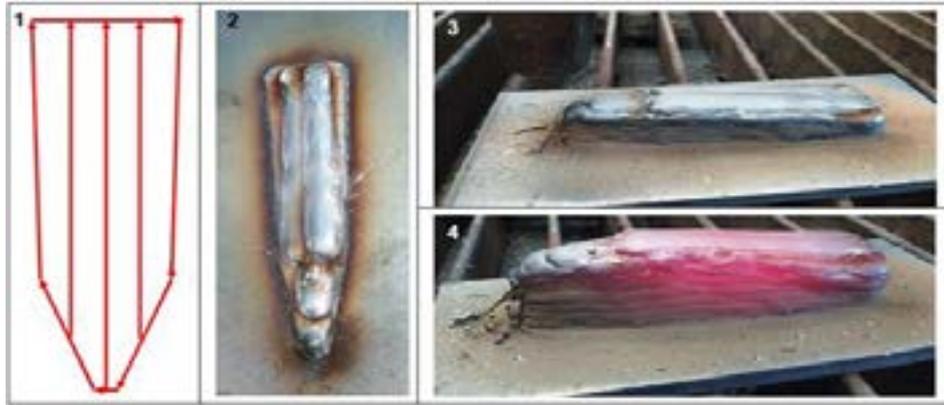


Figura 1: Pré-forma impressa do martelo tipo pena. 1 – Estratégia de deposição, 2 – Imagem superior, 3 – imagem das camadas depositadas

A conformação mecânica ocorreu na prensa do fabricante FKL – Máquinas Hidráulicas, aplicando compressão de 100 toneladas sobre o ferramental fornecido pela universidade UNISATC, conforme Fig. 2. Durante o processo de forjamento foram coletadas as temperaturas da peça na matriz de forjamento para monitorar a temperatura e traçar os dados mecânicos relacionados ao processo em tempo real.

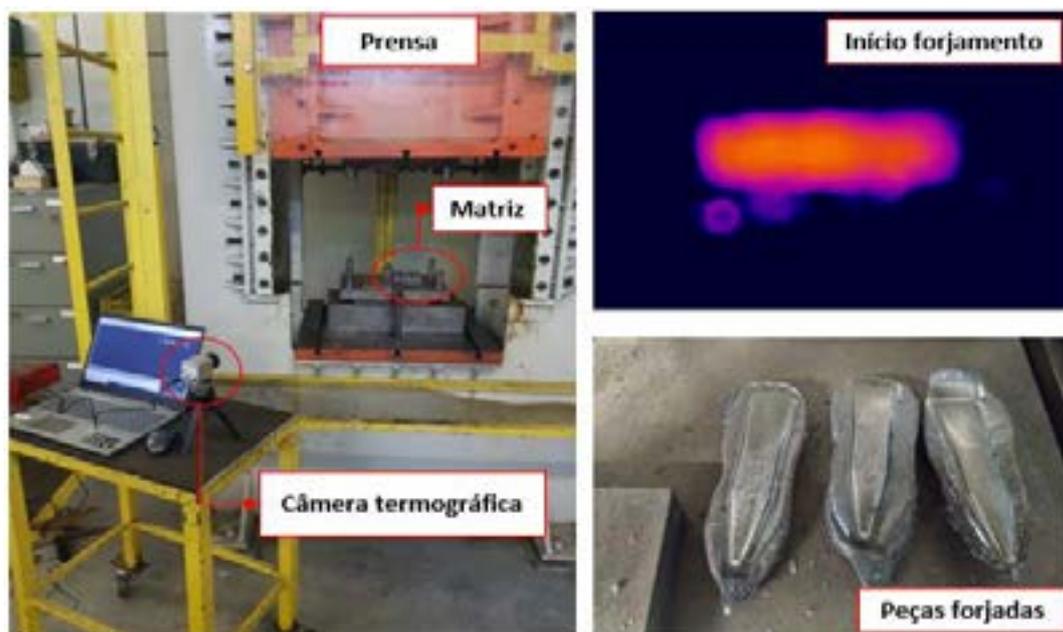


Figura 2: Forjamento a quente das pré-forma fabricadas em MA

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Após a fabricação das pré-forma de forjamento pelo processo de MA foi retirada uma amostra e feita uma análise de espectrometria de emissão óptica para revelar a composição química do material formado na deposição camada por camada. A Tab. 2 mostra os resultados obtidos e os valores indicados pelo fabricante.

Tabela 2: Composição química do material estudado e indicado pelo fabricante

Elemento	Teor em Massa (%)	UTP AF DUR 600 Teor em massa (%)
Carbono (C)	0,562	0,5 a 0,6
Silício (Si)	0,966	0,5 a 1,0
Mangânes (Mn)	1,084	0,5 a 1,2
Fósforo (P)	0,020	-
Enxofre (S)	0,012	-
Cromo (Cr)	5,714	5,0 a 6,0
Molibdênio (Mo)	0,597	0,5 a 0,8
Níquel (Ni)	0,047	<0,5
Cobre (Cu)	0,011	-
Alumínio (Al)	0,040	-
Ferro (Fe)	90,82	-

Para análise metalográfica do arame de soldadura DUR 600, as amostras foram preparadas conforme norma de preparação de amostras metalográficas e foi necessário ataque químico com ácido Vilella por 20 segundos. A Fig. 3, demonstra revela as imagens metalográficas.

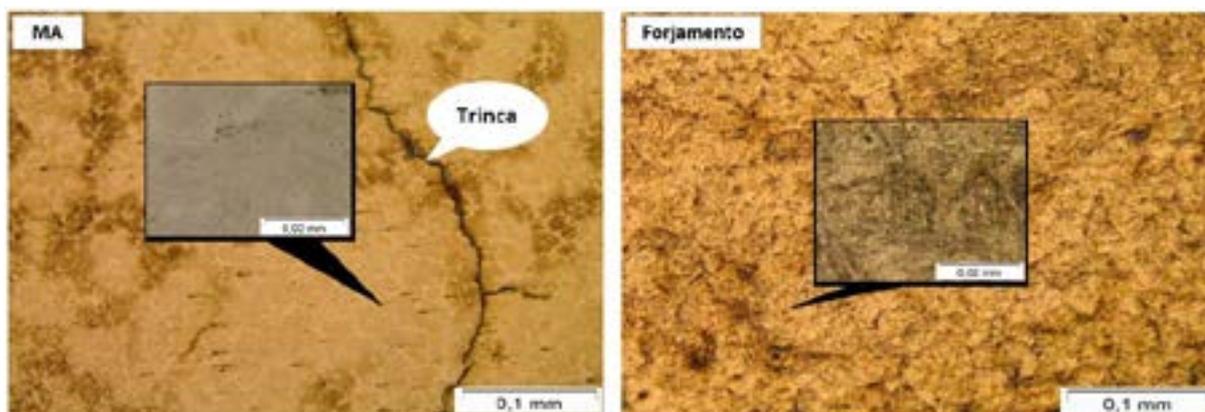


Figura 3: Metalografia pré-forma fabricada com eletrodo DUR 600

Percebe-se que ao se tratar da imagem com aumento de 12 vezes, é notório o aparecimento de trincas. O motivo está ligado aos elementos de liga deste arame, como por exemplo o alto teor de cromo que após análise de espectrometria apresentou 5,714% em peso. As trincas surgem como aliviadores de tensão no material soldado.

O material após ser forjado não apresentou as trincas ocasionadas no processo de impressão 3D. Assim, o corpo de prova forjado apresentou uma estrutura típica de martensita, o que explica a elevada dureza.

A análise térmica foi realizada em sentido longitudinal e transversal durante o processo de forjamento. A seguir apresenta-se os valores das temperaturas referentes as pré-formas fabricadas pelo processo de MA e os pontos de coleta de temperatura. A média das temperaturas ficou em 766 °C, conforme Fig. 4:

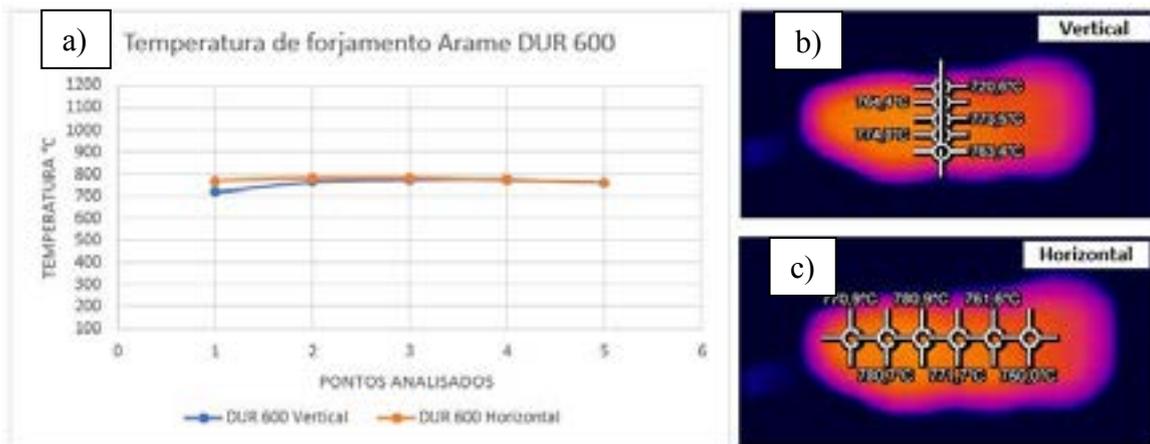


Figura 4: Análise termográfica da pré-forma. a) Análise térmica no momento do forjamento. b) Valores da temperatura no sentido longitudinal; c) Valores da temperatura no sentido transversal

Durante a MA foi feita a análise térmica na deposição das camadas, onde foram avaliados 14 pontos em sentido longitudinal com espaçamento de 10 milímetros. Simultaneamente, foram avaliados 5 pontos no sentido transversal, com distância entre pontos de 5 milímetros. A Fig. 5, mostra o gráfico com a curva característica de cada análise térmica feita em relação ao cordão de solda depositado camada por camada na manufatura aditiva da pré-forma.

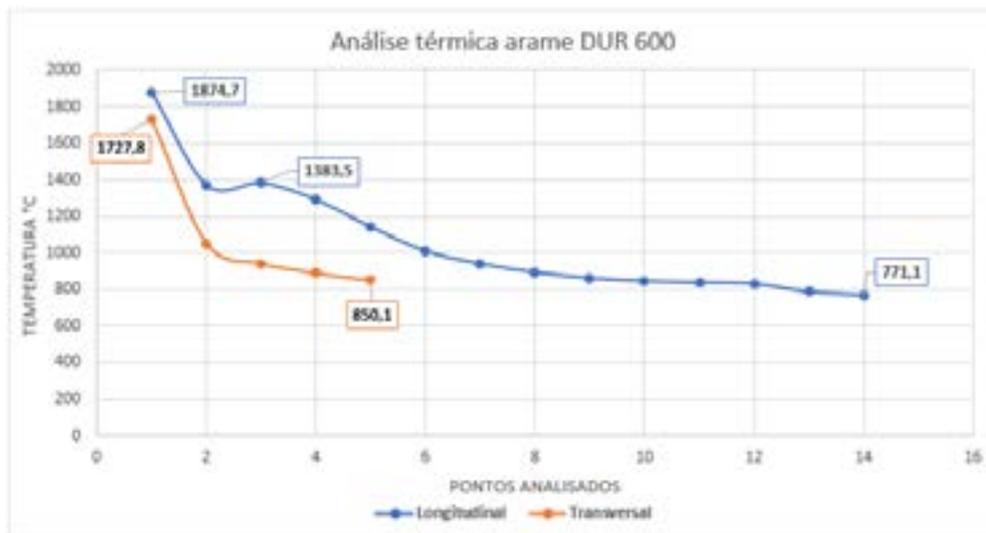


Figura 5: Temperaturas na deposição – Longitudinal x transversal

O cordão de soldagem usado para formar as camadas na manufatura aditiva da pré-forma com arame UTP DUR 600 teve temperatura em sentido transversal com perda de temperatura mais acelerado em relação ao sentido longitudinal, devido a proximidade da parede do cordão com atmosfera, conforme Fig. 5. Contudo, em sentido longitudinal, o comportamento foi diferente, podendo ser observada uma perda de temperatura mais lenta, devido a distância do centro do cordão ser maior em

relação ao contato com atmosfera, reduzindo desta forma a troca térmica com o meio ambiente.

A Fig. 6, traz a avaliação de microdureza das pré-formas fabricadas pelo processo de Manufatura Aditiva antes do forjamento e posteriormente com a peça final forjada, caracterizando o processo híbrido, Manufatura Aditiva e Forjamento.

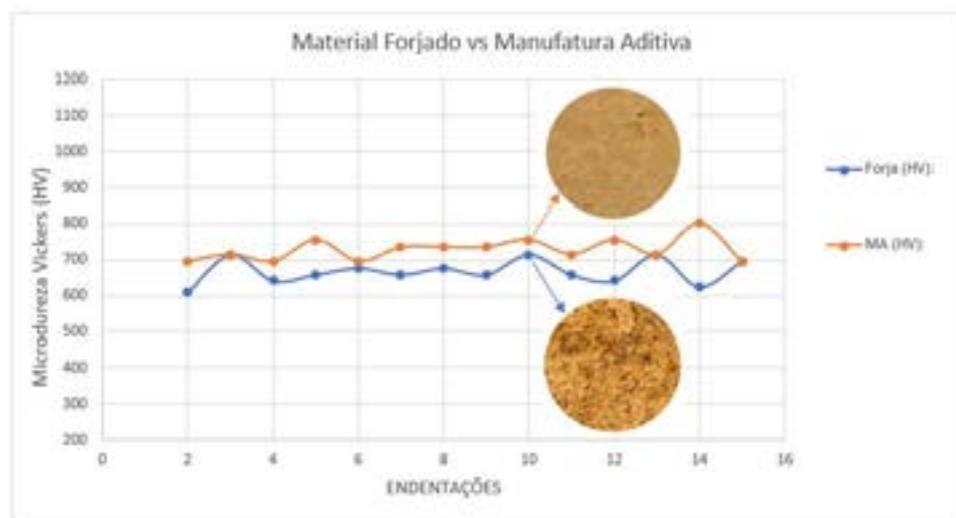


Figura 6: Microdureza Material forjado vs manufatura aditiva.

Os valores de dureza foram maiores no material antes do forjamento devido aos elementos ligantes e pela característica do processo com aporte térmico elevado. Para o processo de Manufatura Aditiva, a média ficou em 729 HV e desvio padrão de 31 HV, entretanto, o processo híbrido apresentou uma dureza inferior com 668 HV e 33 HV de desvio padrão.

5. CONCLUSÕES

A produção das peças pelo processo de fabricação híbrida, manufatura aditiva vs forjamento a quente, mostrou através dos resultados preliminares e análises feitas que podem ser desenvolvidos materiais de alta performance mecânica usando esta técnica de produção combinada.

De acordo com os ensaios realizados com o arame eletrodo UTP DUR 600, o material da pré-forma apresentou valores de dureza superiores, entretanto com surgimento de trincas, em função das tensões internas, aporte térmico e presença de elementos de liga, como o cromo por exemplo. Entretanto, o forjamento mitigou o aparecimento de trincas, apresentando uma estrutura típica de martensita, e de dureza próxima ao material depositado.

Após o forjamento a quente das pré-formas fabricadas pelo processo de manufatura aditiva, notou-se a mudança na microestrutura, através da análise metalográfica, que comprovou o desaparecimento das microtrincas, anteriormente detectadas na análise metalográfica feita na pré-forma fabricada em MA. Com isso é possível afirmar que o forjamento a quente proporcionou a microestrutura do material o alívio de tensões internas possibilitando estabilidade do material e proporcionado resultados promissores nas propriedades mecânicas do mesmo.

Em estudos futuros poderá ser investigado mais a fundo estas possibilidades e descobrindo novas funcionalidades para este material com uso do processo híbrido proposto.

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.

REFERENCES

- [1] CODAMA, H., 'Usinagem Brasil'. São Paulo, 2018. Disponível em: <<http://www.usinagem-brasil.com.br/13122-um-pouco-da-historia-da-manufatura-aditiva/pa-5/>> Acesso em: 14 agosto 2023.
- [2] JACOB, Pedro. Manufatura aditiva de metal, um novo passo para o mercado. LWT sistemas, 2019. Disponível em: <<https://www.lwtsistemas.com.br/2019/08/28/manufatura-aditiva-de-metal>>. Acesso em: 10 jul. 2023
- [3] DOUGLAS, R.; KUHLMANN, D. Guidelines for precision hot forging with applications. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, v.98, p.182-188, 2000.
- [4] TABERNERO, Iván; PASKUALA, Amagoia; ÁLVAREZB, Pedro; SUÁREZCB, Alfredo. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturin. CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machinin. Spain.V.68, p.358-362, 2018. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117310363>>. Acesso em: 13 jul. 2023.
- [5] CASTRO, Maria Inês; SILVA. Study of Deposition Strategies of a Wire + Arc Additive Manufactured Component. 2018. 64f. Thesis: Master of Science Degree in Materials Engineering. Técnico Lisboa, 2018. Disponível em: <https://fenix.tecnico.ulisboa.pt/downloadFile/844820067125611/74180__Dissertacao.pdf>. Acesso em: 13 jul. 2023.
- [6] ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. Cold and hot Forging: Fundamentals and Applications. ASM International. Ohio. 2005.
- [7] GROOVER, M.P. Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems. John Wiley & Sons. 2010



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DE ANISOTROPIA ATRAVÉS DO PROCESSO DE MANUFATURA ADITIVA EM AÇO DE BAIXO CARBONO.

Bruno da Rosa Lopes ⁽¹⁾
Anderson Daleffe ⁽²⁾
Henrique Cechinel Casagrande ⁽³⁾
Gilson de March ⁽⁴⁾
Hadrian Martins ⁽⁵⁾
Lirio Schaeffer ⁽⁶⁾

Resumo

Este estudo analisa as características mecânicas de anisotropia em aço de baixo carbono utilizando a técnica de Manufatura Aditiva por Arco de Arame (WAAM). O processo utilizou arame ER70S-6 depositado em chapas de aço SAE 1020, com parâmetros de soldagem definidos como: tensão de 189 V, corrente de 136 A, velocidade de alimentação do arame de 5,08 m/min, e vazão de gás de proteção de 13,4 L/min (mistura de 75% argônio e 25% dióxido de carbono). Os ensaios de tração revelaram que a orientação das camadas afeta as propriedades do material, com resistência máxima à tração de 429 MPa na orientação a 90° e maior alongamento, de 0,1388 mm/mm, na orientação a 0°. A análise de microdureza Vickers mostrou uma dureza média de 175 HV, indicando consistência na dureza ao longo das peças. A microestrutura apresentou predominância de ferrita e perlita, além de porosidades, atribuídas à rápida solidificação. Estes resultados confirmam a anisotropia do aço ER70S-6 processado por WAAM, enfatizando a necessidade de controle rigoroso dos parâmetros de soldagem para otimizar suas propriedades mecânicas. A pesquisa sugere que a técnica WAAM é adequada para aplicações industriais que exigem componentes metálicos complexos e duráveis.

Palavras-chave — Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), Manufatura Aditiva, Soldagem a Arco, Anisotropia.

1. INTRODUÇÃO

Na indústria metalúrgica, a matéria-prima metálica precisa passar por uma série de processos de fabricação para alcançar a forma geométrica desejada. Entre esses processos, destacam-se a manufatura subtrativa e a manufatura aditiva. A manufatura aditiva (MA) foi introduzida no Japão por volta de 1981, com o propósito de criar objetos tridimensionais. Com o tempo, essa tecnologia se consolidou no mercado, principalmente devido à necessidade de fabricar peças complexas que os métodos convencionais não conseguem produzir, além de possibilitar a criação de protótipos com formas e geometrias intrincadas [1].

Este tipo de soldagem é reconhecido por sua eficiência e qualidade, superando em produtividade a soldagem manual com eletrodo revestido. Comercialmente, o processo é conhecido como MIG/MAG, onde o MIG (metal inert gas) refere-se ao uso de um gás que protege a poça de fusão contra contaminações atmosféricas, como oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, enquanto o MAG (metal active gas) refere-se à utilização de gases que interagem com a poça de fusão. Os gases empregados podem ser argônio ou hélio, de origem atômica, ou CO₂, de origem molecular [2].

A técnica é especialmente adequada para materiais como aço e titânio, que se beneficiam do baixo custo do equipamento de soldagem, da disponibilidade de fios padrão e das elevadas taxas de deposição de material. Embora o uso de alumínio esteja em expansão, existem algumas limitações quando comparado a outros métodos de MA, como a alta entrada de calor, que pode causar tensões residuais e distorções, além de resultar em menor precisão e maior rugosidade, necessitando de um processo de usinagem para o acabamento final [3].

Alguns passos são essenciais para o sucesso desse processo, como a realização de testes para determinar os parâmetros ideais de soldagem, incluindo a intensidade da corrente, a taxa de alimentação do arame e a velocidade de movimento da máquina, além de planejar o caminho de deposição do material [4].

O processo de manufatura aditiva por arco de arame, conhecido como Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM), combina a técnica de soldagem a arco com o uso de arame como matéria-prima. Esse método é amplamente utilizado na soldagem a arco de metal a gás (GMAW) e também pode ser aplicado em soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW) e soldagem a arco por plasma (PAW) [5].

Neste cenário, esta pesquisa aplica o método WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), ou fabricação aditiva por arco de arame, para desenvolver peças que utilizem a menor quantidade possível de matéria-prima e que possam atender grandes demandas do cotidiano. A técnica permite uma alta deposição de material e, ao final, as peças passam por um processo de usinagem para eliminar rugosidades e imperfeições.

De acordo com Campatelli et al [6], peças fabricadas por MA requerem a remoção de sua superfície inicial, que tende a apresentar um acabamento áspero.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo será conduzido no Laboratório de Manufatura Aditiva do Centro Universitário UNISATC, que fornecerá todos os materiais necessários para os métodos discutidos nas seções subsequentes.

2.1. Material Utilizado

O estudo utilizou um arame de aço carbono de baixa liga AWS ER70S-6, com espessura de 1 mm, fornecido em bobinas de 15 kg. Este arame, que é a principal matéria-prima da pesquisa, tem sua composição química apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química arame AWS ER70S-6 [7].

Composição química	Valores %
Carbono (C)	0,06 – 0,15
Silício (Si)	0,80 – 1,15
Manganês (Mn)	0,04 – 0,85
Vanádio (V)	Máx. 0,03
Fósforo (P)	Máx. 0,025
Enxofre (S)	Máx. 0,035
Cromo (Cr)	Máx. 0,15
Níquel (Ni)	Máx. 0,15
Molibdênio (Mo)	Máx. 0,15
Cobre (Cu)	Máx. 0,5

2.1.2 Material Base

Para fabricação das paredes é necessário utilizar uma chapa de substrato como base. Esse substrato foi escolhido em aço SAE 1020 nas dimensões 200 X 75 X 6 mm, por atender as medidas necessárias para desenvolver os corpos de provas.

2.2. Estratégia de deposição

A Figura 1 ilustra o processo de deposição utilizado na técnica WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) que foi utilizado. Nesse método, um arame metálico é alimentado através de uma tocha, onde um arco elétrico é formado entre o arame e o substrato, gerando calor suficiente para criar uma poça de fusão. O material derretido é depositado camada por camada, permitindo a construção de estruturas tridimensionais. A tocha é movimentada de forma controlada para garantir a precisão da deposição, solidificando rapidamente o material e formando a peça desejada, nesse caso, uma parede.

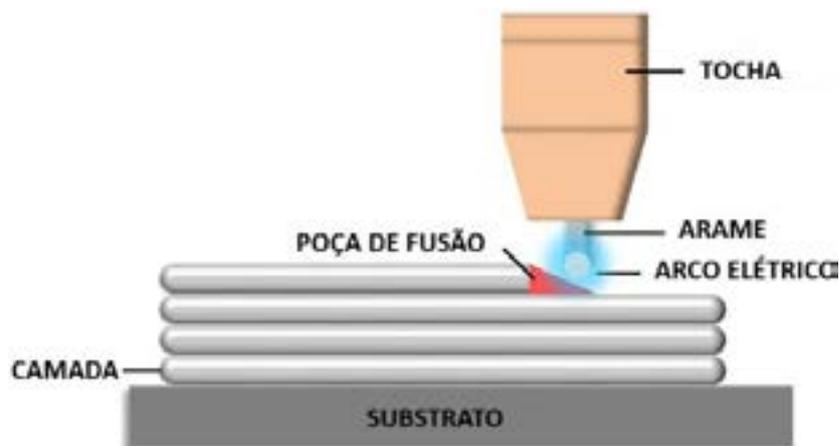


Figura 1: Estratégia de deposição, adaptado de [8].

2.3. Equipamento de Manufatura Aditiva Através de Fusão Localizada

Para fabricação das peças, foi realizada a integração de uma máquina de soldagem a arco com uma máquina CNC (centro numérico computadorizado) para

coordenar a produção de peças impressas. Foi utilizada também, uma máquina de soldagem semiautomática modelo DigPLUS, da marca IMC, conforme mostrado na Figura 2, adaptada para permitir comandos programados. Esse mesmo procedimento foi aplicado aos processos MIG/MAG, sendo este último utilizado para a produção de peças destinadas aos ensaios com o processo MAG.

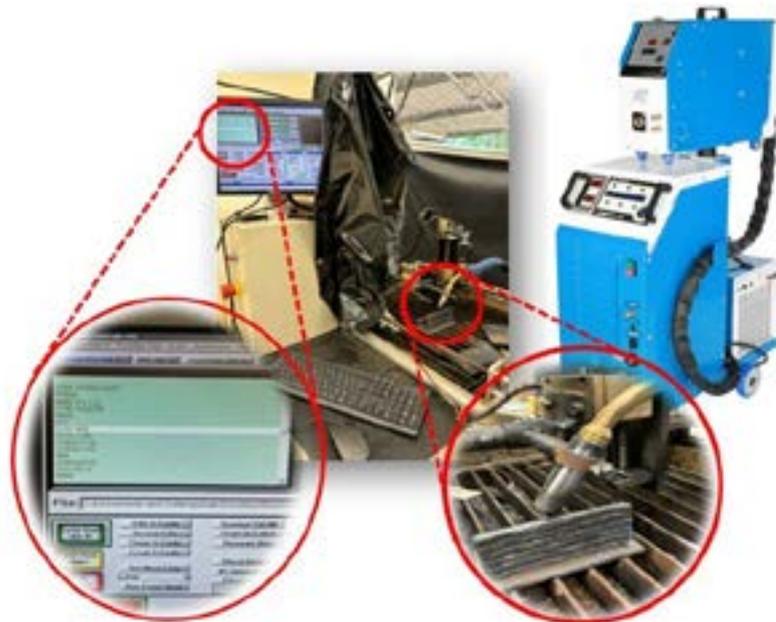


Figura 2: Máquina de manufatura aditiva.

A máquina de manufatura opera com comandos CNC, realizando movimentos em três eixos, incluindo o controle da tocha, que é responsável pela deposição uniforme do material camada por camada. Esse controle preciso é essencial para garantir que as peças fabricadas tenham dimensões bem definidas, eliminando a necessidade de retrabalho. A programação é realizada manualmente utilizando a linguagem G por meio do software Mach 3.

2.3. Ensaio de tração

Três paredes medindo cerca de 6 mm de largura, 120 mm de comprimento e 95 mm de altura foram fabricadas para análise das camadas depositadas durante a impressão. Após a impressão, as peças foram cortadas em diferentes direções em relação ao substrato de deposição, formando chapas para obtenção de corpos de prova destinados a ensaios mecânicos de tração.

Essa etapa é crucial para validar a homogeneidade do material nas diferentes direções e avaliar tensões de trabalho, como tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento, permitindo assim uma análise anisotrópica. O ensaio de tração para o aço carbono seguiu a norma NBR ISO 6892. Extraiu-se cinco amostras a 0°, 45° e 90° em relação ao substrato de deposição, conforme Figura 3.



Figura 3: Ilustração das posições dos corpos de provas.

2.4. Parâmetro de Fusão

Para obter as peças, foi estabelecido parâmetros ideais como tensão e corrente para derreter o consumível, vazão do gás para proteger a poça de fusão, velocidade de deposição para garantir boa penetração e o tipo de gás utilizado.

O gás de proteção utilizado é uma mistura composta por 75% de argônio (Ar) e 25% de dióxido de carbono (CO₂), que forma o gás de proteção para a soldagem MAG. Em termos de parâmetros, foram utilizados 18,9 V de tensão, corrente de 136 A, velocidade do arame de 5,08 m/min e vazão do gás de 13,4 l/min.

Posteriormente, foi determinada a velocidade de avanço da tocha, a qual é controlada por meio de programação. Através de testes preliminares as melhores camadas foram obtidas com velocidade de 300 mm/min.

2.5. Ensaio de Microdureza Vickers

Para verificar a homogeneidade da dureza na peça fabricada, foi realizado um ensaio de microdureza Vickers, utilizando um microdurômetro modelo HMV-2TADW da marca SHIMADZU®.

O estudo foi conduzido ao longo de um perfil, com 20 penetrações no sentido longitudinal perpendicular ao plano do substrato, aplicando uma força de 9,809 N e com uma distância de 1,0 mm entre cada penetração. Os resultados foram obtidos conforme (1).

$$HV = \frac{1,8544 F}{d^2} \quad (1)$$

Onde:

Hv: Hardness Vickers (HV);

F: Carga aplicada (Kg);

d²: Distância entre as diagonais (mm).

2.6. Análise Metalográfica

Foi realizado análise metalográfica conforme a ABNT NBR 15454 para aços carbono, usando um microscópio Olympus SC30, para identificar trincas, inclusões ou porosidades nos cordões depositados nas paredes ensaiadas.

3. ANÁLISES E RESULTADOS

A seguir, serão discutidos os resultados obtidos durante este estudo. O experimento visou realizar uma quantidade significativa de ensaios para obter resultados variados, permitindo assim uma conclusão abrangente do processo.

3.1. Obtenção dos corpos de provas para ensaio de tração

Após a impressão das peças utilizando um arame consumível ER70S-6 com auxílio da máquina de manufatura aditiva que foi ilustrada na Figura 2, foram obtidas 3 paredes das quais foram extraídos cinco corpos de provas cada. Para cada parede foi utilizado uma posição de extração, sendo elas, 0°, 45° e 90°.

A Figura 4 demonstra o resultado final de uma parede antes da qualquer outro procedimento pós fabricação.

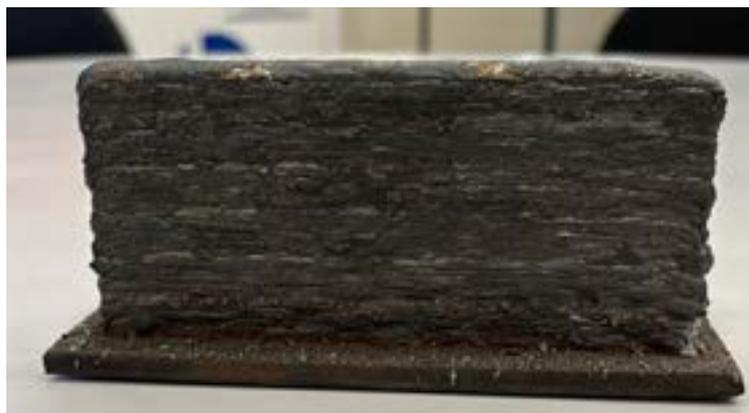


Figura 4: Parede obtida por manufatura aditiva.

A orientação dos corpos de prova é apresentada na Figura 5, bem como as três paredes já usinadas, sendo que estes foram cortados com *laser* na extração dos corpos de provas conforme norma NBR ISO 6892.

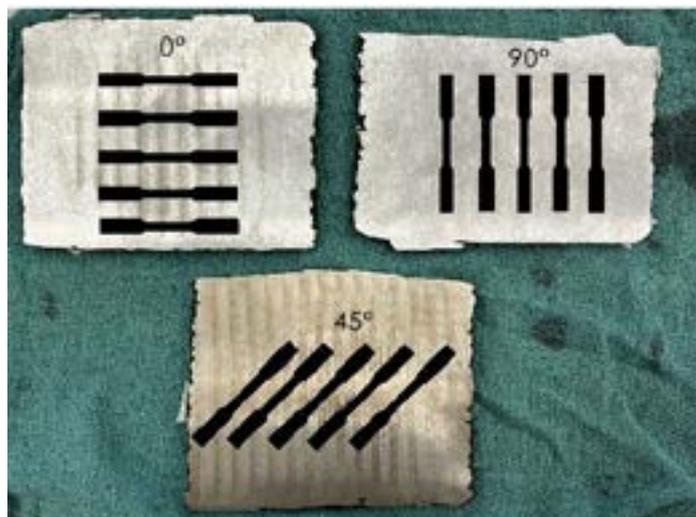


Figura 5: Orientação para obtenção dos corpos de provas.

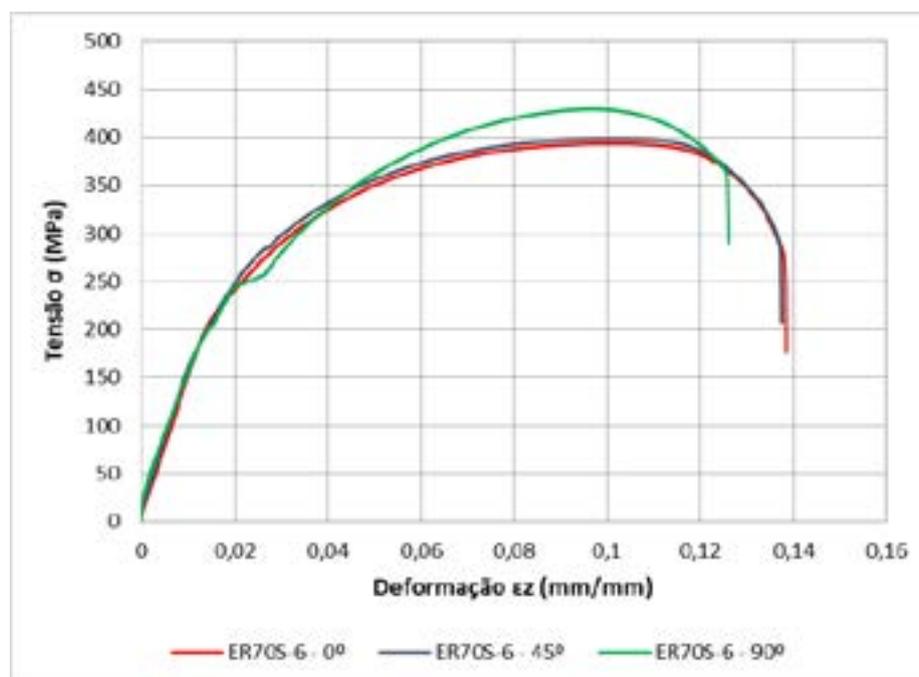
A caracterização das paredes fabricadas por manufatura aditiva é representada na Tabela 2, sendo que 25% da largura média é retirado na usinagem, especificamente para se obter os corpos de provas.

Tabela 2: Caracterização de parede ER70S-6.

Altura/camada (mm/camada)	Nº de camadas	Altura média (mm)	Largura média (mm)	Largura média efetiva (mm)
3,16	30	94,8	12	8

3.2. Ensaio de tração

Após ensaiados, os corpos de provas, apresentaram os resultados de resistência a tração exposto na Figura 6.

**Figura 6:** Ensaio de resistência a tração.

O gráfico, representado na figura acima, de tensão-deformação do aço ER70S-6, ensaiado em três orientações diferentes (0°, 45° e 90°) em relação ao substrato, revela comportamento anisotrópico. A orientação de 90° apresenta a maior resistência à tração, atingindo cerca de 430 MPa, seguida pela de 45° com aproximadamente 400 MPa. A orientação de 0°, paralela ao substrato, mostra a menor resistência, cerca de 390 MPa, mas maior ductilidade, com deformação de até 0,14 mm/mm. Esse comportamento indica que a orientação da carga em relação à deposição tem influência nas propriedades mecânicas do material, sendo a resistência máxima maior nas direções perpendiculares e a ductilidade maior na direção paralela à deposição.

Na Tabela 3 é está demonstrado os resultados advindos dos ensaios de resistência a tração.

Tabela 3: Caracterização dos ensaios de resistência a tração.

Posição ensaio [°]	Tensão máxima σ [MPa]	Tensão de escoamento σ [MPa]	Deformação ϵ_z [mm/mm]
0	393,35	254,31	0,1388
45	398,28	206,83	0,1303
90	429,28	209,88	0,1272

Ambos os dados da Tabela 3 e as curvas do gráfico da Figura 6 mostram que o aço ER70S-6 apresenta comportamento anisotrópico, com variações significativas nas propriedades de resistência e ductilidade dependendo da orientação do ensaio. A

orientação de 90° oferece a maior resistência à tração, enquanto a de 0° permite maior deformação antes da ruptura, indicando que a escolha da orientação é crucial para aplicações que exigem otimização das propriedades mecânicas do material. A orientação de 45° apresenta um bom equilíbrio entre resistência e ductilidade, sugerindo que pode ser uma opção versátil para aplicações que requerem ambas as propriedades.

3.3. Ensaio de microdureza Vickers

A representação gráfica do ensaio de microdureza é apresentada no Figura 7.

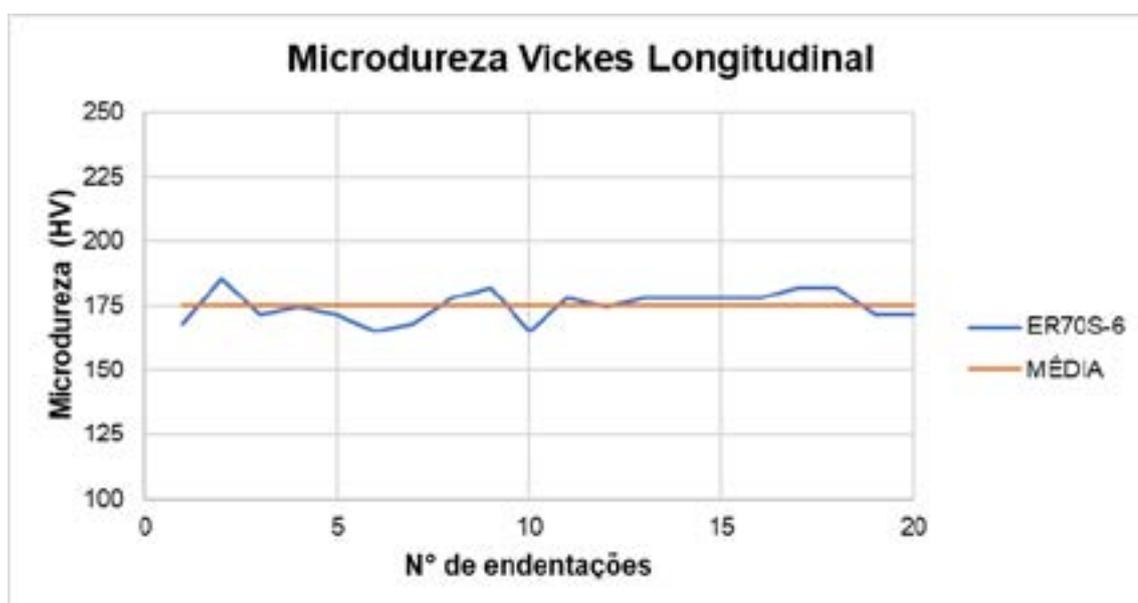


Figura 7: Ensaio de microdureza Vickers.

A tabela a seguir mostra os resultados da caracterização do ensaio de microdureza Vickers.

Tabela 4: Caracterização do ensaio de microdureza Vickers.

Material	Microdureza máxima [HV]	Microdureza mínima [HV]	Microdureza média [HV]
ER70S-6	185,38	164,99	175,05

Os resultados da Figura 7 e da Tabela 4 mostram que a dureza do material ER70S-6, medida em Vickers (HV), é relativamente estável, com pequenas variações em torno de 175 HV ao longo de 20 endentações. A microdureza máxima foi de 185,38 HV, a mínima de 164,99 HV e a média de 175,05 HV, indicando uma consistência nas propriedades de microdureza do material em diferentes pontos de medição.

3.4. Ensaio metalográfico

A Figura 8 representa a microestrutura do aço ER70S-6, revelando diversas características metalográficas importantes. As pequenas manchas escuras e irregulares, indicadas por setas, são provavelmente inclusões (IC) não metálicas ou porosidades presentes no material. Essas inclusões podem ser compostas por óxidos, sulfetos ou outras impurezas, mas também, devido a solidificação rápida impedindo que certos gases saiam antes de solidificar.

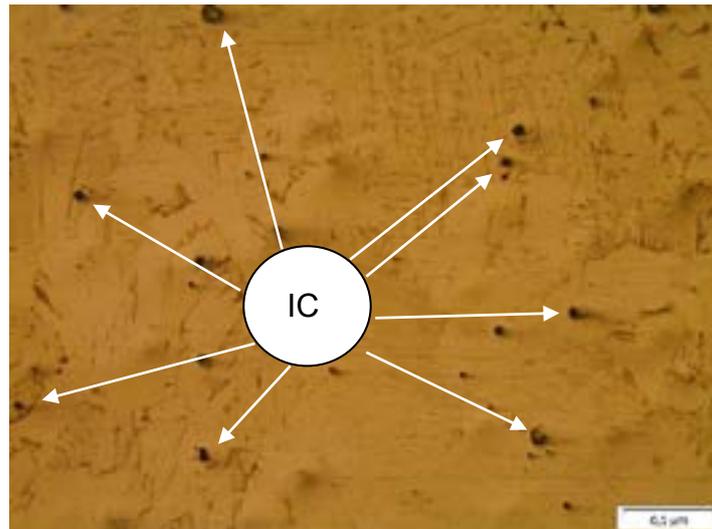


Figura 8: Metalografia do material depositado 200x.

A matriz mais clara predominante na microestrutura é composta por ferrita (FE), uma fase de ferro com baixa quantidade de carbono, que se apresenta como uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). A ferrita é macia e dúctil, contribuindo para a maleabilidade do aço. Já as áreas mais escuras correspondem à perlita (PE), uma estrutura formada por camadas alternadas de ferrita e cementita (Fe_3C). A perlita confere ao material maior resistência e dureza em comparação com a ferrita pura, devido à presença de cementita, que é uma fase dura e quebradiça.

A análise metalográfica do aço ER70S-6 depositado, utilizou microscopia óptica com aumento de 200x, sendo possível identificar inclusões e fases do metal. As inclusões, visíveis em diferentes pontos, variam em tamanho e proximidade, podendo atuar como pontos de concentração de tensão e facilitar fraturas, afetando negativamente a resistência à tração e a ductilidade do material. A distribuição de ferrita e perlita sugere uma boa combinação de ductilidade e resistência, tornando o aço ER70S-6 adequado para aplicações de soldagem.

A Figura 9 mostra uma metalografia do aço ER70S-6 com aumento de 1000x, na qual foram identificadas várias fases e microconstituintes.

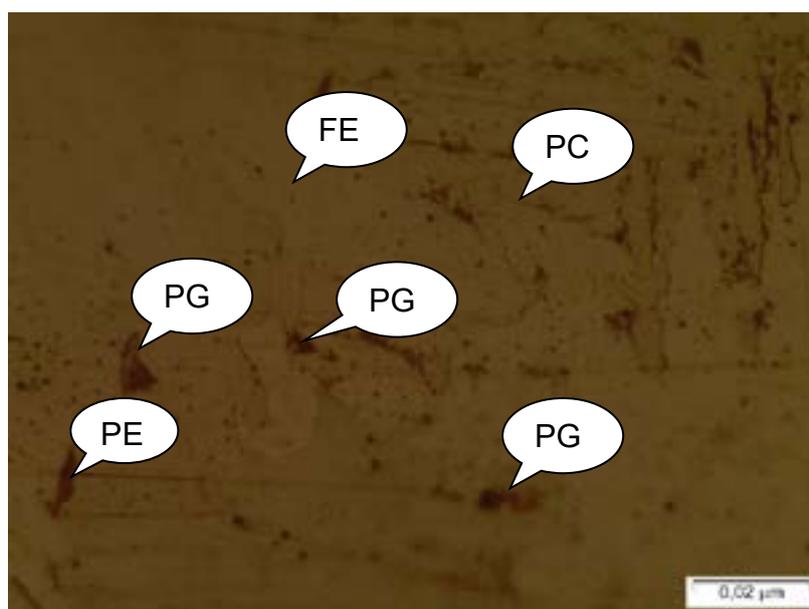


Figura 9: Metalografia do material depositado 1000x

A perlita de contorno de grão ferrítico (PC) é uma estrutura lamelar composta de ferrita e cementita, formada ao longo dos contornos dos grãos de ferrita. Essa perlita tem uma aparência de camadas alternadas e está identificada como "PC" na micrografia. A perlita poligonal (PG), por sua vez, apresenta uma morfologia mais arredondada ou em forma de grão, diferente das lamelas mais alongadas e paralelas, e está indicada pelas legendas "PG" na imagem.

A predominância de ferrita e perlita (PE) confirma que o material analisado é um aço de baixo carbono, típico para aplicações em que se busca um equilíbrio entre ductilidade, proporcionada pela ferrita, e resistência, fornecida pela perlita. A distribuição das fases e suas diferentes morfologias indicam que o material pode ter sido submetido a um processo de fabricação com condições de resfriamento específicas, nesse caso a soldagem, resultando na formação de diferentes tipos de perlita.

4. CONCLUSÃO

Este estudo demonstrou a viabilidade do uso da Manufatura Aditiva por Arco de Arame (WAAM) para a produção de peças em aço de baixo carbono, destacando a análise das características mecânicas, particularmente a anisotropia. Utilizando o arame ER70S-6, foi possível fabricar peças com diferentes orientações de camada e avaliar suas propriedades mecânicas através de ensaios de tração e microdureza.

Os resultados dos ensaios de tração revelaram que a orientação das camadas influencia significativamente a resistência e ductilidade das peças. A orientação de 90° em relação ao substrato apresentou a maior resistência à tração, atingindo aproximadamente 429 MPa, enquanto a orientação de 0° demonstrou maior ductilidade, com um alongamento máximo de até 0,1388 mm/mm. Esses resultados confirmam a natureza anisotrópica do material, onde diferentes orientações apresentam propriedades mecânicas variadas.

Os ensaios de microdureza indicaram uma distribuição consistente de dureza ao longo das peças, com valores médios em torno de 175 HV. Essa uniformidade é essencial para garantir a qualidade das peças produzidas e sua adequação para diferentes aplicações industriais. A análise metalográfica corroborou esses achados, mostrando uma microestrutura composta principalmente de ferrita e perlita, com a presença de algumas inclusões e porosidades, comuns em processos de fabricação aditiva.

Em conclusão, a técnica WAAM é uma abordagem promissora para a fabricação de componentes metálicos complexos, especialmente quando são necessárias altas taxas de deposição de material e boa integridade estrutural. Para futuras aplicações, é essencial um controle rigoroso dos parâmetros de deposição para minimizar a anisotropia e otimizar as propriedades mecânicas das peças. Estudos adicionais focados na redução de inclusões e porosidades poderiam melhorar ainda mais a qualidade do material produzido.

AGRADECIMENTO

Gostaríamos de expressar nossa gratidão ao Laboratório de Manufatura Aditiva do Centro Universitário UniSATC pelo suporte técnico e fornecimento dos materiais necessários para a realização deste estudo. Agradecemos também aos nossos colegas e familiares pelo constante incentivo.

REFERENCIA BIBLIOGRÁFICA

- [1] JONES, D. The Evolution of Additive Manufacturing: Historical Perspectives. Journal of Manufacturing Science and Engineering, 2017.

- [2] THOMAS, M.; WANG, S. GMAW and MIG/MAG Processes in Additive Manufacturing. *Welding Journal*, 2019, 291-297p.
- [3] LEE, A.; SINGH, P. Material Characteristics and Limitations in Wire Arc Additive Manufacturing. *Materials Science and Technology*, 2020, 1045-1053p.
- [4] CAMPATELLI, L.; SCIPPA, M.; MURA, G. A. Parameter Optimization in Wire and Arc Additive Manufacturing. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 299-318p.
- [5] SMITH, J.; BROWN, R. Wire and Arc Additive Manufacturing of Metals: Process Review. *Additive Manufacturing*, 2018, 192-203p.
- [6] SCH CAMPATELLI, L.; SCIPPA, M. Surface Finish in Additive Manufacturing: Techniques and Improvements. *CIRP Annals*, 2018, 487-510p.
- [7] CASAGRANDE, H. C.; et al. Carbon precipitation on the bonding line between deposited material and base material using an additive manufacturing process. *Seven Editora, [S.l.]*, p 733–746, 2024.
- [8] NGUYEN, V.-T., MINH, P. S., UYEN, T. M. O., DO, T. T., NGOC, H. V. T., LE, M.-T., & NGUYEN, V. T. T. (Ano). *Técnica WAAM: Parâmetros de Processos que Afetam as Propriedades Mecânicas e Microestruturas do Aço de Baixo Carbono*. *Metais*, 13(5), 873p, 2023.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

OBTENÇÃO DE BLENDA DE RESÍDUO INDUSTRIAL DE EPM/PEBD PÓS- CONSUMO E AVALIAÇÃO DO ÍNDICE DE FLUIDEZ E PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Tiago Ocanha de Oliveira ⁽¹⁾
Cristiane Krause Santin ⁽²⁾

RESUMO

O copolímero de etileno-propileno (EPM) é amplamente usado no setor automotivo e de óleos lubrificantes. Durante seu processamento por extrusão, geram-se resíduos industriais chamados de *off spec*, os quais são impróprios para a venda no setor pré-definido. Esses resíduos tem sido pouco valorizados, fato que instiga uma investigação mais apurada de suas propriedades, especialmente quanto ao comportamento reológico e mecânico. Neste estudo desenvolveu-se blendas contendo o resíduo industrial de EPM e polietileno de baixa densidade (PEBD) pós-consumo, obtendo-se materiais com baixo módulo de Young e resistência moderada. Contudo, as blendas apresentaram potencial para aplicações em solas de sapato, palmilhas, vedação e isolamento, além de promover uma economia circular e sustentável.

Palavras-chave — Resíduo industrial, EPM, PEBD pós-consumo, economia circular.

OBTAINING BLENDS FROM INDUSTRIAL WASTE OF EPM/LDPE POST-CONSUMER AND EVALUATION OF MELT FLOW INDEX AND MECHANICAL PROPERTIES.

Tiago Ocanha de Oliveira ⁽¹⁾
Cristiane Krause Santin ⁽²⁾

ABSTRACT

The ethylene-propylene copolymer (EPM) is widely used in the automotive and lubricating oil industries. During its processing through extrusion, industrial waste known as off-spec material is generated, which is unsuitable for sale in the predefined sector. These wastes have been underutilized, which prompts a more detailed investigation of their properties, particularly regarding their rheological and mechanical behavior. In this study, blends containing industrial EPM waste and post-consumer low-density polyethylene (LDPE) were developed, resulting in materials with a low Young's modulus and moderate strength. However, the blends showed potential for applications in shoe soles, insoles, seals, and insulation, while also promoting circular and sustainable economy.

Keywords — Industrial waste, EPM, post-consumer LDPE, circular economy.

1. INTRODUÇÃO

O elastômero EPM é um copolímero amorfo de Etileno propileno, cuja estrutura molecular permite uma excelente resistência ao ozônio, intemperismo, calor, à oxidação e a fluídos polares. Dentre suas vantagens, associadas à sua estrutura altamente linear em combinação com uma distribuição de massa molecular estreita, cita-se boas propriedades a baixa temperatura e, excelentes propriedades de fluxo do molde, quando plastificado. Ainda, a ausência de insaturação na cadeia polimérica torna o produto altamente adequado para aplicações que requerem alta resistência ao calor [1].

Um levantamento feito em uma empresa fabricante de EPM, no ano de 2021, foram produzidos um total de 7054 toneladas, sendo essa produção direcionada, principalmente, para indústrias de óleos lubrificantes e uma pequena porção para indústrias produtoras de plastificantes poliméricos. Porém, sabe-se que toda produção gera resíduos, os quais são passíveis de reciclagem e/ou reuso, fato este dependente da qualidade do resíduo gerado. Nos setores acima citados, um controle de qualidade do produto EPM é necessário e exigido, cujos materiais residuais não são comercializados. Por não se adequarem às especificações de controle de qualidade, necessárias para venda a clientes, os resíduos acabam por gerar altos custos a empresa, englobando custos de matéria-prima para produção e subsequente armazenamento.

Assim, torna-se importante estudos que diversifiquem e encontrem alternativas para o uso do resíduo, mesmo que em outras demandas mercadológicas, e, que sejam atrativas tanto para o fabricante quanto para o comprador, sem perda de qualidade e de valor agregado.

Aliado a isso, nos últimos anos, o desenvolvimento sustentável tornou-se uma filosofia global, fazendo com que as indústrias voltem seus olhares para o uso tanto de matérias-primas, quanto processos e manufaturas de seus resíduos visando difundir padrões de produção e consumo alinhados com as necessidades ambientais e de sustentabilidade. A busca por alternativas que agreguem valor, mas que também promovam o uso de toda a produção e de forma mais sustentável e circular, torna-se de grande interesse dos mais diversos setores, principalmente nos quais perdas residuais durante etapas de processamento são de grande magnitude.

O resíduo gerado do processamento do elastômero EPM não é descartado, não acarretando impactos no meio ambiente, porém trata-se de um resíduo com valor agregado alto devido ao custo da matéria-prima, gerando cerca de 288 toneladas por ano de resíduo a empresa, dado coletado para o ano de 2021, sendo comercializado para indústria de artefatos de borracha, mas com um valor de 68,5% abaixo do valor de mercado.

No entanto, a operação prática de processos de reciclagem ainda apresenta vários desafios, sejam de estrutura ou em relação à qualidade do material recuperado, associado, principalmente, ao comprometimento da estrutura principal da borracha, responsável pelas propriedades físico-mecânicas finais dos artefatos produzidos. A incorporação desses resíduos como carga em outras formulações de borracha tem sido uma prática bastante utilizada e estudada nas indústrias de reciclagem e centros de pesquisas. Porém, problemas associados ao tamanho de partícula, adesão, viscosidade e processabilidade ainda são os mais desafiadores na busca por uma metodologia adequada para recuperação total da borracha [2].

No caso do resíduo do elastômero de EPM (sem reticulação, e sem impurezas do processo) muito pouco tem sido investigado sobre suas características, comportamento reológico e mecânico, tendo-se, portanto, uma área ainda a ser explorada. Assim, o reaproveitamento do resíduo de EPM gerado durante o processo apresenta-se de grande relevância, pois, além de compreender melhor as propriedades de um resíduo pós processamento, alinha-se a proposta de uma economia circular e sustentável, amplia-se as possíveis áreas de aplicações, agregando-se valor ao produto.

Diversos estudos têm sido realizados para a produção de blendas poliméricas contendo elastômeros e plásticos utilizando o polietileno (PE) como matriz plástica devido a suas características de tenacidade, alta resistência ao impacto, alta flexibilidade e boa processabilidade, passível de processamento por extrusão, moldagem por sopro e moldagem por injeção [3]. Ressalta-se, a característica de reprocessabilidade e reciclabilidade dos termoplásticos, dentro os quais tem-se o PEBD reciclado, tornando este um polímero de interesse nas diversas combinações para a formação de blendas poliméricas com características e propriedades diferenciadas.

Em 2010, a partir da Política Nacional de Resíduos Sólidos (Lei nº 12.305), empresas começaram a buscar soluções de recuperação de seus resíduos, bem como um destino adequado dos resíduos sólidos, obtendo assim uma melhora de imagem e aumento de retorno de investimentos em matérias-primas. A partir de então as empresas passaram a utilizar a minimização de resíduos, caracterizada por um conjunto de ações, que promovem a minimização da geração, reuso e reciclagem dos resíduos sólidos no setor industrial, reaproveitando em seu ciclo ou em outros ciclos produtivos, ou, ainda, outro destino final ambientalmente adequado [4].

Ainda, o contexto da Produção Mais Limpa, a qual busca um aumento da eficiência, da lucratividade e da competitividade, bem como a diminuição dos resíduos, emissões e custos, sugere ações no sentido de maximizar o uso de matérias-primas, energia e redução da geração de resíduos, cujas ações podem incrementar a produtividade e trazer benefícios econômicos tanto para as empresas quanto para a sociedade [5].

Assim, o presente estudo, avaliou os resíduos de três grades de EPM, produzidos na empresa parceira, diferenciados por seus índices de fluidez (MFI), diferença de coloração e presença de pontos pretos, buscando reinserir esse material no mercado.

Para tal realizou-se a produção de três Blendas (1, 2 e 3), com diferentes percentuais de EPM (50%, 60% e 75%) de cada grade, junto com polietileno de baixa densidade pós-consumo (PEBD reciclado), nos percentuais de 50%, 40% e 25%, oriundo do descarte de sacos transparentes utilizados dentro da empresa petroquímica, buscando inserir ainda mais na economia circular e sustentável. As amostras foram caracterizadas quanto a aspectos visuais, índices de fluidez, percentuais em massa de etileno, propriedades mecânicas como dureza, resistência à tração e módulo de Young.

2. OBJETIVO

Este trabalho visou desenvolver blendas contendo o resíduo industrial de EPM, obtido após processo de extrusão e resíduo de PEBD pós-consumo, também oriundo de descarte interno; caracterizar tanto o resíduo de EPM quanto as blendas desenvolvidas, e mapear possíveis aplicações para as blendas produzidas, a fim de expandir o uso mercadológico destes sem perder valor agregado, e contribuir no propósito de uma economia sustentável e circular da empresa.

3. METODOLOGIA

As matérias-primas, *grades* de EPM fora de especificação e PEBD pós-consumo, oriundo de sacos plásticos transparentes, foram ambos obtidos na Empresa parceira do presente estudo, situada no Polo Petroquímico/Triunfo.

A coleta das amostras dos diferentes *grades* de EPM fabricados, classificados como resíduos fora de especificação (*off spec*), foi aleatória. Para tal, utilizando-se a planilha de Excel, gerou-se um conjunto de números aleatórios a partir do tamanho da população, cujo lote total de cada grade era constituído por 30 caixas. A fim de gerar uma representatividade de 50 % do lote, retirou-se aproximadamente 1 kg de amostra por caixa num total de 15 caixas.

As amostras foram submetidas a caracterização quanto ao seu Índice de Fluidez e percentual de etileno para posterior obtenção das Blendas poliméricas de EPMr/PEBDr (50/50; 60/40 e 75/25). No total foram desenvolvidas nove (9) blendas, sendo três blendas para cada *grade* de EPM resíduo.

3.1. Caracterização das Propriedades físico-químicas dos Resíduos industriais de EPM

Os resíduos amostrados foram caracterizados quanto ao seu índice de fluidez (MFI), conforme a referência [6], utilizando-se o Plastômero DSM MI-21. A espectroscopia de infravermelho_FTIR foi utilizada para determinar o percentual de etileno presente na estrutura química das amostras sob estudo, conforme referência [7], específica para elastômeros de EPM. Utilizou-se o espectrofotômetro FTIR Perkin Elmer modelo USA, e as condições de análise foram 16 varreduras (*scans*), abrangendo a região entre 4000 cm^{-1} a 500 cm^{-1} .

3.2. Formulação e mistura das Blendas desenvolvidas

As formulações propostas visaram, além de estudar o comportamento das Blendas EPMr/PEBDr, definir o maior percentual possível de resíduo fora de especificação de EPM dos três grades (A, B e C) passível de inserção, garantindo a conformação de um produto final, sem deformação e com propriedades finais de interesse mercadológico. As composições estudadas totalizaram nove blendas, sendo três Blendas de cada *grade* de EPM sob estudo, mudando-se apenas as proporções: Blenda 1 (EPMr/PEBDr 50/50), Blenda 2 (EPMr/PEBDr 60/40) e Blenda 3 (EPMr/PEBDr 75/25).

O processo de mistura das blendas poliméricas foi realizado em uma única etapa, adicionando-se todos os componentes com posterior homogeneização em um moinho de rolo aberto (calandra), de escala laboratorial, modelo C400:2M da marca Mecanoplast.

3.3. Caracterização das Propriedades Mecânicas das Blendas desenvolvidas

Para a caracterização das propriedades mecânicas foram obtidos corpos de prova (Cps) utilizando moldes de compressão específicos para cada ensaio e facas de corte também específicos para cada ensaio. Para tal utilizou-se uma prensa hidráulica de 2 platôs com aquecimento elétrico, modelo SL-13 e marca Solab. As blendas desenvolvidas (EPMr/PEBDr) foram caracterizadas quanto a sua dureza, cujo ensaio foi realizado com base na referência [8], em um durômetro de bancada Shore A da marca Pantec. Para o ensaio de tração foram obtidos três (3) corpos de prova de cada Blenda desenvolvida, conforme a referência [9], cujo ensaio foi realizado em uma máquina universal de ensaios da marca HP, modelo D200/E, a partir da qual obtiveram-se os dados de tensão de ruptura (MPa), alongamento na ruptura (%) e módulo de Young (MPa).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização das Propriedades físico-químicas dos Resíduos de EPM

A Tabela 1 apresenta os resultados obtidos para a determinação do Índice de Fluididez (MFI). Percebe-se que os valores encontrados de MFI para os EPMr, *grades* A, B e C, ficaram dentro dos padrões aceitáveis pela empresa produtora. Porém, ressalta-se que outros fatores avaliados são a cor e a presença de pontos pretos, os quais também classificam o material como especificado ou fora de especificação, e, provavelmente, sua classificação como resíduo ocorreu devido a cor e/ou presença de impurezas (pontos pretos).

Tabela 1: Comparação dos valores de MFI para o produto especificado, fornecido pela Empresa Parceira *versus* valores médios obtidos para os EPMr.

Elastômeros de EPMr	Especificação		Resíduo de EPM MFI [dg/min]
	Empresa MFI [dg/min]		
	Min.	Máx.	
<i>Grade A</i>	2,30	2,80	2,64 ± 0,60
<i>Grade B</i>	5,00	8,00	5,90 ± 0,55
<i>Grade C</i>	9,00	13,00	9,80 ± 1,96

O percentual de etileno presente na estrutura química das amostras de EPMr, foram obtidos a partir da análise por FTIR, utilizando-se a razão das absorvâncias medidas em 1156 cm^{-1} e 722 cm^{-1} , evidenciou-se, para o *grade A*, um percentual de etileno médio de $49,21 \pm 0,06\%$, para o *grade B* um valor de $49,24 \pm 0,09\%$ e para o *grade C* um valor de $49,44 \pm 0,10\%$. A partir dos resultados infere-se que as amostras de EPMr utilizadas no presente estudo classificam-se como amorfas e lineares, as quais, conforme referência [10], fluem rapidamente, adquirindo a forma do substrato ou superfície no qual foi inserido. Copolímeros com baixo teor de etileno (< 60%) apresentam fácil processamento em *Banbury* e ou Cilindro Aberto, e maior facilidade de moldagem por transferência ou injeção.

4.2. Obtenção das Blendas desenvolvidas

As blendas desenvolvidas apresentaram uma boa uniformidade de mistura durante o processamento no cilindro aberto, sem bolhas e sem pontos pretos. Observou-se, ainda, que as blendas produzidas adquiriram uma coloração branca opaca, perdendo a coloração acinzentada inicial das amostras de partida de EPMr. A Figura 1 apresenta

um comparativo da coloração acinzentada do resíduo com a nova coloração das blendas produzidas. Essa nova coloração se deve ao acréscimo do PEBD reciclado, sendo, portanto, um aspecto positivo da combinação realizada, visto que modificando a aparência do material e, de certo modo, mascarando a presença de possíveis impurezas, amplia-se a possibilidade de aceitação mercadológica do mesmo, desde que o mesmo apresente as propriedades necessárias para a aplicação desejada.

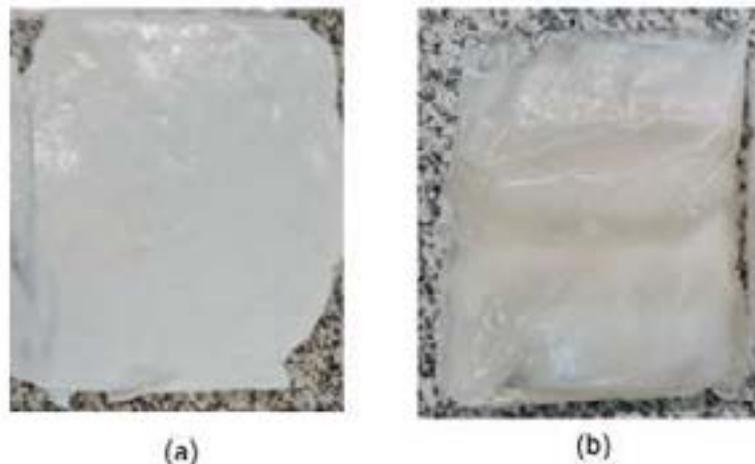


Figura 1: Comparação da coloração da Blenda desenvolvida (EPMr/PEBDr) versus Resíduo industrial de EPM. (a) Blenda desenvolvida (EPMr + PEBDr); (b) Resíduo industrial de EPM.

4.3. Caracterização das Blendas desenvolvidas

A Tabela 2 apresenta os valores médios obtidos quanto a dureza das Blendas desenvolvidas no presente estudo.

Tabela 2: Resultado médio de Dureza das blendas desenvolvidas.

Elastômeros de EPMr das Blendas	Blendas % EPMr / % PEBDr		
	Blenda 1 (50/50) Dureza [Shore A]	Blenda 2 (60/40) Dureza [Shore A]	Blenda 3 (75/25) Dureza [Shore A]
Grade A	78,00 ± 2,00	71,00 ± 2,00	55,00 ± 2,00
Grade B	82,00 ± 2,00	70,00 ± 2,00	57,00 ± 2,00
Grade C	83,00 ± 1,00	74,00 ± 1,00	54,00 ± 1,00

Observa-se que quanto maior o percentual de PEBD reciclado inserido a mistura maior foi a dureza resultante, indicando um material mais duro e menos flexível. Conforme relatado anteriormente, os EPMS utilizados no presente estudo são grades amorfos, os quais, após processamento em extrusora, apresentam uma diminuição em sua viscosidade, verificando-se uma alta maciez, comprovada pelo ensaio do Índice de Fluidez (MFI) realizado nas amostras dos grade de EPMr (A, B e C) na sua forma pura, Tabela 1, item 4.1.

A Tabela 3 demonstra os resultados obtidos no ensaio de Tração para as diferentes Blendas EPMr/PEBDr desenvolvidas.

Tabela 3: Resultados das Tensões de Ruptura, Alongamento na Ruptura e Módulo de Young das Blendas EPMr/PEBDr produzidas.

Propriedade	Blendas % EPMr / % PEBDr		
	Blenda 1 (50/50)	Blenda 2 (60/40)	Blenda 3 (75/25)
	Grade A	Grade A	Grade A
Tensão de Ruptura [MPa]	2,51 ± 0,36	1,35 ± 0,27	0,82 ± 0,12
Alongamento Ruptura [%]	68,37 ± 31,34	22,40 ± 12,72	20,67 ± 4,08
Módulo de Young [MPa]	0,45 ± 0,01	0,29 ± 0,02	0,13 ± 0,01

Propriedade	Blendas % EPMr / % PEBDr		
	Blenda 1 (50/50)	Blenda 2 (60/40)	Blenda 3 (75/25)
	Grade B	Grade B	Grade B
Tensão de Ruptura [MPa]	3,40 ± 0,25	1,54 ± 0,28	0,72 ± 0,04
Alongamento Ruptura [%]	184,24 ± 31,52	20,61 ± 9,13	27,79 ± 2,16
Módulo de Young [MPa]	0,47 ± 0,02	0,30 ± 0,04	0,11 ± 0,01

Propriedade	Blendas % EPMr / % PEBDr		
	Blenda 1 (50/50)	Blenda 2 (60/40)	Blenda 3 (75/25)
	Grade C	Grade C	Grade C
Tensão de Ruptura [MPa]	4,26 ± 0,15	1,50 ± 0,19	0,78 ± 0,08
Alongamento Ruptura [%]	183,24 ± 25,86	21,45 ± 12,01	23,44 ± 2,49
Módulo de Young [MPa]	0,46 ± 0,05	0,27 ± 0,02	0,14 ± 0,02

A partir dos resultados apresentados na Tabela 3 observam-se valores entre 0,72 e 4,26 MPa na tensão de ruptura. Ressalta-se que o componente elastomérico EPM não foi submetido ao processo de reticulação, no qual promove-se ligações intercadeias e, conseqüentemente, variações nas propriedades mecânicas finais dos materiais. Os baixos valores evidenciados, sendo a Blenda 3 (75/25) o menor valor entre todas, confirma a predominância das características elastoméricas da matriz de EPMr sobre a tensão de ruptura das referidas Blendas sob estudo. Ainda, a Blenda 1 apresentou uma variação considerável desta para as demais, cujos valores foram provavelmente influenciados pela maior presença do PEBD reciclado na mistura. Quanto aos valores do Módulo de Young, estes foram baixos confirmando a predominância das características da matriz elastomérica (EPMr) presente, resultando em um material flexível e de baixíssima rigidez. Ainda, a partir dos resultados evidenciados, as Blendas EPMr/PEBDr foram classificadas como elastômeros termoplásticos olefínicos (TPO), os quais, em condições ambientes, apresentam comportamento elastomérico, mas com natureza termoplástica.

No presente estudo, as Blendas EPMr/PEBDr (1, 2 e 3) foram comparadas com espumas de EVA, utilizadas para órteses plantares de longa vida a qual apresenta boas características físico-mecânicas. Valores de dureza e tração de EVA usado para tal aplicação estão na faixa de 27 a 44 Shore A; 0,006 a 141 MPa de tensão de ruptura e 0,018 a 1460 MPa para o módulo de Young. Percebe-se que as propriedades de tensão de ruptura e módulo de Young da Blenda 1 (50/50), da Blenda 2 (60/40) e da Blenda 3 (75/25), estão dentro destas faixas, com valores de dureza um pouco elevados. Porém, conforme a referência [11] comenta em seu artigo, que essa propriedade mais elevada aumenta a longevidade de utilização das peças ortopédicas. Assim, infere-se que todas as blendas produzidas são viáveis para produção e confecção de órteses plantares

5. CONCLUSÃO

O estudo visou caracterizar os resíduos gerados durante o processamento de três *grades* de elastômero EPM (A, B, C) em uma extrusora, fabricados por uma empresa petroquímica. Esses resíduos industriais, comercializados a um preço 68,5% inferior ao valor de mercado, representaram 3,92% do total de resíduos da produção de 2021. As

amostras de resíduo de EPM foram visualmente identificadas como fora de especificação devido à coloração acinzentada e pontos pretos.

As análises mostraram diferenças no índice de fluidez (MFI) entre as amostras, indicando variabilidade na massa molecular e viscosidade inicial, o que afetou a dureza e a tração das Blendas produzidas. Entre as Blendas EPMr/PEBDr (1, 2 e 3), a Blenda 3 teve resultados inferiores em dureza e tração comparada às Blendas 1 e 2. No entanto, todas as Blendas podem ser classificadas como elastômeros termoplásticos olefínicos (TPO), o que é promissor para aplicações futuras. O estudo sugere que os resíduos EPM fora de especificação têm potencial para serem utilizados na formulação de novas Blendas de TPO, oferecendo uma oportunidade econômica e ambiental significativa. Tendo a possibilidade desses materiais serem aplicados na fabricação de para-choques, isolamentos, solas e saltos de sapatos, palmilhas e vedantes, entre outros produtos. Estudos complementares quanto ao comportamento térmico das blendas desenvolvidas serão realizados na continuidade deste trabalho.

De forma geral, o reaproveitamento dos resíduos industriais de EPM, juntamente com PEBD pós-consumo, não só oferece uma solução para o armazenamento de resíduos, mas também contribui para uma economia circular e sustentável, alinhando-se às políticas públicas voltadas para a reciclagem e redução de impactos ambientais.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao Laboratório da Universidade do Vale do Rio dos Sinos e a empresa Arlanxeo Brasil S/A pelo fornecimento dos resíduos industriais de EPM, como o PEBD pós-consumo.

REFERÊNCIAS

- [1] CARRUCIO, D. W. Estudo do Ultra Som como Método de Extração para Análise da Concentração de Óleo em Amostras em EPDM. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Química) – Universidade Luterana do Brasil. Canoas, 48p., 2015.
- [2] CARMO, D. M. Recuperação de Borracha EPDM Vulcanizada: Estudo da Compatibilização e do Processamento. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 128p., 2008.
- [3] FEITOSA, M. A. F. Compatibilização de Blenda Polimérica de Poliamida 6,6 / Polietileno de Baixa Densidade Utilizando Radiação Ionizante de Feixe de Elétrons. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo. São Paulo, 49p., 2008.
- [4] BRASIL. Lei nº 12.305, de 2 de agosto de 2010. Institui a Política Nacional de Resíduos Sólidos (PNRS).
- [5] GIANNETTI, B.F.; ALMEIDA, C.M.B.V. Ecologia Industrial: Conceitos, ferramentas e aplicações. São Paulo, Editora Edgard Blücher, 128p., 2006.
- [6] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM - “D1238: Standard Test Method for Melt Flow Rates of Thermoplastics by Extrusion Plastometer”. EUA, 2020.
- [7] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM - “D3900: Standard Test Methods for Rubber—Determination of Ethylene Units in Ethylene-Propylene Copolymers (EPM) and in Ethylene-Propylene-Diene Terpolymers (EPDM) by Infrared Spectrometry”. EUA 2021.
- [8] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM - “D2240: Standard Test Method for Rubber Property—Durometer Hardness”. EUA, 2021.
- [9] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). ASTM - “D412: Standard Test Method for Vulcanized Rubber and Thermoplastic Elastomers—Tension”. EUA, 2021.
- [10] MORTON, M. Rubber Technology. 2nd Edition, Van Nostrand Reinhold, New York, 1989.
- [11] OLIVEIRA, A. P. Avaliação e seleção de materiais para ortóteses plantares. Tese (Mestrado) – Universidade do Minho. Braga, 112p., 2013.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

STUDY OF GRAPHENE PRODUCTION BY LIQUID-PHASE EXFOLIATION USING SURFACTANTS AND PRESSURIZED CO₂ TREATMENT

Thuany Maraschin ⁽¹⁾
Marina de Vargas ⁽²⁾
Rodrigo Branco ⁽³⁾
Bruna Sgarioni ⁽⁴⁾
Eduardo Cassel ⁽⁵⁾

ABSTRACT

The liquid-phase exfoliation (LPE) technique of graphite holds great potential for large-scale production of few-layer and low-defect graphene. Graphene, a two-dimensional carbon atom structure, exhibits exceptional properties such as lightweight, strength, and high conductivity, enhancing other materials in composites. This study investigates the production of graphene sheets using LPE by varying surfactants and applying sonication followed by pressurized CO₂ treatment. Two water/ethanol ratios (80:20 and 50:50) and different contact times with graphite (1 and 60 min) at 40 °C were explored to assess process efficiency. The most stable samples were treated at 40 °C with varying pressures (80, 115, and 150 bar) and times (15, 30, and 45 min). Characterization included UV-Vis, SEM-FEG, and XRD. Samples with sodium dodecil sulphate and lower ethanol content exhibited larger stability and graphite quality. The use of CO₂ as an alternative to toxic solvents like 1-Methyl-2-Pyrrolidone and dimethylformamide is highlighted as economically viable and environmentally friendly. Combining CO₂ with water/ethanol [80:20] and surfactant enhances yield and reduces graphite layer stacking.

Key words — liquid-phase exfoliation, few-layer graphene, supercritical fluid, surfactants.

⁽¹⁾ Dra., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil, Thuany.maraschin@edu.pucrs.br

⁽²⁾ Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽³⁾ Msc. Ing., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Ing., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

ESTUDO DA OBTENÇÃO DE GRAFENO POR ESFOLIAÇÃO EM FASE LÍQUIDA UTILIZANDO SURFACTANTES E TRATAMENTO COM CO₂ PRESSURIZADO

Thuany Maraschin ⁽¹⁾
Marina de Vargas ⁽²⁾
Rodrigo Branco ⁽³⁾
Bruna Sgarioni ⁽⁴⁾
Eduardo Cassel ⁽⁵⁾

RESUMO

A técnica de esfoliação em fase líquida (EFL) do grafite apresenta um grande potencial para a produção de grafeno de poucas camadas e com poucos defeitos. O grafeno, uma estrutura bidimensional de átomos de carbono, exhibe propriedades excepcionais, como leveza, resistência e alta condutividade, melhorando as propriedades de outros materiais em compósitos. Este estudo investiga a obtenção de lâminas de grafeno por EFL, variando surfactantes e utilizando sonicação seguida de tratamento com CO₂ pressurizado. Foram exploradas duas proporções de água/etanol (80:20 e 50:50) e diferentes tempos de contato com o grafite (1 e 60 min) a 40 °C para avaliar a eficiência do processo de esfoliação. As amostras mais estáveis foram submetidas a tratamento a 40 °C com variação de pressão (80, 115 e 150 bar) e tempo (15, 30 e 45 min). A caracterização incluiu UV-Vis, MEV-FEG e DRX. Amostras com dodecilsulfato de sódio e menor teor de etanol mostraram maior estabilidade e qualidade gráfica. O uso de CO₂ como alternativa a solventes tóxicos como N-metilpirrolidona e dimetilformamida se mostrou economicamente viável e ecologicamente sustentável. A combinação de CO₂ com água/etanol [80:20] e surfactante aumenta o rendimento e reduz o empilhamento das camadas de grafite.

Palavras-chave — esfoliação; grafeno; fluido supercrítico; surfactantes.

1. INTRODUÇÃO

O grafeno foi isolado em 2004, marcando o início de um campo de pesquisa inovador em materiais bidimensionais [1]. Este nanomaterial destaca-se por sua alta condutividade, leveza, e extrema dureza e resistência, sendo mais duro que o diamante e mais forte que o aço [2], [3]. Devido a essas propriedades excepcionais, o grafeno apresenta potenciais aplicações em diversas áreas, incluindo nanoeletrônica, materiais compostos avançados, supercapacitores, células solares, baterias, *displays* flexíveis, dessalinização de água, adsorventes e sensores [4]. A esfoliação direta do grafite em fase líquida (EFL) tem emergido como uma abordagem promissora para a produção de grafeno devido ao potencial escalonamento industrial [1], [5]. Este método envolve a dispersão do grafite em um líquido, resultando em dispersões de grafeno com poucas camadas (<10). Diversas técnicas são empregadas para

promover EFL em sistemas aquosos e os surfactantes desempenham um papel crucial para esfoliação [6]. Entre os surfactantes utilizados, o dodecil sulfato de sódio (SDS) destaca-se como um agente comercial eficaz que melhora a estabilidade e a dispersão das lâminas de grafeno em solução aquosa, facilitando a produção de grafeno de alta qualidade [7]. Além do SDS, o cardanol, um fenol natural derivado do líquido da casca do caju, é um surfactante sustentável e biodegradável, obtido a partir de uma matéria-prima renovável e de baixo custo. O cardanol oferece boa processabilidade e alta solubilidade em solventes orgânicos, além de ser utilizado em uma variedade de aplicações, como plastificante e revestimentos bactericidas [8]. Adicionalmente, a utilização de fluidos pressurizados tem sido explorada como uma alternativa eficiente para produção de grafeno, pois podem intercalar as camadas de grafite e esfoliá-las em folhas de grafeno, oferecendo uma solução de baixo custo e evitando a necessidade de uma etapa de lavagem [9], [10]. O dióxido de carbono (CO₂) é uma escolha atraente devido ao seu baixo custo e impacto ambiental reduzido, com baixa temperatura crítica e pequena dimensão molecular, o que facilita o processo de esfoliação em condições supercríticas [11], [12]. Experimentos demonstraram que a combinação de CO₂ supercrítico com solventes pode aumentar significativamente o rendimento e a qualidade do grafeno produzido. Portanto, compreender e otimizar esses fatores é fundamental para avançar na produção de grafeno de forma econômica e sustentável.

2. METODOLOGIA

O procedimento experimental para a esfoliação em fase líquida do grafite foi adaptado a partir do método descrito por Yeon et al. [13]. O grafite utilizado neste estudo foi o Grafine 99200 (menor tamanho de grão: 75 µm), fornecido pela Nacional do Grafite.

A pré-esfoliação foi realizada em um sistema água/etanol, utilizando os surfactantes cardanol e dodecilsulfato de sódio (SDS). O cardanol é um fenol natural obtido do líquido da casca do caju, enquanto o SDS é um surfactante comercial amplamente utilizado na EFL. A concentração do cardanol foi ajustada para 0,00476 g/L, com base em estudos anteriores [14]. A concentração de SDS foi estabelecida em 0,04498 g/L. A rota experimental experimentação incluiu a variação das proporções de água/etanol (80:20 e 50:50) e o tempo de contato com o grafite (1 e 60 min). Foram adicionados 0,5 g de grafite em flocos ao reator, mantendo a temperatura constante a 40 °C. Após o tempo de contato, as dispersões foram submetidas a ultrassom usando um equipamento QR500 (Eco-Sonics) com potência máxima de 500 W, durante 20 min, com ciclos de 5 min de atividade seguidos por 2 min de pausa.

Após a sonicação, as amostras foram centrifugadas a 2000 rpm por 6 min para separar o sobrenadante, que foi analisado posteriormente. As amostras foram classificadas conforme o tipo de surfactante, tempo de reação e concentração de etanol (Tabela 1).

Para determinar a estabilidade das amostras e suas concentrações, foi gerado um gráfico de calibração utilizando espectroscopia UV-Vis (HP Hewlett Packard 8453) a $\lambda = 660$ nm. A lei de Lambert-Beer foi aplicada para calcular a concentração de grafite pré-esfoliado, com um coeficiente de absorção (σ) de 0,538 mL mg⁻¹ m⁻¹. O comportamento das suspensões foi monitorado imediatamente após a centrifugação (t₀) e após 24 h (t₂₄).

Tabela 1: Descrição das amostras obtidas na etapa de pré-esfoliação, relacionando tipo de surfactante, tempo de reação e concentração de etanol.

Amostra	Tipo de surfactante	Tempo de contato (min)	Concentração de etanol (%v/v)
B1_20%	-	1	20
B1_50%	-	1	50
B60_20%	-	60	20
B60_50%	-	60	50
C1_20%	Cardanol	1	20
C1_50%	Cardanol	1	50
C60_20%	Cardanol	60	20
C60_50%	Cardanol	60	50
S1_20%	SDS	1	20
S1_50%	SDS	1	50
S60_20%	SDS	60	20
S60_50%	SDS	60	50

A esfoliação em condição supercrítica foi executada para as amostras S1_20%, S60_20% e C1_20%. Foi realizado um planejamento experimental fatorial com 2 fatores sem repetição no ponto central, utilizando o Minitab 19, para organizar e aleatorizar os experimentos. Os parâmetros analisados foram a pressão (80; 115; 150 bar) e o tempo de contato (15; 30; 45 min), mantendo a temperatura constante de 40 °C.

O equipamento para esfoliação em célula supercrítica consiste em uma bomba de CO₂ de alta pressão (ISCO 260-D), uma célula de impregnação de aço inox (Waters) com visor, uma resistência (Resistec) que controla a temperatura do banho envolta da célula, uma placa de agitação magnética (Fisatom) e um transdutor de pressão (Smar). Após a etapa de esfoliação, as suspensões resultantes foram recolhidas com auxílio de uma seringa e armazenadas para caracterização.

A morfologia das amostras foi analisada por Microscopia Eletrônica de Varredura com Emissão de Campo (MEV-FEG), utilizando um microscópio Inspect F50 da marca FEI, operando a 20 kV. As amostras foram preparadas pela deposição de 5 µL da dispersão em um substrato de silício e metalizadas com ouro.

A cristalinidade das amostras foi investigada por Difração de Raios X (DRX), usando um difratômetro D8 advance (Bruker). As amostras foram depositadas em substratos de vidro, secas em estufa a 100 °C por 10 min e analisadas na faixa de 15 a 60 graus, utilizando radiação Cu K α ($\lambda=0,1540$ nm) com monocromador de níquel e fenda de 0,6 mm.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A esfoliação de grafite foi realizada em duas etapas: a primeira utilizando ultrassom em solução aquosa de água/etanol com diferentes surfactantes (cardanol e o SDS) e concentrações de etanol (20% e 50% v/v), e a segunda utilizando CO₂ supercrítico.

As amostras resultantes de grafite pré-esfoliado em sistemas água/etanol foram analisadas. A concentração e estabilidade das suspensões foram avaliadas por espectroscopia UV-vis conforme Tabela 2.

Tabela 2: Absorbâncias e concentrações das amostras obtidas nos tempos 0 e 24 h.

Amostra	T 0 h		T 24 h	
	Absorbância	Concentração (mg.mL ⁻¹)	Absorbância	Concentração (mg.mL ⁻¹)
B1_20%	0,20	0,36	0,11	0,20
B1_50%	0,28	0,51	0,14	0,27
B60_20%	0,71	1,32	0,49	0,92
B60_50%	0,25	0,47	0,19	0,35
C1_20%	0,23	0,43	0,15	0,27
C1_50%	0,24	0,45	0,09	0,17
C60_20%	0,38	0,71	0,30	0,56
C60_50%	0,33	0,61	0,12	0,22
S1_20%	3,07	5,70	2,02	3,76
S1_50%	1,75	3,25	1,07	1,98
S60_20%	2,32	4,32	1,95	3,63
S60_50%	2,79	5,18	1,48	2,75

Os resultados de concentração e estabilidade após tratamento de ultrassom (t0) e após 24 h (t24) do processo de esfoliação mostram que a concentração de grafite esfoliado disperso ficou mais estável nas concentrações de 20% (v/v). Além disso, com o SDS foi possível obter concentrações maiores e mais estáveis em comparação ao cardanol. As amostras foram caracterizadas MEV-FEG, a Figura 1 exibe o MEV-FEG da amostra "branco", onde nenhum surfactante foi adicionado para fins comparativos e das amostras esfoliadas.

Com base na análise das imagens de MEV-FEG das amostras esfoliadas com diferentes concentrações de etanol e com ou sem adição de surfactantes (cardanol e SDS), observou-se uma distinção entre as amostras designadas como "branco". As amostras tratadas com surfactante, tanto cardanol quanto SDS, exibiram uma dispersão mais uniforme e uma maior evidência de grafite esfoliado em comparação com as amostras sem surfactante. Além disso, entre as amostras tratadas, aquelas com 20% de etanol apresentaram os maiores indícios de grafite esfoliado. Isso sugere que os surfactantes desempenham um papel fundamental na promoção da esfoliação do grafite, resultando em uma dispersão mais eficiente das folhas de grafeno na matriz.

A observação de uma maior evidência de grafite esfoliado nas amostras com 20% de etanol sugere que essa concentração otimiza as interações entre o grafite, o surfactante e o solvente, facilitando assim o processo de esfoliação. Esses resultados são consistentes com os trabalhos desenvolvidos pelo grupo [14], que vêm destacando a importância dos surfactantes na melhoria da dispersão e estabilidade das nanopartículas em suspensão.

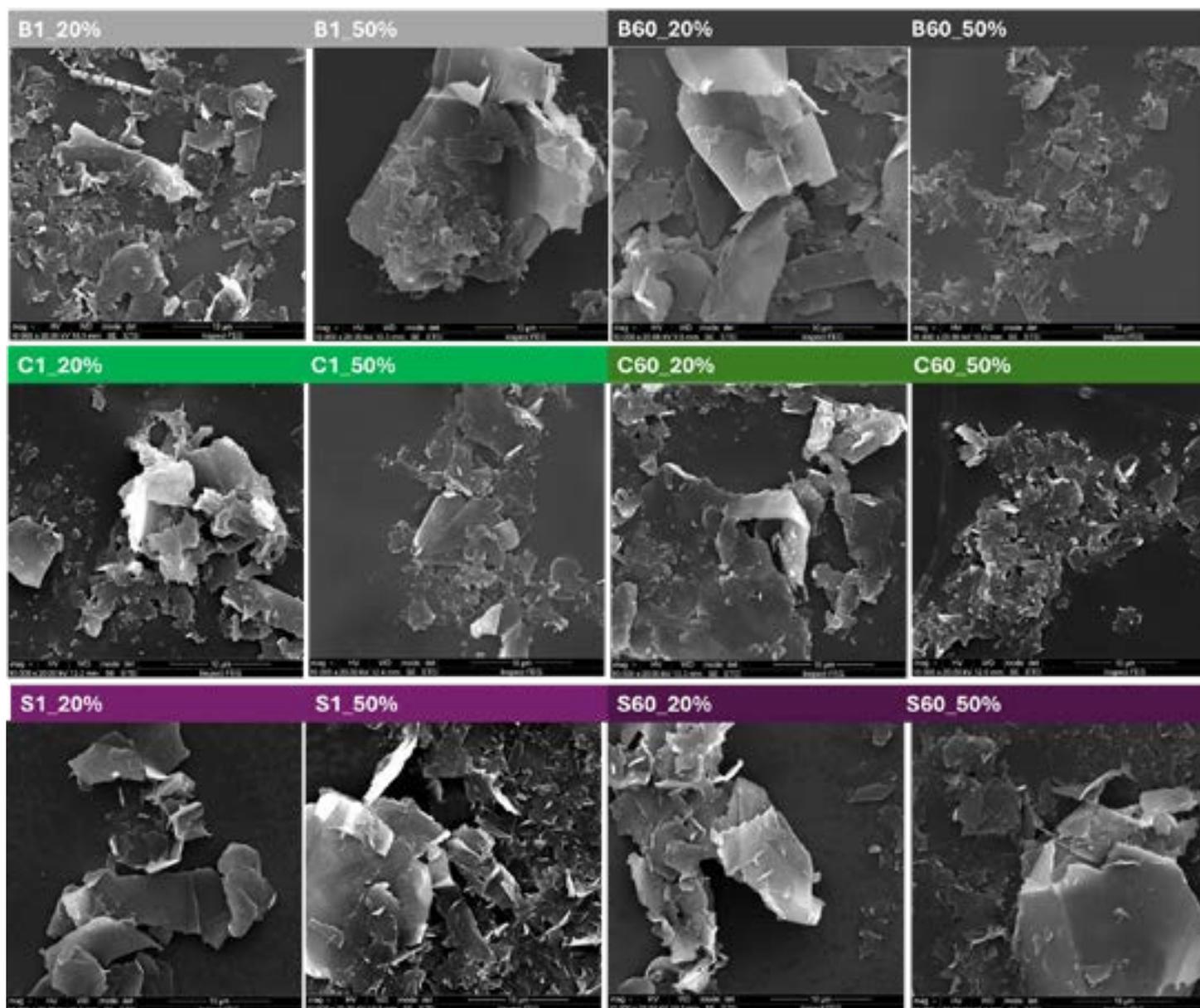


Figura 1: MEV-FEG das amostras branco e das amostras esfoliadas com adição de surfactante, variando tempo de contato e percentual de etanol.

A partir da literatura obtivemos a informação de que flocos de grafite apresentam um pico de alta intensidade em 2θ igual a 26° , que está relacionado ao plano de grafite (002). Também é observado um pico de baixa intensidade em torno de 55° , correspondente ao plano (004) [15]. As amostras que passaram pelo processo de pré-esfoliação do grafite apresentaram os mesmos picos que os flocos de grafite (Figura 2), indicando que a estrutura do plano basal do grafite não foi destruída. No entanto, a intensidade dos picos foi reduzida, indicando a ocorrência de delaminação do grafite [16]. Além disso, ao comparar as amostras com menor concentração de etanol (S1-20% e S60-20%), pode-se observar uma melhor definição do pico em torno de 2θ igual a 26° , sugerindo que a concentração de 20% de etanol é mais adequada para compor o sistema de esfoliação.

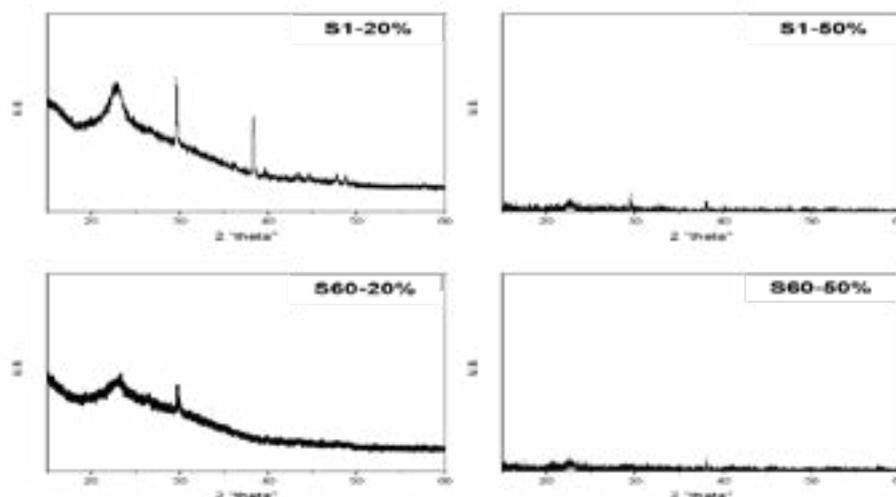


Figura 2: Difratogramas dos grafites pré-esfoliados em água/etanol/SDS.

A amostra submetida ao tratamento em CO₂ a 150 bar por 30 min (S1_20%-1530), foi selecionada para uma análise preliminar por MEV-FEG. Essa amostra foi escolhida por representar uma das mais estáveis, preparadas com as concentrações ideais de surfactante e tempo de agitação, conforme estabelecido com base em estudos de Maraschin [14]. Os resultados obtidos (Figura 3) sugerem eficácia do processo de esfoliação. A presença do CO₂ facilita a difusão do surfactante e do co-surfactante entre as lâminas de grafeno enquanto a despressurização do sistema pode motivar maior separação das lâminas de grafeno. Esses resultados são encorajadores e indicam o potencial da abordagem adotada para a produção de grafeno esfoliado com alta qualidade. No entanto, é importante prosseguir com as análises de caracterização para uma avaliação mais abrangente do desempenho das amostras tratadas com fluido CO₂ e completar todas as esfoliações previstas no planejamento experimental.

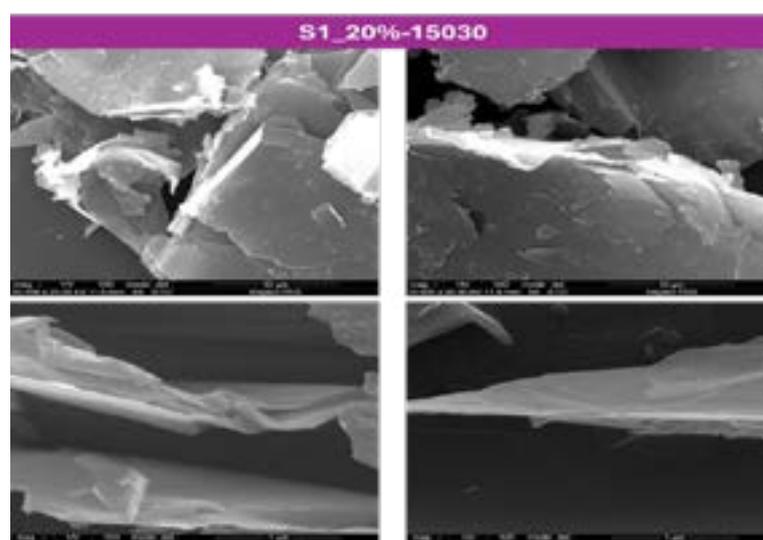


Figura 3: MEV-FEG da amostra após fluido pressurizado.

4. CONCLUSÕES

Este estudo avaliou a eficácia de surfactantes e o uso de CO₂ supercrítico na exfoliação do grafite para produzir grafeno. O SDS mostrou desempenho superior em comparação ao cardanol, resultando em maior concentração e estabilidade das suspensões. O tratamento com CO₂ supercrítico a 150 bar por 30 min também foi eficaz, sugerindo um método promissor para obter grafeno de alta qualidade. As análises de MEV-FEG e espectroscopia UV-vis confirmaram a eficiência dos métodos e a qualidade do grafeno obtido. Os resultados indicam que otimizar a combinação de surfactantes e condições de CO₂ pode melhorar a produção de grafeno. Futuras pesquisas devem focar na avaliação detalhada das propriedades do grafeno e na escalabilidade do processo para aplicações industriais.

AGRADECIMENTOS

A CAPES (código de financiamento 01), ao CNPq, a PUCRS, a Nacional de Grafite pela doação do grafite utilizado e a Resibrás pela doação do Cardanol.

REFERÊNCIAS

- [1] MORTON, J.A. et al. *An eco-friendly solution for liquid phase exfoliation of graphite under optimised ultrasonication conditions*. Carbon 2023, 204, 434–446.
- [2] MADIMA, N. et al. *Carbon-based nanomaterials for remediation of organic and inorganic pollutants from wastewater. A review*. Environ. Chem. Lett., 2020, 18, 1169–1191.
- [3] RAZAQ, A. et al. *Review on Graphene-, Graphene Oxide-, Reduced Graphene Oxide-Based Flexible Composites: From Fabrication to Applications*. Materials, 2022, 15, 1012.
- [4] PINGALE, A.D. et al. *Facile synthesis of graphene by ultrasonic-assisted electrochemical exfoliation of graphite*. Mater. Today. Proc., 2020.
- [5] LI, Z. et al. *Mechanisms of Liquid-Phase Exfoliation for the Production of Graphene*. ACS Nano, 2020, 14, 10976–10985.
- [6] GÜLER, Ö. et al. *The production of graphene by direct liquid phase exfoliation of graphite at moderate sonication power by using low boiling liquid media: The effect of liquid media on yield and optimization*. Ceram. Int., 2021, 47, 521–533.
- [7] TREJO-MACHIN, A., PUCHOT, L., VERGE, P. *A cardanol-based polybenzoxazine vitrimer: Recycling, reshaping and reversible adhesion*. Polym. Chem., 2020, 11, 026–7034.
- [8] BALACHANDRAN, V.S. et al. *Recent advances in cardanol chemistry in a nutshell: from a nut to nanomaterials*. Chem. Soc. Rev. 2013, 42, 427–438.
- [9] AMIRI, A. et al. *A review on liquid-phase exfoliation for scalable production of pure graphene, wrinkled, crumpled and functionalized graphene and challenges*. FlatChem, 2018, 8, 40–71.
- [10] IBARRA, R. M. et al. *Graphene exfoliation with supercritical fluids*. Carbon Lett., 2020.
- [11] ADEL, M. ABDEL-KARIM, R., ABDELMONEIM, A. *Studying the conversion of graphite into nanographene sheets using supercritical phase exfoliation method*. Fullerenes, Nanotub. Carbon Nanostructures, 2020, 28, 589–602.
- [12] WANG, Q. B. et al. *Insightful Understanding of Shear-Assisted Supercritical CO₂ Exfoliation for Fabricating Graphene Nanosheets through the Combination of Kinetics and Process Parameters*. Ind. Eng. Chem. Res. 2020, 59, 10967–10975.
- [13] YEON, C. et al. *High-yield graphene exfoliation using sodium dodecyl sulfate accompanied by alcohols as surface-tension-reducing agents in aqueous solution*. Carbon, 2015, 83, 136–143.
- [14] MARASCHIN, T. G. et al. *Few-layer graphene production through graphite exfoliation in pressurized CO₂ assisted by natural surfactant*. FlatChem, 2024, 45, 100656.
- [15] KAULING, A. P. et al. *The Worldwide Graphene Flake Production*. Adv. Mater., 2018, 30, 1803784.
- [16] HASHIMOTO, H. et al. *Bipolar anodic electrochemical exfoliation of graphite powders*. Electrochem. commun., 2019, 104, 106475.



43° SENAFOR

26ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
26th International Forging Conference

25ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 12ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 9º Congresso do BrDDRG

25th National Sheet Metal Forming Conference / 12th International Sheet Metal Forming
Conference / 9th BrDDRG Congress

12ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 4, 5 e 6 de outubro de 2023 / October 4-6, 2023

MANUFATURA ADITIVA NO PROCESSO DE FORJAMENTO: CONFECÇÃO DE PRÉ-FORMA ATRAVÉS DA DEPOSIÇÃO DE MATERIAIS POR FUSÃO LOCALIZADA UTILIZANDO ARAME DE BAIXO CARBONO.

Henrique Cechinel Casagrande ⁽¹⁾

Márcio Souza ⁽²⁾

Emílio Zappellini ⁽³⁾

Anderson Daleffe ⁽⁴⁾

Carlos Antônio Ferreira ⁽⁵⁾

Alexandre Milanez ⁽⁶⁾

Gilson de March ⁽⁷⁾

Luiz Carlos de Cesaro Cavaler

⁽⁸⁾

RESUMO

Comumente chamada de manufatura aditiva (MA), a impressão 3D ganha espaço no mercado na fabricação de peças e componentes. Este processo, caracteriza-se por produzir peças com deposição camada por camada, do mesmo modo que a fabricação de projetos complexos e prototipagem rápida de materiais. Destaca-se o uso da MA em fusão localizada com arco de arame (wire and arc additive manufacturing-WAAM) que comparado a outros processos de fusão, deposita uma quantidade maior de material, no entanto, perde no quesito precisão superficial, que normalmente, logo após a deposição do metal é necessário utilizar o processo de usinagem para acabamento final. Contudo, é de suma importância compreender os efeitos metalúrgicos dos metais impressos. Assim, a microestrutura de um aço carbono impresso por MA possui características de tamanho de grão grosseiro, tensões residuais e porosidades. Para equalizar esses defeitos, será estudado neste artigo a fabricação de um olhal por MA, e na sequência será utilizado o processo de forjamento a quente buscando o refino no tamanho de grãos da estrutura, alívio de tensões e eliminar as falhas porosas. Vale ressaltar que com o processo de fabricação aditiva, a peça fica em estado de pré-forma, economizando assim matéria-prima bem como quantidade de ferramentas para forjamento. Dito isto, será avaliado a microestrutura do material

⁽¹⁾ Mestrando; UniSATC. E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com

⁽²⁾ Mestrando; UniSATC. E-mail: souzamarcioafonsode@gmail.com

⁽³⁾ Mestrando; UniSATC. E-mail: emiliozap@gmail.com

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Eng; UniSATC. E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br

⁽⁵⁾ Doutorando, UFRGS, E-mail: carlos.ferreira@satc.edu.br

⁽⁶⁾ Prof. Dr. Eng; UniSATC. E-mail: alexandre.milanez@satc.edu.br

⁽⁷⁾ Mestrando; UniSATC. E-mail: Gilson.march@satc.edu.br

⁽⁸⁾ Prof. Dr. Eng; UniSATC. E-mail: luiz.cavaler@satc.edu.br

tal qual microdureza antes e após o processo de forjamento a quente. A avaliação microestrutural para a amostra impressa apresentou tamanho de grãos maiores em relação ao processo híbrido (MA + FORJA), sendo assim, a microdureza do processo híbrido apresentou valores maiores em relação ao processo de MA, 207 HV e 161 HV, respectivamente. O que já era esperado devido ao refino de grãos após o forjamento a quente. Contudo, foi evidenciado uma inclusão no processo híbrido, o que pode ser uma porosidade resultante do processo de soldagem.

Palavras-chave — Manufatura aditiva, baixo carbono, Soldagem e Forjamento.

1. INTRODUÇÃO

Em 1981, no Instituto de Pesquisa de Nagoya, no Japão, se deu origem ao termo manufatura aditiva, ou impressão 3D. O pesquisador Hideo Kodama, inspirado pela tecnologia de polímero fotoendurecido, teve a ideia de fazer uma impressão tridimensional. Apesar disso, o feito foi realizado 12 anos depois quando o MIT (Massachusetts Institute of Technology) desenvolveu o processo de leito em pó utilizando os cabeçotes de uma impressora a jato de tinta. Dito isto, outros termos foram introduzidos para descrever esta técnica, tais como: manufatura aditiva, prototipagem rápida, fabricação de forma livre, impressão 3D e outros [1] [3].

O processo de MA utilizando arco elétrico é conhecido por produzir componentes metálicos em grande escala e com altas taxas de deposição. Contudo, ao ser necessário elevar a temperatura até o ponto de fusão do aço, uma quantidade maior de energia é utilizada. Com isso, deformações, tensões residuais, porosidade e rachaduras podem estar presentes na estrutura do material impresso [2] [4].

Salienta-se a técnica de MA com deposição a arco elétrico (Wire Arc Additive Manufacturing – WAAM), por possuir altas taxas de deposição e apresentar menores custos comparados a outros processos de MA. Acredita-se que esta técnica se tornará uma nova liderança na indústria de manufatura aditiva [11].

Não obstante, Hopper *et al*, relatam que a impressão 3D possui grande potencial para fabricação de produtos de alta qualidade utilizados em situações críticas, como na engenharia espacial e biomédica. No entanto, a aceitação da MA nestes campos começou a sofrer retenção devido a falta de confiança na consistência das propriedades mecânicas devido a ocorrência de porosidade, grãos heterogêneos e grandes [5].

Logo, materiais de alta resistência mecânica vem sendo estudados com a aplicação desta técnica nos setores que exigem propriedades livres de defeitos. Assim, as áreas aeroespacial, indústria bélica, mineração e até em submarinos de alto mar podem se beneficiar da fabricação aditiva. Por isso, formas de minimizar os defeitos deixados após a impressão são estudados [10].

Dessa forma, há estudos iniciados com aplicação de fusão localizada a laser com pó metálico em aço inoxidável 316L com posterior forjamento a quente, o objetivo é eliminar ao máximo as dificuldades encontradas ao utilizar a técnica de MA para fabricação das peças. Concomitantemente os resultados foram promissores, com a junção do processo híbrido entre MA e forjamento a quente foi possível obter uma estrutura com redução na porosidade, e na criação de uma estrutura mais robusta, resultando em propriedades mecânicas melhores [5].

Para este estudo será utilizado a técnica de fabricação aditiva por arco de arame. Todavia, ao utilizar o arame de adição ER70S-6 em estudos anteriores, as amostras apresentaram porosidade entre a união das camadas. No entanto, este arame é conhecido por possuir um baixo teor de carbono que dessa forma, após avaliação de microdureza apresentou uma média de 155 HV, o que condiz com um material com baixo teor de carbono [6].

Assim sendo, para este estudo será produzido peças em forma de olhal utilizando-se o arame de soldadura ER70S-6 com a técnica de MA para fabricação de uma pré-forma, na sequência será realizado o processo de forjamento a quente como forma final a peça, buscando melhorar as propriedades metalúrgicas e mecânicas do material.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste estudo avalia-se um inovador processo de fabricação denominado de manufatura aditiva

juntamente com o processo de fabricação milenar, mas muito utilizado na indústria como o forjamento a quente. Neste capítulo será relatado um breve referencial teórico embasando o leitor nestas duas tecnologias usadas neste trabalho.

2.1. Manufatura Aditiva GMAW

Dentro do processo de WAAM é possível ter diferentes aplicações de fusão localizada. Por ser uma combinação entre material de soldagem a arco e matéria-prima, esta técnica vem sendo utilizada no processo de soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW), na soldagem a arco por plasma (PAW), ou com o processo de soldagem a arco de metal a gás (GMAW), este último utilizado neste estudo [7].

Todavia, uma poça de metal fundido é sustentada com a formação de um arco elétrico entre um fio consumível e um metal de base. O consumível é alimentado na poça de fusão e protegido por uma proteção gasosa, adicionando movimentos tridimensionais na tocha um caminho é percorrido e uma geometria é impressa camada por camada [2].

A Figura 1 detalha o processo de impressão 3D GMAW, onde a deposição é realizada através de um equipamento automático, onde este consumível possui proteção gasosa, podendo ser com gás ativo ou inerte. A figura ainda destaca a direção horizontal de deposição e a direção de construção, ambas programadas conforme necessidade geométrica. Vale ressaltar o uso de um metal de base para iniciar a deposição de material [2].

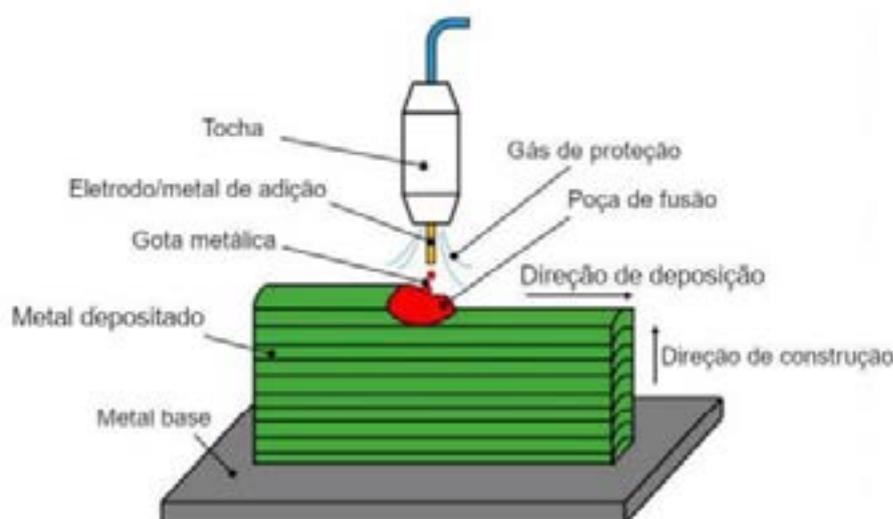


Figura 1: Processo de manufatura aditiva. Adaptado de Ding et al (2016) [2].

Adota-se o uso do processo GMAW devido à alta taxa de deposição de matéria-prima, o que pode chegar até 5 kg/h [2].

2.3. Processo de Forjamento a Quente

Diferentes formas de manuseio do metal surgiram ao decorrer do tempo. No entanto, destaca-se o uso do forjamento para conformação mecânica devido a capacidade de homogeneizar a estrutura do material trabalhado, passando maior confiabilidade para aplicações extremas [8].

Assim, para forjar um material é necessário o conhecimento prévio da matéria-prima, o ferramental a ser utilizado e a geometria final, conforme Figura 2.

Portanto, o material mais comumente utilizado na indústria para conformação é o aço. Este pode ser deformado a frio ou a quente, o que vai mudar a aplicação é o equipamento disponível, custo de produção, resistência mecânica, metalúrgica entre outras [9].

Posto isto, ao elevar a temperatura de um metal é possível diminuir a resistência a deformação, dessa forma chega-se a grandes deformações com relativamente baixos valores de força [9].

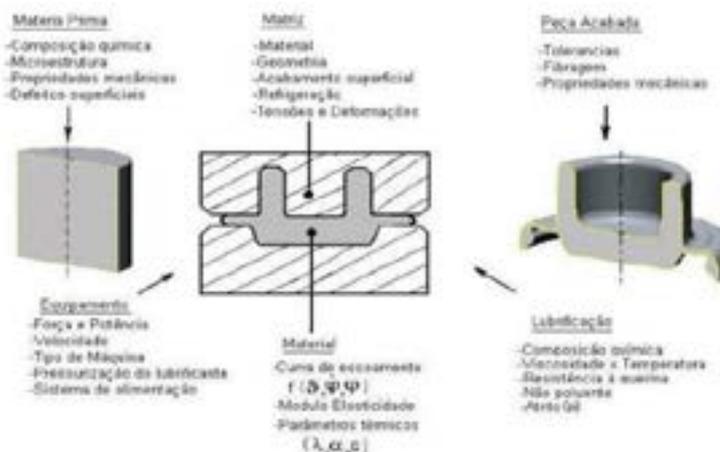


Figura 2: Parâmetros para o processo de forjamento [8].

Salienta-se que ao aquecer o material a ser forjado se obtém uma estrutura homogênea, onde, peças simples são transformadas em geometrias complexas com excelentes características metalúrgicas e mecânicas [12].

2.4 Metalografia e Microdureza

O entendimento das propriedades dos materiais é crucial para assegurar a conformidade de produtos específicos. Isso permite a análise de aspectos como a microestrutura, formação de poros, defeitos potenciais e áreas afetadas por tratamentos térmicos ou processos de soldagem [13]. Um ensaio metalográfico pode ser dividido em duas categorias principais: macrografia e micrografia.

Já para o ensaio de dureza, consiste na aplicação de uma carga que sobre uma superfície ocorre uma deformação superficial. A dureza é uma propriedade mecânica onde, um material ao ser pressionado por outro material de maior dureza, ou por marcadores padronizados, apresenta ao risco ou formação de uma marca permanente [14].

2.5 Composição química arame ER70S-6 e metal de base

Estudos realizados com auxílio da técnica de manufatura aditiva utilizando-se o arame ER70S-6 foram desenvolvidos com objetivo de estudar o material depositado e metal de base (substrato). Assim sendo, a Tabela 1 demonstra os valores referentes a caracterização química para estes materiais [15].

Tabela 1: Composição química ER70S-6 e SAE 1020 [15].

Elemento	ER70S-6 (%)	SAE 1020 (%)
Carbono (C)	0,104	0,107
Silício (Si)	0,657	<0,0050
Manganês (Mn)	1,259	0,465

Fósforo (P)	0,014	0,016
Enxofre (S)	0,010	<0,0030
Cromo (Cr)	0,020	0,020
Molibdênio (Mo)	0,014	0,0096
Cobre (Cu)	0,093	0,0045
Ferro (Fe)	Bal.	Bal.

É de referir, que o teor de carbono concentrado para os dois materiais é muito próximo, o que justifica a utilização do metal de base adotado.

Vale ressaltar, que ao elevar o teor de carbono no material, temperaturas maiores são necessárias para o forjamento a quente, o que implica em custos [9].

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A seguir, será detalhado como se procedeu a parte prática deste estudo, bem como parâmetros e técnicas utilizadas para confecção das peças em formato de olhal.

3.1 Equipamento para manufatura aditiva

O equipamento utilizado para impressão 3D das amostras é uma junção entre máquina de soldagem e dispositivo com coordenadas CNC (Centro Numérico Computadorizado). A máquina de soldagem é da fabricante IMC modelo DIGplus A7. No entanto, este dispositivo se destaca por possuir uma ferramenta para aquisição de dados do processo de soldadura denominada de SAP 3SR.

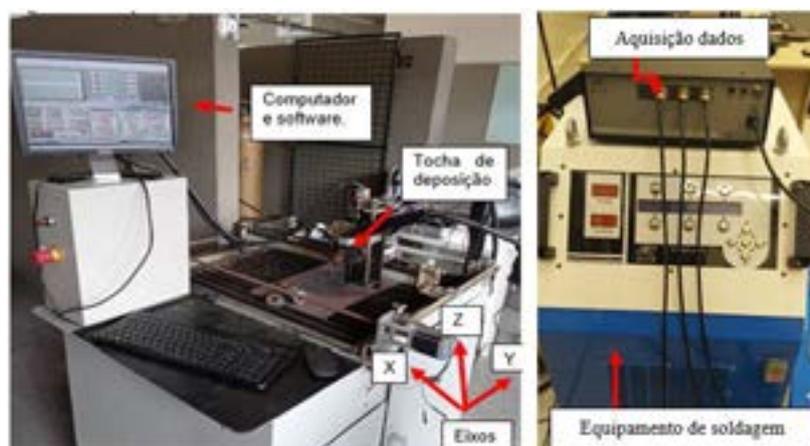


Figura 3: Dispositivo de manufatura aditiva [15].

O equipamento de aquisição de dados é observado na Figura 3, bem como a máquina de soldagem e o dispositivo para movimentação da tocha. Este último, possui coordenadas em três eixos, longitudinal, transversal e vertical, X, Y e Z, respectivamente. O equipamento ainda conta com um software para programação MACH 3®, utilizando a linguagem de programação G.

3.2 Corpos de prova fabricados por MA.

A Figura 4 apresenta a fabricação da peça em estudo. Destaca-se como MA a peça produzida por Manufatura Aditiva, e para a amostra com o processo híbrido intitulada de MA e FORJA.



Figura 4: Olhal fabricado por manufatura aditiva (MA), olhal fabricado pelo processo híbrido (MA + Forja).

A seguir é apresentado os parâmetros utilizados para fabricação das amostras. Salienta-se o uso da ferramenta SAP 3SR para aquisição de dados de soldagem.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem.

Parâmetros:	Valores:
Corrente (A)	138
Tensão (V)	18
Vazão do gás (L/min.)	12,5
Velocidade do arame (m/min.)	5
Argônio (%)	85
Dióxido de carbono (%)	15
Deslocamento CNC (mm/min.)	350

Como citado anteriormente, a programação foi realizada usando linguagem G com auxílio do software Mach 3®. Contudo foi empregado avanço de 350 mm/min e incremento de 2,5 mm a cada deposição.

3.3 Forjamento a quente.

O processo de conformação mecânica ocorreu na prensa de marca FKL – Máquinas Hidráulicas, aplicando compressão de 100 toneladas sobre o ferramental fornecido pela universidade UniSATC. Para o forjamento os corpos de prova foram aquecidos à 1200 °C durante 60 minutos no forno mufla da marca JUNG. Em suma, foi preparado no total quatro amostras, duas somente por Manufatura Aditiva e as outras duas por Manufatura Aditiva seguidas pelo processo de forjamento a quente, ambas para comparação metalográfica e perfil de microdureza Vickers.

3.4 Ensaio de Microdureza Vickers

Para realizar o ensaio utilizou-se um microdurômetro modelo HMV-2TADW da marca SHIMADZE® seguindo a norma ABNT NBR ISO 6507. O ensaio foi realizado em um corpo de prova aplicando uma força de 4,903N e uma distância de 1 milímetro a cada endentação.

3.5 Análise Metalográfica

O ensaio metalográfico foi realizado seguindo a norma ABNT NBR 15454, que define os termos

empregados em metalografia das ligas ferro-carbono, utilizando um microscópio Olympus modelo SC30. Para revelar as fases presentes nas amostras, foi utilizado o ácido nital 2% por um período de 15 segundos.

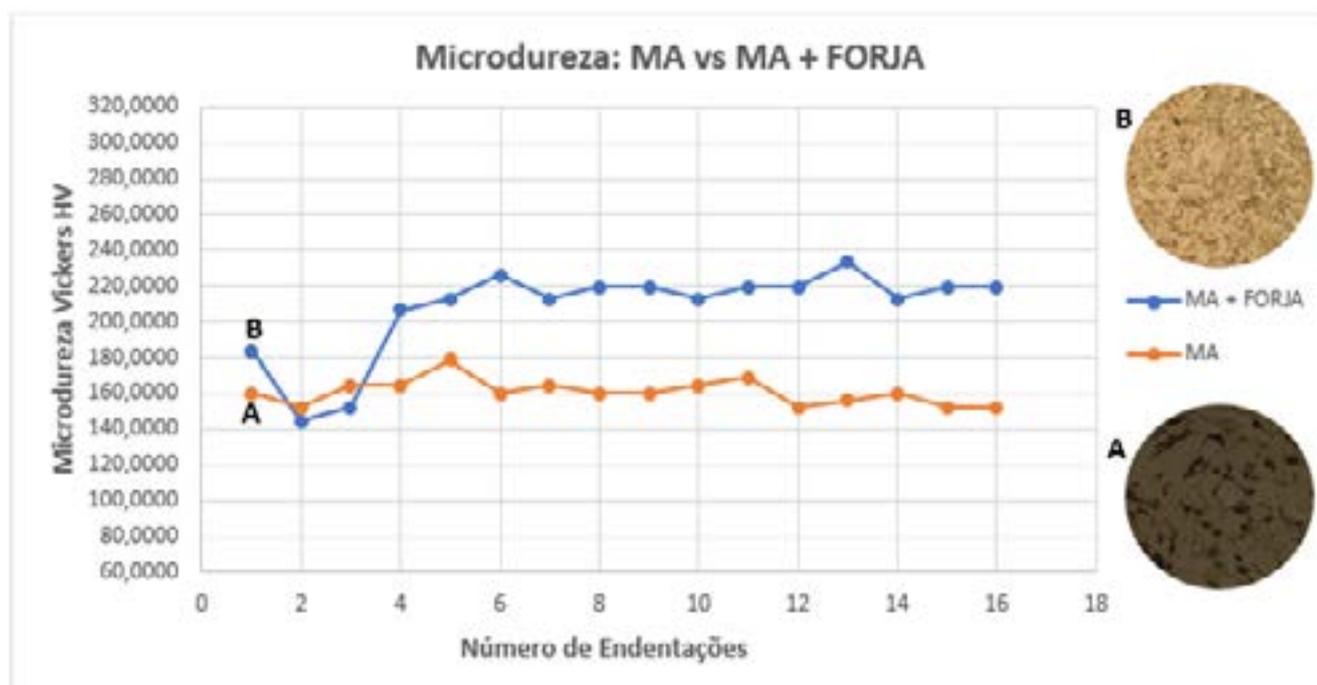
4 RESULTADOS E DISCUÇÕES

Busca-se compreender os efeitos metalúrgicos com o processo de fabricação híbrida entre Manufatura aditiva e Forjamento a quente subsequente. Utiliza-se a técnica de soldagem camada por camada GMAW com consumível (arame) com baixo teor de carbono. Será então, apresentado e discutido os resultados obtidos ao longo deste estudo.

4.1 Ensaio de Microdureza Vickers

A Figura 6 traz os resultados referentes ao ensaio de microdureza Vickers em perfil, ou seja, foram realizadas 16 endentações na amostra com distanciamento de 1 milímetro entre cada endentação.

Figura 6: Ensaio de microdureza Vickers.



Sendo assim, a amostra denominada MA, onde foi aplicado somente o processo de impressão 3D apresentou dureza menor comparado ao processo híbrido. No entanto, salientasse que o processo de MA obteve maior uniformidade entre as endentações, apresentando uma média de 161 ± 7 HV.

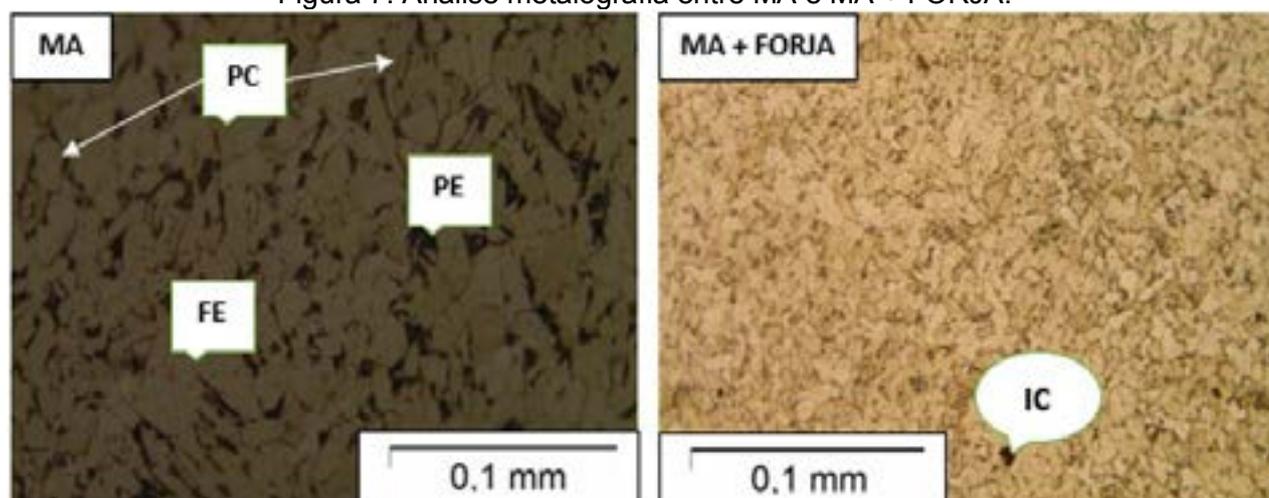
Para o processo híbrido, a média ficou com 207 ± 25 HV. Nota-se um desvio padrão maior em relação ao processo de MA. Isso se faz pelo fato das três primeiras endentações oscilarem de 182 HV decaindo para 142 HV e na sequência elevando-se para 200 HV, o que se seguiu nessa linha.

4.2 Ensaio de metalografia

A Figura 7 detalha a avaliação metalográfica entre o processo de Manufatura aditiva e o processo híbrido entre MA e FORJA. Dito isto, nomenclaturas são utilizadas para compreender as fases e

microconstituintes presentes na estrutura. Dessa forma, PC significa Perlita de Contorno de grão, PE Perlita e FE ferrita, bem como IC para Inclusão.

Figura 7: Análise metalografia entre MA e MA + FORJA.



A amostra impressa apresentou perlita representada em cor escura, e ferrita em cor clara. Entretanto a situações onde a perlita se concentrou no contorno de grão ferrítico. Vale acentuar que a fase ferrita é constituída de ferro, já o microconstituente perlita possui duas fases, ferrita e cementita, essa última formada por carboneto de ferro, responsável por aumentar a dureza dos metais.

Já para o processo híbrido, obteve-se um refino no tamanho de grãos, contudo, nota-se a perlita em concentrações menores, porém dissolvidas na matriz ferrítica. O refino nos grãos explica o aumento de dureza comparado ao material produzido por fabricação aditiva. Apesar disso, foi evidenciado uma inclusão após o forjamento a quente. O que pode vir a ser uma porosidade do processo de soldagem.

5 CONCLUSÕES

As amostras produzidas por Manufatura Aditiva apresentaram maior dureza em relação ao processo híbrido. Conforme apresentado na Figura 6, a microdureza para MA ficou em 161 ± 7 HV, ainda assim, o processo híbrido aumentou a característica de microdureza do material para 207 ± 25 HV, devido o processo de forjamento a quente refinar o tamanho de grãos e melhorar as propriedades mecânicas, conforme literatura. Porém, após o forjamento, foi evidenciado uma inclusão na estrutura, o que pode ser uma porosidade do processo de soldagem.

Todavia, os resultados das amostras forjadas alcançaram o esperado. Dessa forma, conclui-se que o processo híbrido entre Manufatura Aditiva e Forjamento pode ser uma ferramenta valiosa, e com isso, melhorar as características mecânicas e metalúrgicas dos metais impressos. Vale salientar que utilizando o processo de MA a peça fica em forma de pré-forma, reduzindo o desperdício de matéria-prima e o uso excessivo de matrizes para o forjamento. Melhorando assim, os gastos com a produção, bem como melhorando a sustentabilidade.

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] CODAMA, H., 'Usinagem Brasil'. São Paulo, 2018. Disponível em: <http://www.usinagem-brasil.com.br/13122-um-pouco-da-historia-da-manufatura-aditiva/pa-5/>. Acesso em: 08 de julho 2024.
- [2] DING, D., PAN, Z., VAN DUIN, S., et al. "Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing", *Materials*, v. 9, n. 8, 2016. DOI: 10.3390/ma9080652. Acesso em 08 de julho de 2024.
- [3] Um pouco da história da manufatura aditiva. **Ferramental**. Dezembro de 2020. Disponível em:< <https://www.revistaferramental.com.br/artigo/historia-da-manufatura-aditiva/#>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [4] WUA, B., PANA Z., DINGB, D., CUIURIA, D., LIA, H., XUC, J., NORRISHA, J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes* 35 (2018) 127-139. Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612518310739>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [5] HOPPER, C., PRUNCU, C., HOOPER, P., TAN, Z., YANG, S., LIU, Y., JIANG, J. The effects of hot forging on the preform additive manufactured 316 stainless steel parts. *Micron* 143 (2021) 103026. Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0968432821000172>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [6] CASAGRANDE, H., DALEFFE, A., FERREIRA, F., FRITZEN, D., MARCH, G., CASTELAN, J. Processo de fabricação de peças metálicas por manufatura aditiva com fusão localizada em aços de baixa liga. *Científica digital* 2023. Disponível em:< <https://www.editoracientifica.com.br/books/chapter/processo-de-fabricacao-de-pecas-metalicas-por-manufatura-aditiva-com-fusao-localizada-de-acos-baixa-liga>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [7] TABERNEIRO, I., PASKUALA, A., ÁLVAREZB, P., SUÁREZCB, A. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturin. *CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machinin*. Spain.V.68, p.358-362, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117310363>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [8] SCHAEFER, L. **FORJAMENTO: Introdução ao processo**. Editora Imprensa Livre. 2001.
- [9] SCHAEFFER, L. **CONFORMAÇÕES DOS METAIS: Metalurgia e mecânica**. Editora Rígel. 1995.
- [10] LI, K., YANG, T., GONG, N., JINZHOU, W., WU, X., ZHANG, D., MURRF, L. Additive manufacturing of ultra-high strength steels: A review. *Journal of Alloys and Compounds* 965 (2023) 171390. Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/wire-arc-additive-manufacturing>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [11] ROSLI, N., ALKAHARI, M., ABDOLLAH, M., MAIDIN, S., RAMLI, F., HERAWAN, S. Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process. *Journal of materials research and technology* 11 (2021) 2127-2145. Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785421001289>>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [12] GENTELE, F., NEVES, F., REGONE, W., BUTTON, S. Análise numérica e experimental da evolução microestrutural em forjamento a quente de um aço microligado ao V-Ti. *Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 2022, p. 01-07.
- [13] Análise de metalografia. LabTeste Laboratório Metalúrgico, Santa Bárbara d'Oeste, 2023.
- [14] GARCIA, A. SPIM, J. SANTOS, C. **Ensaio dos MATERIAIS**. Editora LTC. 2000.
- [15] FERREIRA, C., DALEFFE, A., CASAGRANDE, H., MARCH, G., MARTINS, H., SCHAEFFER, L. Manufatura aditiva por arco elétrico: estudo da zona termicamente afetada pelo calor entre material soldado e material de base. Disponível em:< <https://downloads.editoracientifica.com.br/articles/240717014.pdf>>. Acesso em 07 de agosto de 2024.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO: ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E QUÍMICAS COM ELETRODO INOXIDÁVEL ER 310.

Gilson de March ⁽¹⁾
Anderson Daleffe ⁽²⁾
Henrique Cechinel Casagrande ⁽³⁾
Hadrian Martins ⁽⁴⁾
Daniel Fritzen ⁽⁵⁾
Alexandre Milanez ⁽⁶⁾
Aline Cipriano ⁽⁷⁾

RESUMO

A manufatura aditiva (MA) é uma técnica de fabricação transformadora capaz de reduzir custos e melhorar os prazos de entregas. Conhecida por produzir peças depositando material camada por camada, fazendo com que diminua o desperdício de matéria-prima e conseqüentemente o impacto de carbono nas cadeias de suprimentos. Dessa forma, a fabricação aditiva torna-se uma junção entre engenharia mecânica, metalúrgica, soldagem e automação. O objetivo deste trabalho é analisar o processo de manufatura aditiva validando mecanicamente a eficiência do aço inoxidável ER 310 depositado através de fusão localizada. A manufatura aditiva foi realizada por meio da deposição de metal, formando uma parede composta por várias camadas, onde o material é sucessivamente sobreposto. Esse processo foi executado por um braço CNC, operando com programação definida e movimento contínuo, a fim de identificar os parâmetros ideais da máquina para a deposição metálica. O estudo investigará as características químicas e mecânicas do material, utilizando ensaios de espectrometria de emissão óptica, que demonstraram estar dentro das tolerâncias esperadas para o arame de aço inoxidável ER 310. O ensaio de microdureza, com 15 indentações, revelou uma dureza média de 191 HV. Além disso, a análise metalográfica mostrou que a microestrutura permaneceu predominantemente na fase austenítica, com pequenas manchas escuras que pode ser carboneto de cromo, visto o alto valor de cromo é presente neste arame. Durante o monitoramento da temperatura no processo de manufatura aditiva, foi identificado um

¹ Mestrando; UNISATC. E-mail: gilson.march@satc.edu.br

² Prof. Dr. Eng; UNISATC. E-mail: anderson.daleffe@satc.edu.br

³ Mestrando; UNISATC. E-mail: henrique_cechinel@hotmail.com

⁴ Graduando; UNISATC. E-mail: hadrian.martins@satc.edu.br

⁵ Prof. Dr. Eng; UNISATC, E-mail: daniel.fritzen@satc.edu.br

⁶ Prof. Dr. Eng; UNISATC. E-mail: alexandre.milanez@satc.edu.br

⁷ Prof. Dr.; UNISATC, . E-mail: aline.cipriano@satc.edu.br

aporte térmico significativo na poça de fusão, atingindo aproximadamente 1900°C e diminuindo ao longo de cada fase de adição do material.

Palavras-Chave: Manufatura Aditiva. Inox ER310. Caracterização de Materiais impressos. Fusão localizada. Deposição a arco.

1. INTRODUÇÃO

A indústria sempre esteve em constante evolução e adaptação, com sua história marcada pela busca contínua por inovação e aprimoramento dos métodos de produção.

Atualmente, a Indústria 4.0, também chamada de quarta revolução industrial, um termo que descreve novos métodos de fabricação inteligente, há uma integração entre processos físicos e virtuais, permitindo a criação e o desenvolvimento de novos produtos com maior agilidade, produção ampliada, qualidade superior e precisão aprimorada [1].

O relatório do Boston *Consulting Group (BCG)* identifica nove tecnologias emergentes que compõem a Indústria 4.0: robôs automatizados, manufatura aditiva, simulação, integração horizontal e vertical de sistemas, internet das coisas industriais, big data e analytics, computação em nuvem, segurança cibernética e realidade aumentada, conforme apontam Tadeu e Santos [2].

Nesse contexto, a manufatura aditiva, ou impressão 3D, está revolucionando a produção de peças com geometrias complexas, utilizando a adição de matéria-prima e oferecendo a possibilidade de empregar diversos materiais [3].

Segundo Cerqueira, Diéguez e Camacho [4], ao utilizar o procedimento de manufatura aditiva de metais por fusão localizada, é possível aproveitar o material de forma mais eficiente, introduzir processos automatizados, alcançar uma velocidade de produção superior a outros métodos aditivos ou técnicas de fabricação convencionais, produzir peças sem a necessidade de ferramentas e fabricar metais de difícil usinagem.

Na adição de material camada por camada por meio de arco e fio, é essencial realizar ensaios mecânicos e de microestrutura. Isso porque, durante o processo, ocorrem fases de derretimento, resfriamento rápido, solidificação e reaquecimento, que afetam diretamente as propriedades finais da peça [5].

Altas temperaturas geradas durante o processo de soldagem podem alterar significativamente as propriedades do aço inoxidável, resultando na diminuição da ductilidade, tenacidade, resistividade elétrica, resistência ao impacto e à corrosão, e no aumento da dureza. A microestrutura também é afetada, com o crescimento dos grãos podendo causar trincas na zona fundida, dependendo da classificação do material. Essas mudanças nas propriedades limitam a aplicação do aço inoxidável em estruturas soldadas. No entanto, o aço inoxidável continua a ser amplamente utilizado em diversos setores, como as indústrias alimentícia e química, componentes de turbinas, rotores de bombas e tubulações de petróleo, utensílios de cozinha, entre outros. Sua ampla utilização se deve à excelente resistência a óxidos e à corrosão sob tensão, além das boas características de fabricação e facilidade de limpeza [6].

Diante do crescente interesse na manufatura aditiva, é essencial entender detalhadamente o processo de deposição e as características do material resultante quando se utiliza o método de soldagem. Portanto, este trabalho visa analisar o processo de deposição na manufatura aditiva do material aço inoxidável 310 avaliando as propriedades mecânicas e estruturais do metal depositado por fusão localizada.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este trabalho visa avaliar o processo de manufatura aditiva do aço inoxidável ER310 abordando os parâmetros de soldagem e temperatura durante o processo, avaliando também a microestrutura e dureza do material após o material depositado.

2.1 Manufatura Aditiva

O processo de manufatura aditiva é uma tecnologia que permite a deposição de materiais camada por camada, oferecendo maior liberdade na criação de geometrias complexas em comparação com as tecnologias tradicionais, que utilizam ferramentas padronizadas. Uma de suas principais áreas de aplicação é a fabricação com geometrias complexas para as indústrias aeroespacial e automotiva [7]; [8].

No processo de WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), é possível aplicar diferentes técnicas de fusão localizada. Isso ocorre porque o processo combina o material de soldagem a arco com a matéria-prima. No caso deste estudo, foi utilizado o processo de soldagem a arco de metal a gás (GMAW), o que possibilita uma flexibilidade significativa na criação de componentes complexos e personalizados [9].

2.2 Parametrização

Definir os parâmetros adequados de soldagem é uma etapa fundamental no planejamento do processo de manufatura aditiva, pois esses parâmetros influenciam diretamente a qualidade, a precisão e as propriedades finais do material depositado [10]

Os tempos de espera entre as ações são importantes para evitar o derretimento excessivo nas áreas já depositadas, assim como a definição de parâmetros essenciais de soldagem, como a velocidade de alimentação do arame, a tensão e a corrente. Além disso, para melhorar a qualidade do acabamento e a eficiência da operação, é essencial ajustar a vazão do gás de proteção de acordo com o material a ser utilizado, mantendo a estabilidade do arco e redução dos respingos. [11]; [4].

2.3 Camadas de deposição.

Na deposição metálica durante o processo de manufatura aditiva, o calor é inevitável gerado pelo reaquecimento devido a sobreposição das camadas, tornando a área mais crítica ou na região mais próxima a ela, podendo causar alterações estruturais internas no material [4]; [12].

O ciclo térmico deste procedimento envolve um rápido aquecimento, seguido pela rápida solidificação do material depositado. As camadas subsequentes mantêm o material ainda aquecido, resultando em novo reaquecimento e resfriamento a cada deposição [13].

2.4 Ensaio de Metalografia e Microdureza Vickers

Os ensaios metalográficos são categorizados em duas principais áreas: macrografia e micrografia, para compreender as propriedades dos materiais é essencial para garantir que produtos atendam às especificações desejadas. Esse conhecimento possibilita a avaliação de diversos aspectos, como a microestrutura, a presença de poros, possíveis defeitos e as áreas impactadas por tratamentos térmicos ou processos de soldagem [14].

No caso do ensaio de dureza, a técnica envolve aplicar uma carga sobre a superfície do material, causando uma deformação superficial. A dureza, uma propriedade mecânica, é medida pela resistência do material à formação de marcas permanentes quando pressionado por um material de maior dureza ou por marcadores específicos [15].

2.5 Composição Química da Matéria Prima

A escolha da matéria-prima para soldagem na manufatura aditiva é fundamental para assegurar a qualidade e as propriedades desejadas do componente final [16].

Materiais como arames são amplamente utilizados, pois permitem a fusão e solidificação controlada durante o processo de construção camada por camada. Esses materiais oferecem flexibilidade na criação de peças complexas e na utilização de ligas específicas, embora exijam um controle rigoroso dos parâmetros de soldagem para manter a integridade estrutural e a precisão dimensional do produto final [17]; [18].

Estudos realizados com a técnica de manufatura aditiva utilizando o arame ER 310 foram desenvolvidos para analisar o material depositado. A Tabela 1 demonstra os valores referentes a caracterização química deste material.

Tabela 1: Composição química arame inoxidável ER310 [19]

Componentes	% em peso
Carbono (C)	0,08 – 0,15
Silício (Si)	0,30 – 0,65
Manganês (Mn)	1,0 – 2,50
Cromo (Cr)	25,0 – 28,0
Níquel (Ni)	20,0 – 22,5
Molibdênio (Mo)	0,75
Fósforo (P)	0,03
Enxofre (S)	0,03
Cobre (Cu)	0,75

O processo de soldagem com arame sólido ER 310 de diâmetro 1,0mm, é indicado para união e revestimentos de ligas fundidas, tem como característica a resistência ao calor em altas temperaturas [19].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O trabalho a seguir detalhará as etapas utilizadas na fabricação da peça, incluindo as técnicas aplicadas e os parâmetros adotados ao longo do processo.

3.1 Equipamento de Manufatura

O sistema utilizado para a impressão das amostras combina uma máquina de soldagem com um dispositivo CNC (Centro Numérico Computadorizado), controlado por um software de programação MACH 3®, que utiliza a linguagem de programação G. A máquina de soldagem, modelo DIGplus A7 da fabricante IMC, é equipada com uma ferramenta para aquisição de dados do processo de soldagem, conhecida como SAP 3SR.

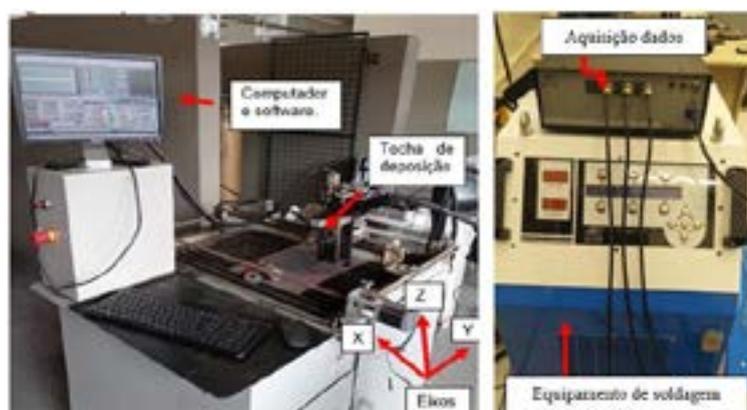


Figura 1: Equipamento de manufatura aditiva

Na Figura 1, é possível visualizar o equipamento de aquisição de dados, a máquina de soldagem e o dispositivo de movimentação da tocha. Este dispositivo opera em três eixos — longitudinal, transversal e vertical, identificados como X, Y e Z, respectivamente, permitindo um movimento constante.

3.2 Corpos de Prova.

Para a realização do corpo de prova, foi projetado uma parede com aproximadamente 120mm de comprimento 35mm de altura e 10mm de largura. Na programação da estratégia de deposição representado na figura 2 foi realizado 18 passes com uma distância de aproximadamente 5mm entre a tocha e o cordão depositado. As camadas foram fabricadas uma subseqüente a outra de acordo com a figura 3 abaixo.



Figura 2: Estratégia de deposição



Figura 3: Peça manufaturada

3.4 Parâmetros da Manufatura Aditiva.

Os parâmetros de deposição utilizados na fabricação da amostra estão apresentados na Tabela 2. Destaca-se a utilização da ferramenta SAP 3SR para a aquisição de dados de soldagem.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem

Parâmetros:	Valores:
Corrente (A)	110
Tensão (V)	19,8
Vazão do gás (L/min.)	16,0
Velocidade do arame (m/min.)	5,8
Argônio (%)	85
Dióxido de carbono (%)	15
Deslocamento CNC (mm/min.)	300

Para aquisição da temperatura durante o processo de manufatura aditiva, foi utilizada uma câmera termográfica de marca OPTRIS modelo PI 08M com capacidade de capturar imagens térmicas de 575 a 1900°C, permite monitorar e registrar as variações de temperatura durante a deposição do material.

3.5 Espectrometria de Emissão Óptica.

No ensaio de espectrometria de emissão óptica, foi utilizado o equipamento modelo Q2 ION da fabricante BRUKER, operando com uma potência de 400 Watts durante 30 segundos.

3.5 Análise Metalográfica

O ensaio da estrutura se faz importante para revelar o material em estudo. Para isso, utilizou-se um microscópio Olympus e modelo SC30 conforme norma regente BNT NBR 15454. No caso do material em análise, foi realizado um ataque com Nital com 2% e com eletrodo no período de 30 minutos para revelação das fases do arame inoxidável ER310.

3.6 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio foi realizado utilizando um microdurômetro modelo HMV-2TADW da marca SHIMADZE®, conforme a norma ABNT NBR ISO 6507. A força aplicada no corpo de prova foi de 9,807N, realizando 15 endentações com uma distância de 1 milímetro entre cada aplicação.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos neste estudo buscam compreender as decorrências no processo de fabricação por manufatura aditiva através de deposição do arame inoxidável ER 310. A seguir, será apresentado e discutido os resultados obtidos neste estudo.

4.1 Espectrometria de Emissão Óptica.

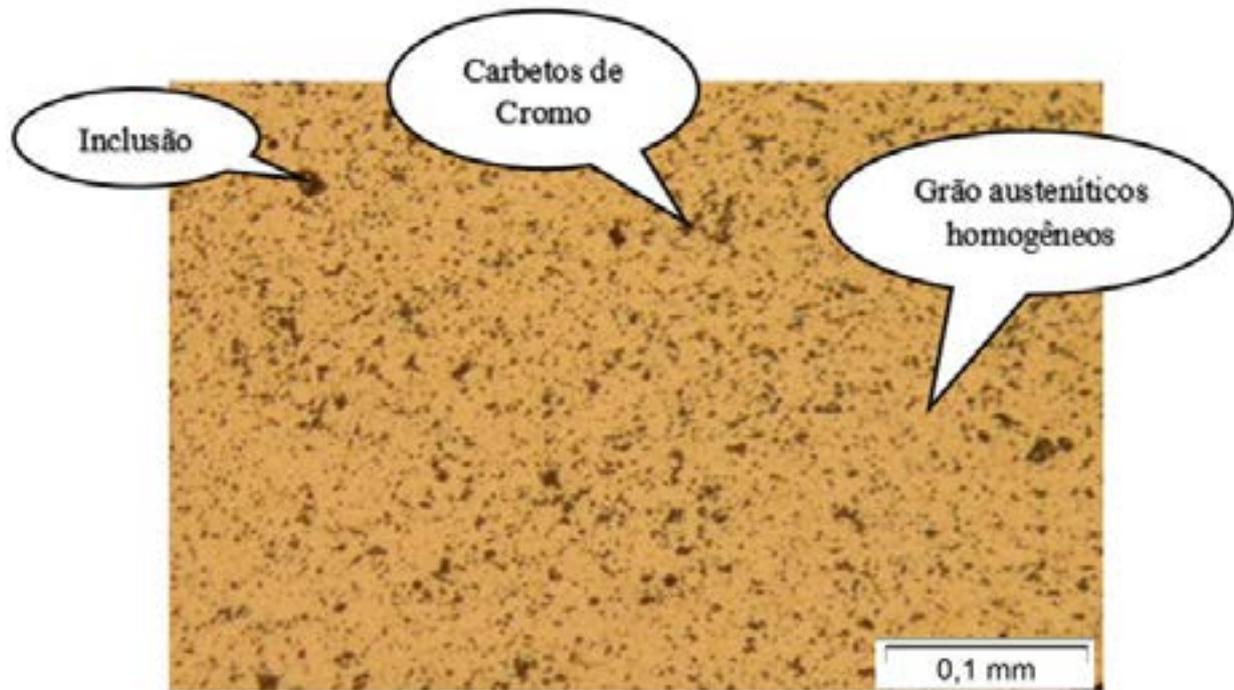
A Tabela 3 apresenta em detalhes a composição química do arame com dados do fabricante e espectrometria analisada em laboratório após peça impressa em 3D, observa-se que a maioria dos elementos de liga da composição química da peça 3D é em grande parte consistente com o arame ER310, embora o níquel esteja ligeiramente abaixo do esperado, e molibdênio e cobre sejam menores, o que pode afetar as propriedades finais do material.

Tabela 3: Comparação da composição química do arame e peça 3D

Componentes	Arame ER310 (%)	Peça 3D (%)
Carbono (C)	0,08 – 0,15	0.11
Silício (Si)	0,30 – 0,65	0.47
Manganês (Mn)	1,0 – 2,50	1.34
Cromo (Cr)	25,0 – 28,0	26.58
Níquel (Ni)	20,0 – 22,5	19.75
Molibdênio (Mo)	0,75	0.14
Fósforo (P)	0,03	0.02
Enxofre (S)	0,03	0.01
Cobre (Cu)	0,75	0.36

4.2 Ensaio Metalográfico

Na análise metalográfica apresentada na Figura 4, é possível observar uma microestrutura composta principalmente por grãos austeníticos homogêneos, com pequenas manchas escuras distribuídas por toda matriz que podem ser representadas por carbonetos de cromo e pequenas inclusões de impurezas no procedimento. A homogeneidade dos grãos representa uma distribuição relativamente uniforme, possivelmente decorrente do processo de resfriamento após a deposição da impressão 3D.

Figura 4: Imagem metalográfica ER 310

4.3 Ensaio de Microdureza Vickers

A Figura 5 mostra o resultado referentes ao ensaio de microdureza Vickers ao longo da peça manufacturada com 15 endentações com distância de 1milímetro de cada edentação.

**Figura 5:** Gráfico de Microdureza Vickers após peça impressa

A amostra impressa em 3D apresentou uma dureza média de 191 ± 8 HV, que se manteve dentro da faixa esperada em comparação com os dados do fabricante, que indicam uma dureza inferior a 200 HV. Esse nível de dureza é característico dos aços inoxidáveis, devido ao seu alto teor de Cromo e Níquel, o que contribui para a resistência a impactos e desgaste abrasivo, além de preservar suas propriedades mecânicas em altas temperaturas.

4.4 Análise Termográfica.

As imagens termográficas capturadas durante o processo da manufatura aditiva mostram a distribuição de temperatura tanto no sentido horizontal quanto no vertical da amostra como mostra a figura 6.

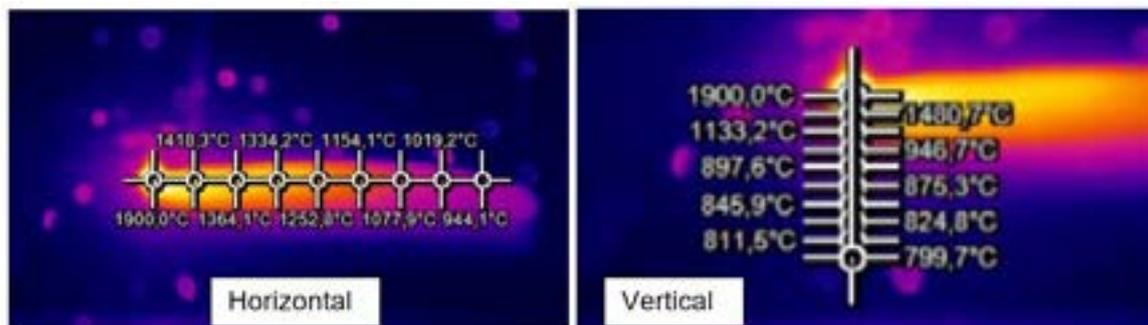


Figura 6: Imagem Termográfica na impressão 3D

Na figura 7 o gráfico representa a curva da temperatura horizontal, que variam de 1900,0°C a 944,1°C ao longo da impressão, com a maior temperatura registrada diretamente sob a tocha de soldagem. Essa distribuição ilustra como o calor se dissipa lateralmente ao longo da superfície, com uma diminuição gradual à medida que se afasta do ponto inicial. De forma semelhante, na análise vertical, as temperaturas também atingem um pico de 1900,0°C, mas mostram uma variação mais acentuada ao longo da altura da peça, com valores que variam de 1900,0°C no topo até 799,7°C na base.

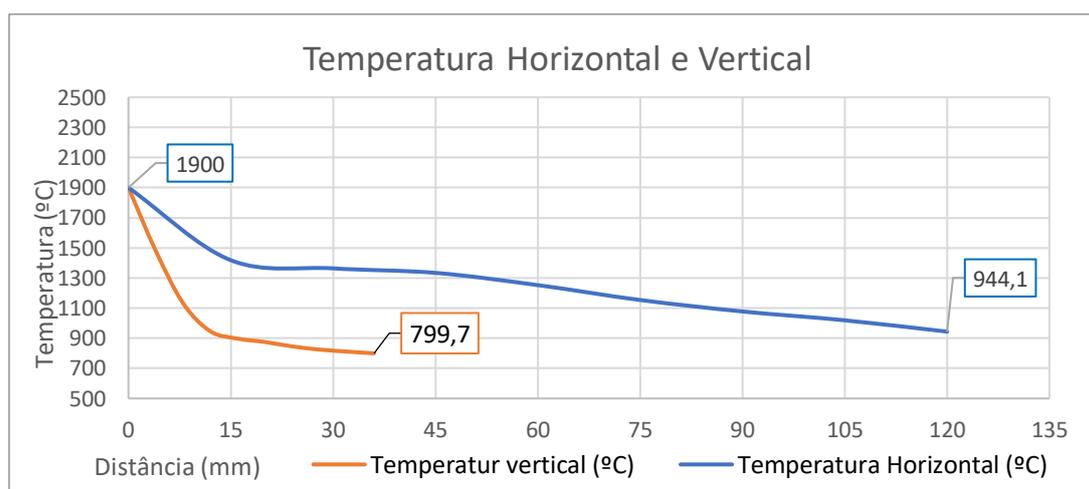


Figura 7: Gráfico da temperatura horizontal e Vertical.

Esse padrão térmico indica que o calor se acumula predominantemente na parte superior da peça, com uma redução gradual nas camadas inferiores, o que pode afetar tanto a microestrutura quanto as propriedades mecânicas do material final.

5. CONCLUSÕES

A amostragem produzida através da manufatura do arame ER310 compara a composição química revelando que a maioria dos elementos de liga é consistente entre ambos. No entanto, o níquel, molibdênio e cobre apresentam níveis ligeiramente inferiores na peça 3D, o que pode influenciar as propriedades finais do material.

No ensaio metalográfico revela uma microestrutura austenítica com distribuição homogênea de grãos e com pequenas inclusões escuras dispersas que representam fases secundárias de carbonetos de cromo e impurezas.

Quanto ao ensaio de Microdureza Vickers, a amostra apresentou uma média de 191 ± 8 HV,

consistente com os dados do fabricante (abaixo de 200 HV), sugerindo boa resistência a impactos e desgaste devido ao alto teor de cromo e níquel.

Durante a impressão, as temperaturas variam constantemente a cada passe de deposição do material, com maiores temperaturas na poça de fusão e diminuição gradual nas camadas inferiores mantendo uma microestrutura de grãos homogêneos.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Centro Universitário UNISATC pelo suporte com a infraestrutura dos laboratórios, à Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela colaboração com sua rede de pesquisa, e à Fundação de Amparo à Pesquisa e Inovação do Estado de Santa Catarina (FAPESC) pelo apoio financeiro na aquisição de equipamentos e insumos para a pesquisa.

REFERÊNCIAS

- [1] MAIA ABREU, Cleyde Evangelista et al. Indústria 4.0: Como as Empresas Estão Utilizando a Simulação para se preparar para o Futuro, 2018.
- [2] TADEU, Hugo Ferreira Braga; SANTOS, Eduardo Stock Dos. O que seria a Indústria 4 .0, 2016.
- [3] ALBERTI, Eduardo André; BUENO, Bruno Machado Pereira; D'OLIVEIRA, Ana Sofia C. M. Processamento de ligas de níquel com técnica de manufatura aditiva utilizando plasma por arco transferido, 2015.
- [4] CERQUEIRA, J. L. Prado; DIÉGUEZ, J. L.; CAMACHO, A. M. Preliminary development of a Wire and Arc Additive Manufacturing system (WAAM), 2017.
- [5] CERQUEIRA, José Luis Prado; CAMACHO, Ana María; DIÉGUEZ, José Luis; RODRÍGUEZ-PRIETO, Álvaro; ARAGÓN, Ana María; LORENZO-MARTÍN, Cinta; GIL, Ángel Yanguas. Analysis of favorable process conditions for the manufacturing of thin-wall pieces of mild steel obtained by wire and arc additive manufacturing (WAAM), 2018.
- [6] GUIMARÃES, Rodrigo Freitas. Avaliação Comparativa dos Linings de aços AISI 444 e AISI 316L para aplicação em Torres de Destilação, 2005.
- [7] FASEL, U.; KEIDEL, D.; BAUMANN, L.; CAVALINA, G.; EICHENHOFER, M.; ERMANNI, P. **Composite additive manufacturing of morphing aerospace structures**. Manufacturing Letters 23 (2020) 85-88. Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2213846319301853>>. Acessado em: 07 de junho de 2024.
- [8] MARTIN, V.; WITZ, JEAN.; GILLON, F.; NAJJAR, D.; QUAEGEBEUR, P.; BENABOU, A.; HECQUET, M.; BERTÉ, E.; LESAFFRE, F.; MEERSDAM, M.; AUZENE, D. **Low cost 3D printing of metals using filled polymer pellets**. HardwareX 11 (2022). Disponível em:< <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2468067222000372>>. Acessado em: 07 de junho de 2024.
- [9] TABERNERO, I., PASKUALA, A., ÁLVAREZB, P., SUÁREZCB, A. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturin. CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machinin. Spain.V.68, p.358-362, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117310363>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [10] ARTAZA, T.; ALBERDI, A.; MURUA, M.; GORROTXATEGI, J.; FRÍAS, J.; PUERTAS, G.; MELCHOR, M. A.; MUGICA, D.; SUÁREZ, A. Design and integration of WAAM technology and in situ monitoring system in a gantry machine, 2017.
- [11] CAMPATELLI, Gianni; MONTEVECCHI, Filippo; VENTURINI, Giuseppe; INGARAO, Giuseppe; PRIARONE, Paolo C. Integrated WAAM-Subtractive Versus Pure Subtractive Manufacturing Approaches: An Energy Efficiency Comparison, 2020
- [12] ERIKSSON, Magnus; LERVÅG, Malin; SORENSEN, Camilla; ROBERTSTAD, Andreas; BRONSTAD, Bård M.; NYHUS, Bård; AUNE, Ragnhild; REN, Xiaobo; AKSELSEN, Odd M. Additive manufacture of superduplex stainless steel using WAAM, 2018.
- [13] SILVA, Maria Inês Castro e; ASSUNÇÃO, Eurico Gonçalves; ALMEIDA, Maria Luísa Coutinho Gomes De. Study of Deposition Strategies of a Wire + Arc Additive Manufactured Component Materials Engineering Examination Committee, 2018.
- [14] Análise de metalografia. LabTeste Laboratório Metalúrgico, Santa Bárbara d'Oeste, 2023.
- [15] GARCIA, A. SPIM, J. SANTOS, C. Ensaios dos MATERIAIS. Editora LTC. 2000.

- [16] KNEZović, Nikola; TOPIĆ, Angela. Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) – A New Advance in Manufacturing, 2019.
- [17] FERREIRA, C., DALEFFE, A., CASAGRANDE, H., MARCH, G., MARTINS, H., SCHAEFFER, L. Manufatura aditiva por arco elétrico: estudo da zona termicamente afetada pelo calor entre material soldado e material de base, 2024.
- [18] SILVA, Fernando Lucas dos Santos e. Desenvolvimento de Estratégias para Manufatura Aditiva via Soldagem a Arco, 2017.
- [19] (THERMA-STEEL31.01). [https://www.techno-alloys.com/site/fichas-tecnicas/ligas-inoxidaveis/arames/7-%20ARAME%20THERMA-STEEL%2031.01%20\(ER%20310\).pdf](https://www.techno-alloys.com/site/fichas-tecnicas/ligas-inoxidaveis/arames/7-%20ARAME%20THERMA-STEEL%2031.01%20(ER%20310).pdf) . Acesso em: 20 de agosto de 2024.

**ADSORBENTS FROM MERLOT GRAPE STALKS:
PREPARATION AND CHARACTERIZATION**Janaína de Mello Patzlaff ⁽¹⁾Bethania Brochier ⁽²⁾**ABSTRACT**

Viticulture in Brazil, particularly in Rio Grande do Sul, produced over 1.45 million tons of grapes for industrialization in 2022. The grape stalk, a woody byproduct, lacks proper environmental disposal and shows potential as a precursor for adsorbents. Adsorbents were created from Merlot grape stalks using phosphoric acid at concentrations of 1%, 3%, 5%, and 45% and temperatures of 350°C, 400°C, and 450°C. Low activation levels and temperatures were ineffective for developing porosity. The best porosity was achieved with 45% phosphoric acid at 450°C. Adsorbents with 1% phosphoric acid had basic surface groups, while higher concentrations produced acidic groups. Thus, varying activation conditions create adsorbents with different characteristics and applications, including dye and heavy metal removal.

Key words — grape stalk, activation, adsorbent, activated carbon, phosphoric acid.

1. INTRODUCTION

Viticulture is an agricultural production widely exploited in Brazil, occupying an area of approximately 75 thousand hectares, with an annual production in the order of 1.45 million tons in 2022 [1]. Of this production, most of it is destined to the transformation of wines, juices and other derivatives. From the processing of grapes, the main solid residues generated refer to the pomace and stalks of the grape. The stalk corresponds to the woody part that supports the bunch of grapes to the vine and currently it has no commercial value, since the main destination of this waste is composting and landfills, as well as return to producers to be spread through the soil of the vineyards. This practice, however, can be harmful to the vines, since the stalk presents slow biodegradability and possibility of alteration of the soil composition [2]-[3]. Therefore, aiming at the use of such agro-industrial waste, several studies have been developed in the generation of adsorbent solids, such as activated carbon [2]-[5].

Adsorbent solids are materials, obtained through different activation processes, and have as a characteristic the ability to retain, on their surface, certain components of a fluid phase, having application in the most diverse areas, such as water and effluent treatment [6].

The stalk consists mainly of lignified tissues and high levels of fibers such as lignin, cellulose and hemicellulose, in addition to high levels of carbon. And therefore it presents itself as an interesting source of precursor solids, to obtain adsorbents [3]. To date, grape stalk has been used as a precursor solid to obtain adsorbents for the removal of various contaminants from water and effluents, such as the drugs caffeine, ofloxacin, paracetamol, acetylsalicylic acid, atenolol and diclofenac, dye pollutants as chrysoidine and methylene blue among other pollutants [2], [7], [8]. Within this scenario, this study explored the development of the adsorption properties of this biomass through the chemical activation process, using phosphoric acid as the activating agent.

⁽¹⁾ Chemical Engineer; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Chemical Engineering; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

2. MATERIAL AND METHODS

The grape stalk (*Vitis vinifera*) of the Merlot variety was used as a precursor solid for the process of synthesis of adsorbents. This residue was made available by a wine industry located in the city of Bento Gonçalves, a mountainous region of Rio Grande do Sul, and did not suffer any type of chemical action during the process of separation of grape grains. The stalk was cleaned and dried in an oven (DeLeo) at 60 °C for 24 hours and ground in a knife mill (SEIBT MGHS 270 A), until a solid with a particle size of 1.4 mm was obtained.

2.1. Characterization of the precursor solid

The ground solid was characterized as to its particle size distribution in a set of sieves with mesh from 8 to 35 of the Tyler series, moisture content and ash content according to methodologies 012/IV and 018/IV, determined by the Adolfo Lutz Institute [9]. The pH of the stalk was analyzed in digital pH meter (Digimed DM-20) [10].

2.2. Adsorbent synthesis

The adsorbents were synthesized through factorial design 2², varying the concentrations of activating agent and carbonization temperature. Figure 1 presents a flowchart of the synthesis step, with the conditions of the experimental design and the nomenclature given to adsorbents. The ground stalks with particle size between 2 and 0.84 mm were used. The impregnation step with phosphoric acid (H₃PO₄) as the activating agent occurred at concentrations of 1, 3 and 5 % and in the ratio of 1:2 (w/w) for 24 hours. Subsequently, the impregnated solid was dried in an oven (DeLeo) at 110 °C for a period of 24 hours. The carbonization process occurred in a furnace at 350, 400 and 450 °C, and the impregnated solid was kept at the carbonization temperature for a period of 15 minutes. The adsorbents resulting from the heat treatment were washed with deionized water until the neutralization of their pH, verified in digital pHmeter (Digimed) and dried in an oven (DeLeo) at 110 °C for 24 hours.

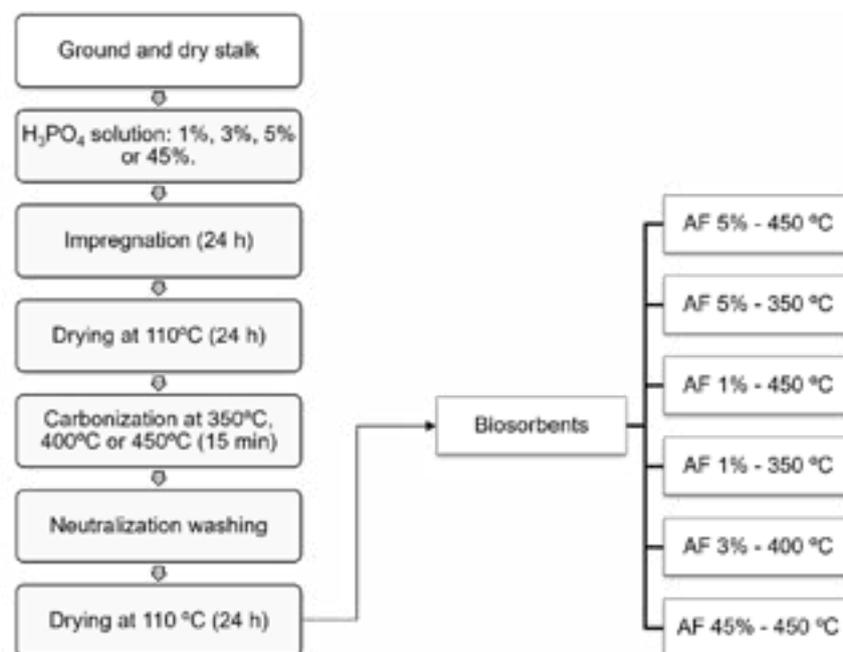


Figure 1: Process of synthesis of adsorbents obtained through factorial design 2².

Additionally, and following the same experimental procedure described, the adsorbent identified by AF 45% 450 °C was obtained by activation with phosphoric acid at a concentration of 45 %, on a mass basis. This sample was synthesized in order to verify the characteristics obtained for an activated solid in high concentrations of activating agent.

2.3. Characterization of adsorbents

The adsorbent solids obtained had their surface area (S_{BET}), pore size distribution and characteristic isotherms obtained through the adsorption of nitrogen at 77 K, determined in

Micromeritics equipment (Tristar Plus model). The mass density of each adsorbent was determined using a gas pycnometer (Micromeritics brand, model Accupyc 1340), using helium as an inert gas.

The pH and electrical conductivity of each adsorbent were determined in digital pH meter (Digimed DM-20) [10]. For the determination of the surface groups of the solids, the acid-base titration proposed by Boehm [11] was used [5], [12]. The functional groups were also identified through Fourier Transform Infrared (FTIR) spectroscopy, using the accessory for Attenuated Total Reflectance (ATR) (Perkin Elmer Spectrum 100). In this study, the spectra were obtained by recording the scans at wavelengths from 400 to 4000 cm^{-1} .

The adsorbents that obtained the best results in their characterization had their morphology verified through scanning electron microscopy, SEM (Zeiss EVO LS15). The metallization of the samples was performed by applying a gold layer of about 15 nm (Quorum Q150R ES).

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Characterization of grape stalks

The dried grape stalks were ground in a knife mill to achieve an average particle diameter of 1.55 mm, using particles that passed through a mesh sieve 8 but were retained by a mesh sieve 20. This size allowed for 77.02% of the stalks to be used as a precursor solid. This particle size was chosen for its favorable surface area and high carbon content from hemicellulose, lignin, and cellulose. Finer particles, smaller than 0.55 mm, were excluded due to their higher mineral and inorganic content [13].

The pH (4.61 ± 0.03), moisture ($10.3 \pm 0.1\%$) and ash ($8.60 \pm 0.04\%$) contents (on a wet basis) obtained were in accordance with the literature, for grape stalks of various varieties [3], [5], [14]-[16].

The pH values in the range found are characteristic for grapes and, responsible for their organoleptic properties and coloration [16, 17]. As for the moisture content, low values are desirable, because the lower the amount of moisture present in the precursor solid, the higher the adsorbent yield obtained. The ash content obtained was considerably high. Such content is due to the minerals incorporated in the vines due to the practices of cultivation, fertilization, irrigation and climatic conditions [13], [18], [19].

3.2. Yield of the synthesis process

The evaluation of adsorbent synthesis focused on the yield relative to the mass of grape stalk used as a precursor, as shown in Table 1. A high yield is crucial for assessing the economic feasibility of using agro-industrial residues to produce adsorbents.

Table 1: Yield of the synthesis process and physicochemical characterization of adsorbents obtained from the activation of Merlot grape stalks.

Sample	Yield (%)	Electrical conductivity ($\mu\text{S}\cdot\text{cm}^{-1}$)	Mass density ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)	pH	Acidic groups ($\text{mEq}\cdot\text{g}^{-1}$)	Basic groups ($\text{mEq}\cdot\text{g}^{-1}$)
AF 5 % 450 °C	45.4 ± 0.9	258.0 ± 8.0	1.484 ± 0.006	3.34 ± 0.01	1.35 ± 0.07	0.00 ± 0.00
AF 5 % 350 °C	62.3 ± 1.5	187.6 ± 0.7	1.480 ± 0.001	2.91 ± 0.02	1.30 ± 0.03	0.00 ± 0.00
AF 1 % 450 °C	42.9 ± 1.6	135.1 ± 3.7	1.439 ± 0.005	9.93 ± 0.03	0.20 ± 0.03	0.42 ± 0.03
AF 1 % 350 °C	53.6 ± 4.2	288.0 ± 10.0	1.406 ± 0.001	6.89 ± 0.03	0.69 ± 0.07	0.47 ± 0.03
AF 3 % 400 °C	49.0 ± 1.2	351.3 ± 4.8	1.469 ± 0.004	6.22 ± 0.04	0.49 ± 0.07	0.52 ± 0.03
AF 45 % 450 °C	80.5 ± 4.7	1356.0 ± 27.0	1.573 ± 0.037	2.30 ± 0.06	3.12 ± 0.05	0.00 ± 0.00

The best yields were found for the samples AF 45 % 450 °C and AF 5 % 350 °C. The high yield for the 45% phosphoric acid sample is attributed to the larger amount of acid used. The factorial design experiment showed that higher acid concentrations generally resulted in higher yields at the same temperature. However, increasing the carbonization temperature reduced the yield due to the loss of volatile components at higher temperatures [2].

3.3. Characterization of the adsorbents obtained

3.3.1. pH, electrical conductivity and mass density

Table 1 shows the physicochemical results for each synthesized adsorbent. The pH values of the adsorbents are influenced by the synthesis conditions, including the concentration of the activating agent, carbonization temperature, and characteristics of the precursor solid. For samples with a constant activating agent concentration, increasing the temperature raised the pH. This is due to the high content of alkaline oxides in grape stalks [20], which release volatile substances at higher temperatures, leaving behind mineral cations. Temperatures above 400 °C eliminate many acidic surface groups from the adsorbents while preserving some basic functional groups [13, 20]. For example, adsorbents synthesized with 1% phosphoric acid showed pH values of 6.89 at 350 °C and 9.93 at 450 °C. Conversely, adsorbents with higher activating agent concentrations, such as 45% at 450 °C, had a lower pH of 2.30 due to the strong influence of the activating agent.

The electrical conductivity of the adsorbents reflects the presence of minerals on their surface and the extent to which they have been washed after synthesis, since most minerals are leachable. The low conductivity values in samples with concentrations of 1%, 3% and 5% activating agent are favorable because the excess minerals can compete with the adsorption sites, negatively affecting the adsorption process [10]. On the other hand, the sample with 45% activating agent at 450 °C showed high electrical conductivity, probably due to the high concentration of the activating agent. This required extensive washing with deionized water to neutralize the pH, making the process less sustainable due to the high water consumption. Even with thorough washing, the final properties of the adsorbent can still affect the treatment of the liquid phase.

In addition to changes in pH, adsorbents AF 1% 350 °C and AF 1% 450 °C can alter the color of the treated liquid phase. This was evident from the reddish-brown color of the deionized water used to neutralize their pH, caused by the degradation of anthocyanins present in the grape stalks. Anthocyanins, flavonoids responsible for the color of grapes, degrade at high temperatures, leading to this coloration. In contrast, adsorbents synthesized with higher phosphoric acid concentrations did not affect water color, as the acid treatments preserved the anthocyanins, preventing their degradation and the associated unwanted coloration [21].

Mass density values are crucial for sedimentation calculations and when adsorbents are used in columns. Adsorbents with high specific masses require frequent regeneration [10]. The study found that the specific mass of adsorbents synthesized from Merlot grape stalks ranged from 1.406 to 1.484 g/cm³, with higher values achieved under conditions of greater activating agent concentration and higher temperature. These values vary based on the synthesis process and precursor material, with higher acid concentrations leading to increased adsorbent weight [22].

3.3.2. X-ray Fluorescence (XRF)

Table 2 shows the elemental constitution of the adsorbents obtained through the factorial design 2². For all adsorbents obtained, potassium (K) was the predominant element, with smaller amounts of calcium (Ca) and phosphorus (P) also present.

Table 2: Elemental composition of adsorbents from the activation of Merlot grape stalk by XRF.

Sample	Majority elements (> 50 %)	Elements (5 - 50 %)	Trace elements (< 5 %)
AF 5 % 450 °C	K	P, Ca	Cu, S, Si, Mn, Fe, Zn, Sr
AF 5 % 350 °C	K	P, Ca	Cu, S, Si, Fe, Mn, Zn
AF 1 % 450 °C	K	Ca, P	Cu, Mn, Si, Fe, S, Zn
AF 1 % 350 °C	K	Ca, P	Cu, Mn, S, Fe, Rb, Si, Zn, Sr
AF 3 % 400 °C	K	Ca, P	Cu, S, Si, Mn, Fe, Zn, Sr

The high potassium and calcium levels are linked to the mineral content in the grape stalks, as revealed by ash analysis of the precursor material. Phosphorus is associated with the phosphoric acid used during activation. These elements can influence adsorption processes by forming chemical bonds with target substances; potassium and calcium, in particular, have a high affinity for heavy metals.

3.3.3. Surface area and porosity

The structural characteristics of the adsorbent, such as surface area and pore size distribution, are crucial for determining the number of active sites available for adsorption. Table 3 shows that synthesis at 350 °C with a 1% activating agent concentration resulted in a less effective development

of the surface area of the adsorbent. The surface area obtained was $0.7643 \pm 0.0008 \text{ m}^2/\text{g}$, which is similar to the specific surface area of the raw stalk, which is $0.54 \text{ m}^2/\text{g}$ [5].

Table 3: Structural properties of adsorbents obtained from the activation of Merlot grape stalk.

Sample	Surface area BET ($\text{m}^2 \cdot \text{g}^{-1}$)	N_2 volume ($\text{cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$)	Micropores (%)	Mesopores (%)	Macropores (%)
AF 5 % 450 °C	$6,2965 \pm 0,0000$	0,008836	3,87	83,62	12,51
AF 5 % 350 °C	$3,4867 \pm 0,0067$	0,006629	3,65	81,64	14,71
AF 1 % 450 °C	$1,5866 \pm 0,0069$	0,001653	1,81	98,19	0,00
AF 1 % 350 °C	$0,7643 \pm 0,0008$	0,001267	0,87	99,13	0,00
AF 3 % 400 °C	$2,0215 \pm 0,0000$	0,003197	2,19	76,67	21,14

Among the synthesis parameters, the concentration of the activating agent had the greatest impact on the results. This is because the activating agent oxidizes and dehydrates the surface of the material, increasing its porosity [2], [23]. For example, the AF 45% 450 °C sample achieved a surface area of $551 \pm 3 \text{ m}^2/\text{g}$, demonstrating the significant effect of the activating agent concentration. Higher temperatures also increase the surface area, as observed in samples carbonized at 450 °C compared to those at 350 °C, due to increased volatilization and pore development [5], [24].

Pore size and volume are crucial for adsorption. The volume of nitrogen gas used in the analysis correlates with the surface area developed. While macropores help transport molecules, micropores and mesopores are essential for effective adsorption. Micropores and mesopores accommodate molecules of various sizes [25], making adsorbents with many mesopores suitable for removing larger molecules such as dyes.

3.3.4. Adsorption isotherms

Figure 2 shows the adsorption isotherms for the six treatments performed. For samples with acid concentrations from 1% to 5% (Figure 2a), the isotherms are of type II, indicating non-porous or macroporous adsorbents [26]. This is consistent with their specific surface area and micropore volume results. In contrast, the AF 45% 450 °C sample (Figure 2b) exhibits a type IV isotherm, typical of porous solids predominantly featuring mesopores [26]. This aligns with its large surface area and high mesopore volume, with 84.35% of mesopores developed. Additionally, samples with higher specific surface areas show an increase in nitrogen adsorption, ranging from $2 \text{ cm}^3/\text{g}$ for AF 1% 350 °C to $250 \text{ cm}^3/\text{g}$ for AF 45% 450 °C.

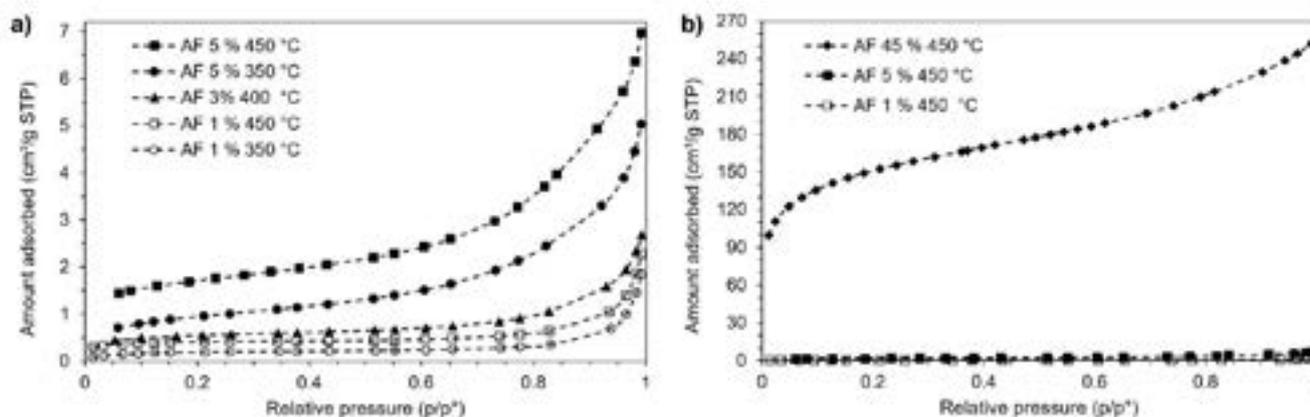


Figure 2: Characteristic isotherms for the adsorbents obtained in the factorial design (a) and for the treatment with phosphoric acid at concentrations of 1, 5 and 45% by mass, activated at 450 °C (b).

3.3.5. Fourier Transform Infrared Spectroscopy

Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR), shown in Figure 3, was used to evaluate the different functional groups on the surface of the solids. The presence of several peaks in the spectra indicates the complexity of the material. However, there is minimal spectral definition between 4000 and 2300 cm^{-1} . Notable peaks in this range include those at 2920 and 2850 cm^{-1} , associated with the $-\text{CH}_2-$ and $-\text{CH}-$ bonds of the methylene and methyl groups. A broad band in the region of oxygenated

functional groups, such as hydroxyl, carbonyl and carboxyl groups, is also evident [12]. The peaks near 1630 to 1620 cm^{-1} correspond to C=C stretching, probably linked to aromatic bonds in the lignin. The signals between 1780 and 1710 cm^{-1} indicate C=O bonds in carbonyl groups, such as aldehydes and ketones, contributing to the structure of lignin [27, 28]. The elongation of C=O bonds is characteristic of carboxylic acids, which can increase the acidic properties of adsorbents. Additional peaks around 1323 and 1273 cm^{-1} confirm the presence of lignin through the vibrations of its aromatic rings [13].

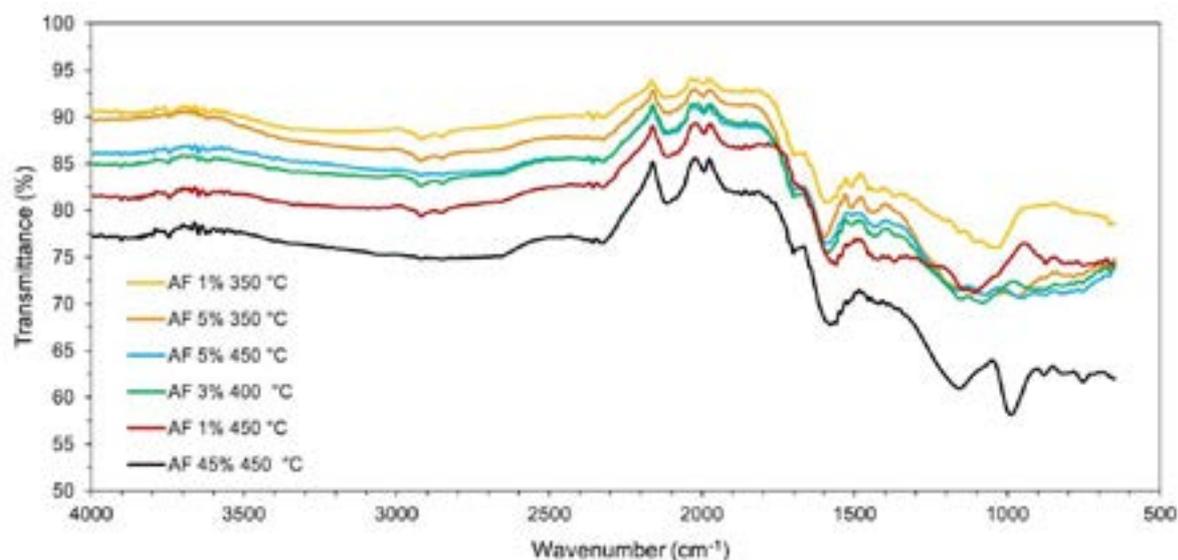


Figure 3: Compiled of the FTIR spectra of the synthesized adsorbents.

Peaks between 1250 and 1170 cm^{-1} are likely due to vibrations of P=O and P=OOH bonds, indicating phosphoric acid activation. This is supported by the smaller peaks for adsorbents with 1% phosphoric acid and the more pronounced peak for the sample with the highest impregnation. Additionally, the band near 1000 cm^{-1} is associated with asymmetric C-O-C stretching in β -glycosidic bonds, confirming the presence of cellulose and hemicellulose in the lignin structure [4], [29].

3.3.6. Acidic and basic groups

The acidic and basic groups found in the samples (Tab. 1) are consistent with the pH data and the surface groups identified through FTIR analysis. A higher amount of acidic groups (3.12 mEq.g^{-1}) was detected in activated carbon AF 45% 450°C, due to activation with a higher concentration of phosphoric acid. Acid groups are present in all adsorbents and their amount is directly proportional to the phosphoric acid concentration used in the activation process.

These acid groups, originating from the activation process and dissociation of other acidic groups like carboxylic groups identified by FTIR, give the adsorbent a negative surface charge. This can facilitate the removal of positively charged particles, as opposite charges attract. The Boehm titration results are consistent with the FTIR data.

The presence of basic groups in samples AF 1% 450°C (0.42 mEq.g^{-1}), AF 1% 350°C (0.47 mEq.g^{-1}) and AF 3% 400°C (0.52 mEq.g^{-1}) aligns with the pH values and literature data, which show the presence of cations in wine residue ashes, resulting from mineral uptake by the vine.

3.3.7. Morphological analysis

The analysis of porosity in activated carbon materials synthesized at 450 °C and different concentrations of an activating agent reveals a clear trend: as the concentration increases, so does the porosity. The micrographs illustrate this progression, with the sample at 1% concentration (Fig. 4a) showing minimal and poorly developed pores, indicating ineffective synthesis for porosity. In contrast, the sample at 5% concentration (Fig. 4b) exhibits disordered pores, while the 45% sample (Fig. 4c) displays more ordered and developed pores, attributed to the oxidation effects of higher phosphoric acid concentration. Notably, the fibrous structure of the grape stalk was preserved across all samples, with pores generally aligning along the fiber orientation, even under varying synthesis conditions. This structural integrity suggests that the synthesis process, despite differing in effectiveness, maintained

the essential characteristics of the precursor material, which is rich in carbon.

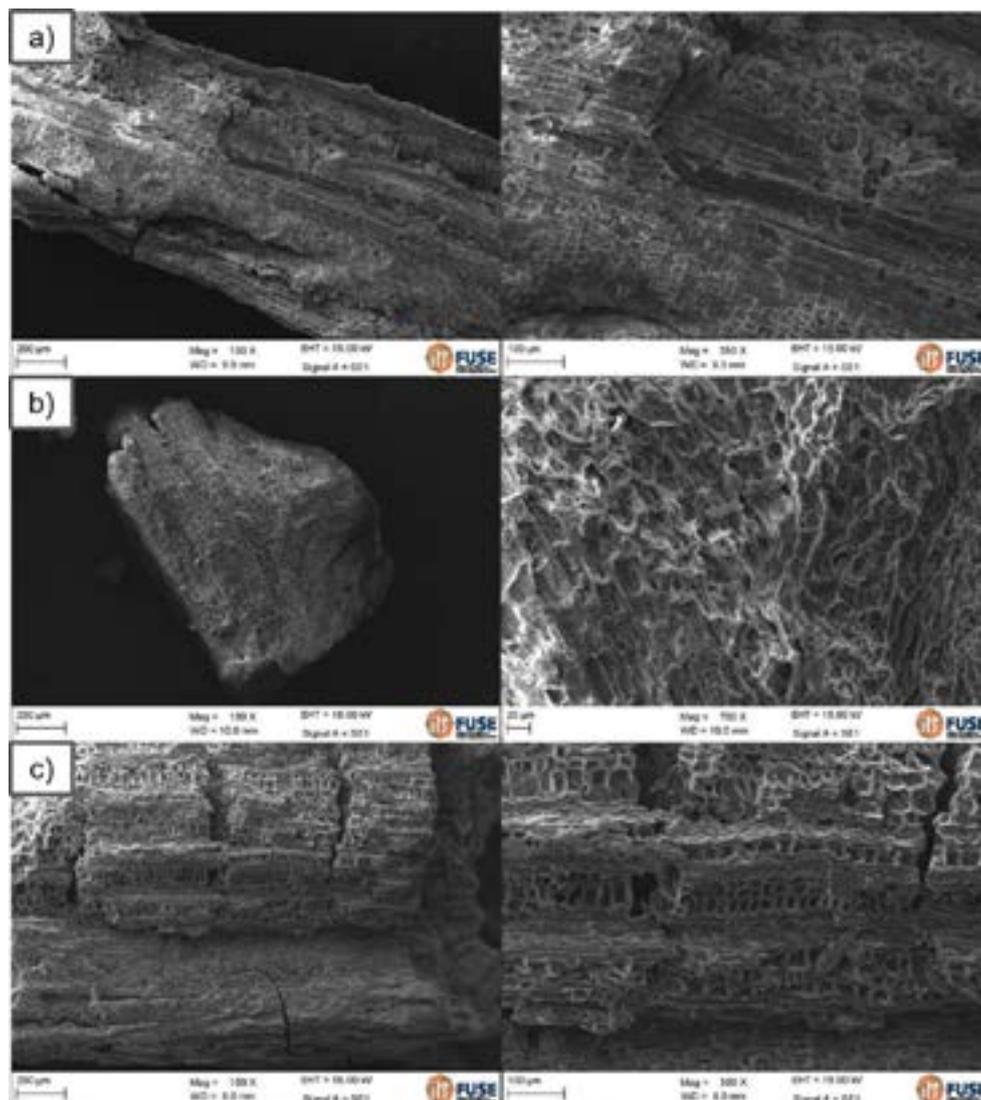


Figure 4. Morphological analysis: (a) AF 1% 450 °C, (b) AF 5% 450 °C and (c) AF 45% 450 °C

4. CONCLUSION

Since grape stalks are an agro-industrial waste, so far without proper disposal or added economic value, but rich in lignin, cellulose and hemicellulose, with a high carbon content, it presents itself as a solid precursor suitable for obtaining of adsorbents.

The grape stalk activation process showed strong results in terms of surface area development for higher phosphoric acid concentrations and carbonization temperatures. Where, the characteristics of the adsorbents obtained open a wide range of targeting, in different adsorption processes.

The major development of mesopores for these samples can make the adsorbent suitable for the retention of larger molecules, as in the case of dye molecules. In addition, the presence of acidic surface groups in the adsorbents obtained can direct their use in the removal of positively charged particles, since opposite charges will attract each other, facilitating the process. Additionally, the presence of alkaline oxides, from the stalk, can also give the adsorbents a high attraction to heavy metals.

ACKNOWLEDGMENT

The authors are grateful for the availability and infrastructure provided by UNISINOS to carry out this research.

References

- [1] FAO. FAOSTAT - Statistics Division. Grape production in 2022. <https://www.fao.org/faostat/en/#data/QCL>.
- [2] PORTINHO, R., ZANELLA, O., FÉRIS, L. A. Grape stalk application for caffeine removal through adsorption. *Journal of Environmental Management*, 2017, 202, 178-187.
- [3] DEIANA, A. C., SARDELLA, M. F., SILVA, H., AMAYA, A., TANCREDI, N. Use of grape stalk, a waste of the viticulture industry, to obtain activated carbon. *Journal of Hazardous Materials*, 2009, 172, 13-19.
- [4] MAHMOUD, M. E., EL-BAHY, S. M., ELWESHAYH, S. M. T. Decorated Mn-ferrite nanoparticle@Zn–Al layered double hydroxide@Cellulose@ activated biochar nanocomposite for efficient remediation of methylene blue and mercury (II). *Bioresource Technology*, 2021, 342, 126029.
- [5] OZDEMIR, I., SAHIN, M., ORHAN, R., ERDEM, M. Preparation and characterization of activated carbon from grape stalk by zinc chloride activation. *Fuel Processing Technology*, 2014, 125, 200-206.
- [6] ATKINS, P., PAULA, J., SMITH, D. *Físico-química*. 6. ed. LTC, Rio de Janeiro, 2018, pp. 395-419.
- [7] DAVARNEJAD, R., AFSHAR, S., ETEHADFAR, P. Activated carbon blended with grape stalks powder: Properties modification and its application in a dye adsorption. *Arabian Journal of Chemistry*, 2020, 13, 5463-5473.
- [8] NURCHI, V. M., CRESPO-ALONSO, M., PILO, M. I., SPANO, N., SANNA, G., TONIOLO, R. Sorption of ofloxacin and chrysoidine by grape stalk. A representative case of biomass removal of emerging pollutants from wastewater. *Arabian Journal of Chemistry*, 2019, 12, 1141-1147.
- [9] INSTITUTO ADOLFO LUTZ. *Métodos físico-químicos para análise de alimentos*. 4. ed. São Paulo: Instituto Adolfo Lutz, 2008.
- [10] NG, C., LOSSO, J. N., W. MARSHALL, E., RAO, R. M. Physical and chemical properties of selected agricultural byproduct-based activated carbons and their ability to adsorb geosmin. *Bioresource Technology*, 2002, 84, 177-185.
- [11] BOEHM, H. P. Surface oxides on carbon and their analysis: a critical assessment. *Carbon*, 2002, 40, 145-149.
- [12] MÉNDEZ, P., RIVERA, C., PINO, C., MUNDACA, R., CASTILLO, R., NEIRA, J., PEÑA-FARFAL, C. Chemical characterization of sub-bituminous coal from the Arauco Province – Chile. *Journal of the Chilean Chemical Society*, 2016, 61, 2805.
- [13] PUJOL, D., LIU, C., FIOL, N., OLIVELLA, M. A., GOMINHO, J., VILLAESCUSA, I., PEREIRA, H. Chemical characterization of different granulometric fractions of grape stalks waste. *Industrial Crops and Products*, 2013, 50, 494-500.
- [14] ENGEL, J. B., AMBROSI, A., TESSARO, I. C. Development of biodegradable starch-based foams incorporated with grape stalks for food packaging. *Carbohydrate Polymers*, 2019, 225, 115234.
- [15] SCHAFFER, N., TORNQUIST, C. G., MANFROI, V. *Resíduos da vinificação com potencial de uso agrícola*. Florianópolis, 2013. XXXIV Congresso Brasileiro de Ciências do Solo. Santa Catarina, 2013.
- [16] STRAPASSON, G. C. *Caracterização e utilização do resíduo de produção de vinho no desenvolvimento de alimentos com propriedade funcional*. Tese (Doutorado em Ciências Farmacêuticas). – Programa de Pós-graduação em Ciências Farmacêutica. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.
- [17] SANTANA, M. T. A., SIQUEIRA, H. H., LACERDA, R. J., LIMA, L. C. O. Physical chemistry and enzymatic characterization of grape 'Patricia' cultivated in Primavera do Leste - MT. *Ciência e Agrotecnologia*, 2008, 32, 186-190.
- [18] SPIGNO, G., PIZZORNO, T., FAVERI, D. M. de. Cellulose and hemicelluloses recovery from grape stalks. *Bioresource Technology*, 2008, 99, 4329-4337.
- [19] SZYMZYCHA-MADEJA, A., WELNA, M., JEDRYCZKO, D., POHL, P. Developments and strategies in the spectrochemical elemental analysis of fruit juices. *Trends in Analytical Chemistry*, 2014, 55, 68-80.
- [20] SARDELLA, F., GIMENEZ, M., NAVAS, C., MORANDI, C., DEIANA, C., SAPAG, K. Conversion of viticultural industry wastes into activated carbons for removal of lead and cadmium. *Journal of Environmental Chemical Engineering*, 2015, 3, 253-260.
- [21] SOUZA, V. B., FUJITA, A., THOMAZINI, M., SILVA, E. R., LUCON JR., J. F., GENOVESE, M. I., FAVARO-TRINDADE, C. S. Functional properties and stability of spray-dried pigments from Bordo grape (*Vitis labrusca*) winemaking pomace. *Food Chemistry*. 2014, 164, 380-386.
- [22] YAKOUT, S. M., EL-DEEN, S. G. Characterization of activated carbon prepared by phosphoric acid activation of olive stones. *Arabian Journal of Chemistry*, 2016, 9, S1155-S1162.
- [23] YAHYA, M. A., AL-QODAH, Z., NGAH, C. W. Z. Agricultural bio-waste materials as potential sustainable precursors used for activated carbon production: a review. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2015, 46, 218-235.
- [24] YORGUN, S., YILDIZ, D. Preparation and characterization of activated carbons from Paulownia wood by chemical activation with H₃PO₄. *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*, 2015, 53, 122-131.
- [25] AHMEDNA, M., MARSHALL, W. E., RAO, R. M. Production of granular activated carbons from select agricultural by-products and evaluation of their physical, chemical and adsorption properties. *Bioresource Technology*, 2000, 71, 113-123.

- [26] THOMMES, M., KANEKO, K., NEIMARK, A. V., OLIVIER, J. P., RODRIGUEZ-REINOSO, F., ROUQUEROL, J., SING, K. S. W. Physisorption of gases, with special reference to the evaluation of surface area and pore size distribution (IUPAC Technical Report). *Pure and Applied Chemistry*, 2015, 87, 1051-1069.
- [27] SILVA, C. M. S., MARTINELLO, K. B., LÜTKE, S. F., GODINHO, M., PERONDI, D., SILVA, L. F. O., DOTTO, G. L. Pyrolysis of grape bagasse to produce char for Cu(II) adsorption: a circular economy perspective. *Biomass Conversion and Biorefinery*, 2022.
- [28] MERLIC, C. A., FAM, B. C. Table of IR Absorptions. *WebSpectra*, Cambridge Isotope Laboratories and the UCLA Department of Chemistry and Biochemistry, 1997.
- [29] MOTHÉ, C. G., MIRANDA, I. C. de. Characterization of sugarcane and coconut fibers by thermal analysis and FTIR. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2009, 97, 661.

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

Análise mecânica do arame ER70S-6 em manufatura aditiva pulsada

Hadrian Martins ⁽¹⁾Anderson Daleffe ⁽²⁾Henrique Cechinel Casagrande ⁽³⁾

ABSTRACT

The additive production (AM) technique allows the creation of parts from successive depositions of material layer by layer. What makes this process a great industrial power is an economy in raw materials, compared to other types of manufacturing processes, as well as the manufacture of complex or customized parts, which other techniques are unable to meet, or depend on complementary processes. However, when dealing with AM of metals, more precisely the technique used using pulsed electric arc, high temperatures are necessary to melt the wire, generating heat transfers between the materials. Therefore, this study seeks to understand the influence of temperature on the behavior of carbon precipitation on the contact surface between the base plate and the layers of material deposited by this process. The AWS A5.18 ER70S-6 consumable. For mechanical characterization, a Vickers microhardness test was carried out, and for structural evaluation, metallographic analyzes were carried out. After microhardness testing, it was found that the base material and the base material have a similar hardness, which would justify the difference being the band region, which is well evident in metallography near the thermally affected zone.

1. INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva em metais revolucionou a indústria, possibilitando a criação de peças complexas a partir de CAD 3D ou por meio de programação em máquinas específicas. Diferente dos métodos tradicionais de usinagem, que removem material de uma peça bruta, a manufatura aditiva em metais constrói as peças camada por camada, depositando material. Esse processo oferece várias vantagens, como a redução de resíduos, tempos de produção rápidos e a capacidade de fabricar geometrias complexas que seriam difíceis de produzir com métodos convencionais.

Em comparação com o GMAW tradicional, que utiliza corrente constante de soldagem, o P-GMAW permite a transferência de metal por pulverização com uma corrente média de soldagem menor. Isso é possível graças ao uso de uma baixa corrente para manter o arco e uma corrente de pico alta para derreter o fio do eletrodo e separar a gota, resultando em uma corrente média inferior ao limite necessário para a transferência de spray (P. Zhu, 1997; F. Matsuda, 1984).

Estudos têm sido focados ao controle em tempo real da penetração P-GMAW, buscando informações relevantes para caracterização e controle da penetração por meio da detecção da morfologia da poça de fusão (Cruz JG, 2020; Jjn ZS, 2019).

2. REFERENCIAL TEORICO

2.1. FUSÃO POR ARCO ELÉTRICO DE SOLDA

Segundo (PAULO, 2012), o arco elétrico apresenta como característica os processos complexos de transferência de massa entre os eletrodos. Isso inclui, na soldagem com eletrodos consumíveis, o movimento do material fundido do arame-eletrodo para a peça, e tanto em processos com eletrodos consumíveis quanto em processos com não consumíveis, a movimentação de gases pelo arco, em direção geralmente do eletrodo para a peça. Esses fenômenos têm grande importância e influenciam várias características fundamentais dos processos de soldagem, como por exemplo a capacidade de soldagem em posições não planas, o aspecto do cordão metálico, a quantidade de respingos e a estabilidade do processo, a consistência do arco elétrico, a absorção de gases na poça de fusão, entre outros.

2.2. APORTE TÉRMICO E SOLDAGEM PULSADA

O aporte térmico é uma consideração crucial no contexto das estruturas metálicas, especialmente na soldagem. Ele se refere à quantidade de calor que é fornecida à peça durante o processo de soldagem. Esse calor afeta diversas propriedades das estruturas metálicas, como sua microestrutura, resistência, tenacidade e distorção. Para quantidade de calor introduzida durante o processo de soldagem, conhecida como aporte térmico ou energia de soldagem, determina a taxa de resfriamento e, conseqüentemente, o tamanho de grão e a formação de fases no material (Yin, Zhang & Yu, 2018). Ademais MODENESI também cita que o aporte térmico é a resultante da energia transferida para o material base pelo comprimento do cordão de solda.

Segundo DebRoy et al. O controle do aporte térmico através de pulsos em processos de manufatura aditiva metálica é essencial para a obtenção de microestruturas desejadas e para a melhoria das propriedades mecânicas das peças produzidas, já que por sua vez ao acontecer o aporte térmico uma grande quantidade de energia é introduzida em cada adição de camada, uma das as quais afetam o formato de grão e do próprio cordão de solda é a variável tempo, onde ao abrir o arco elétrico em um período muito prolongado eleva a temperatura em cima de um mesmo local fazendo com que o cordão se espalhe.

2.3. MANUFATURA ADITIVA

A AM (Additive Manufacturing) é consolidada com um método novo e inovador para a modelagem de peças metálicas de forma que tende a ser mais eficiente e prática comparada a métodos anteriores. Este método parte do princípio de camadas onde uma camada sobrepõe à outra de modo a formar uma forma geométrica final. Consiste em transformar um modelo CAD 3D em camadas, e a partir desses dados determinar a trajetória e os métodos de deposição, que são posteriormente acionados por quatro componentes básicos: software CNC, método de deslocamento, fonte de alimentação, e um sistema de deposição do material (GIBSON et al., 2010).

Neste contexto, a AM segue uma linha de procedimentos em oito etapas. São elas: modelagem em CAD 3D; conversão em arquivo STL (formato STL é forma de representar a peça apenas com informação de geometria, as faces do modelo são aproximadas por malhas), upload para a máquina (momento em que verifica-se o formato e a escala da peça, verificar o local de armazenamento do arquivo, utilização de softwares); preparativo do equipamento (apuração de materiais e calibração de parâmetro de utilização para o equipamento); construção (após o inicialização do programa é dada a construção das camadas); remoção e limpeza (é necessário a remoção e limpeza da superfície estar sujeito a uma determinada aplicação); pós processamento (ocasião que é necessária para finalização do projeto, como cortar, lixar, polir e dentre outros); e aplicação (seguido dos pós processamento as partes impressas estarão prontas para aplicação), (COTTELEER, 2016).

2.4. ARAME WS A5.18 ER70S-6

O arame utilizado na fabricação dos corpos de prova (cp) foi o WS A5.18 ER70S-6. Segundo CASAGRANDE, H.C., por sua vez, apresenta baixo teor de carbono. Costumasse ser empregado para a fabricação de estruturas metálicas e para uso geral em metalurgia para a ligação de materiais de baixo carbono como aço SAE 1020, devido ao seu baixo custo em comparação com outras ligas. Na tabela 1 pode ser visto a composição química de acordo com a [11].

Tabela 1: Caracterização ER70S-6

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	Ni (%)	V (%)	Cr (%)	Mo (%)	Cu (%)
0,06	0,04	0,80	0,025	0,035	0,15	0,03	0,15	0,15	0,5
0,15	0,85	1,15	Max	Max	Max	Max	Max	Max	Max

Fonte: Do autor

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Através dos testes experimentais desenvolvidos, o objetivo principal foi de produzir corpos de provas e analisar o comportamento microestrutural após o método de manufatura aditiva. Nesse sentido, realizou-se experimentos iniciais

que buscaram obter uma geometria, sem que houvesse inclusões no objeto formado. Para o início do processo, foi utilizada uma máquina de solda MIG/MAG acoplada a um sistema CNC para a formação da geometria. Após o processo de fabricação, a mesma foi posta em uma retífica para planificar as faces e deixar as espessuras uniformes de que tal modo, para os ensaios serem padrão. Em seguida realizou-se o processo de lixamento para posteriormente polir e por fim ensaio de metalografia e ensaio de dureza para o estudo do comportamento do material depositado.

3.1. FUSÃO LOCALIZADA COM MÁQUINA CNC

Na produção do estudo apresentado, utilizou-se de uma máquina que se utiliza o plano cartesiano de 3 (três) eixos Fig.1, que através de programação aplicada em um software de usinagem foi inserido dados do percurso a ser percorrido. O equipamento utiliza-se a programação mach3, que através de coordenadas no plano criou-se as coordenadas da trajetória da tocha. Para realização da fusão localizada utilizou-se uma máquina do processo MIG/MAG.

Figura 1: Máquina CNC



Fonte: Do autor (2024)

3.2. PARAMETRIZAÇÃO DO CORDÃO

Para determinar os parâmetros de tensão, corrente, alimentação do arame, vazão do gás, assim como outros parâmetros, é realizado um cordão de solda e analisado o comportamento da poça de fusão, afim de terminar o método mais adequado e em seguida criar a parede de cordão ER70s-6. Ao decorrer do processo, a máquina de soldagem MIG/MAG da IMC modelo DIGIplus A7.

3.3. RETIFICAÇÃO

Nesta operação a parede de cordão foi inserida na retifica da marca Mello, onde a peça é presa em uma superfície magnética de tal modo que um rebolo ao passar por sua superfície retira material afim de planificar a superfície da parede retirando as ondulações presentes, formadas pela deposição do material na poça de fusão, com a finalidade de homogeneizar as superfícies, as quais favorecem posteriormente em outros processos.

3.4. ANÁLISE MICROSCÓPICA

No processo de preparação para visualização da microestrutura, o material foi lixado, polido e atacado com uma solução de 2% de Nital. Nessa fase, o objetivo foi de adquirir as características necessárias do ensaio de metalografia e visualizar a formação dos grãos no microscópio Olympus modelo SC30, em que segue a norma ABNT NBR 15454.

3.5. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de microdureza Vickers em perfil foi realizado para avaliação mecânica. Para tal, utilizou-se o microdurômetro da marca SHIMADZE®, modelo HMV-2TADW. A carga aplicada foi de 9,806 Newtons com tempo de aplicação de 10 segundos para o núcleo da amostra, conforme norma ABNT NBR NM ISO 6507.

4. RESULTADOS

4.1. ESPECTROMETRIA PARA O AÇO SAE 1020 E ARAMES ER70S-6

Conforme Tabela 3, o teor de carbono para ambos os materiais é próximo, o que justifica a aplicação do material de base SAE 1020.

Tabela 2: Dados da espectrometria.

Elemento	ER70S-6 (%)	SAE 1020 (%)
Carbono (C)	0,104	0,107
Silício (Si)	0,657	<0,0050
Manganês (Mn)	1,259	0,465
Fósforo (P)	0,014	0,016
Enxofre (S)	0,01	<0,0030
Cromo (Cr)	0,020	0,020
Molibdênio (Mo)	0,014	0,0096
Cobre (Cu)	0,093	0,0045
Ferro (Fe)	Bal.	Bal.

Fonte: Do autor

Outros componentes fazem parte da estrutura desses materiais, destacando-se o uso de manganês como desoxidante e dessulfurante. Quando o manganês está presente em concentrações abaixo de 1 %, ele não afeta negativamente a soldabilidade, embora possa aumentar a dureza do material. Em concentrações superiores a 1 %, o manganês pode aumentar a propensão a trincas durante o processo de soldagem. [13] [14] [15].

4.2. AMOSTRA FABRICADA POR MANUFATURA ADITIVA

Primeiramente foi realizado o ajuste de parâmetro do arame em questão na própria máquina em questão.

Figura 2: Impressão 3D



Fonte: Do autor

A parede manufaturada possui aproximadamente 130 mm de comprimento, 50 mm de altura e 13 mm de espessura. A impressão foi realizada com cordão duplo lateralmente. O incremento para cada passe, ou seja, o valor que a máquina deslocou na vertical para cada camada foi de aproximadamente 1,85 mm, totalizando 27 camadas.

Após a fabricação das amostras, as mesmas foram cortadas e retificadas em uma serra de fita do fabricante Franho modelo FM 18S e uma retífica plana da fabricante Mello modelo P36, respectivamente.

4.3. ENSAIO METALOGRAFICO

Na ampliação de 50x a esquerda pode-se notar a disposição de perlita em bandas, que é proveniente do sentido de laminação que ocorre durante a manufatura da chapa (COLPAERT Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns). Já na direita, notamos que esta disposição não é presente, visto que o material dali é proveniente de fusão e solidificação.

Figura 3: Metalografia da região de fronteira

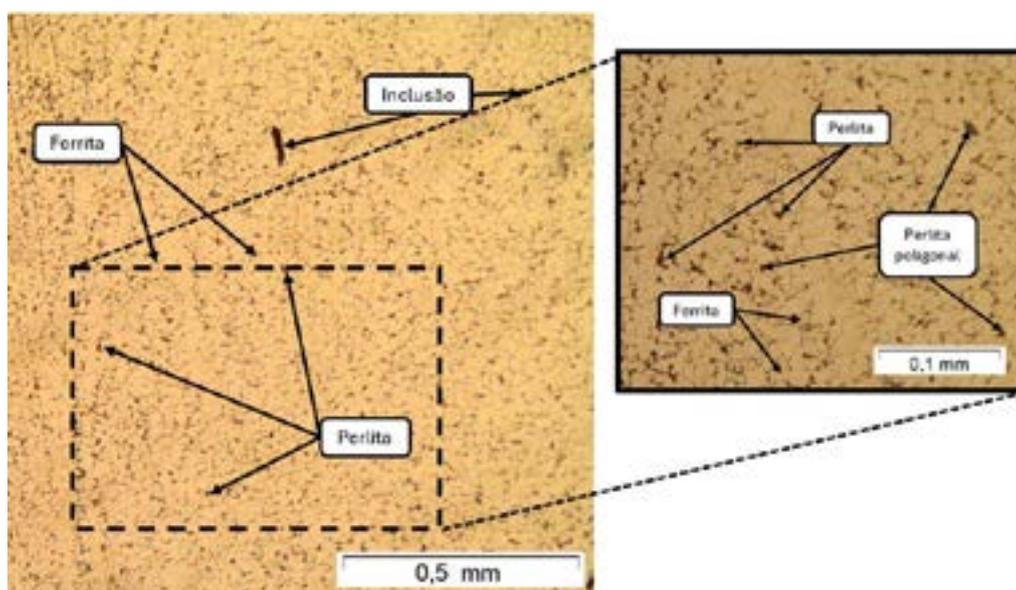


Fonte: Do Autor

Nota-se também que na fronteira de transição solda material base ocorre um acúmulo de carbono, proveniente da alta temperatura feita pelo processo de soldagem. Nota-se também que o carbono migrou mais do próprio material de solda que da chapa, isso deve ocorrer devido à alta temperatura que o material depositado se encontrava facilitou o deslocamento interno de carbono.

A Figura 4 detalha a metalografia para o arame, onde pode ser visto que este material demonstrou precipitação de carbono para a superfície de contato. Entretanto, possui uma estrutura similar comparado ao material de base, visto que para a região de deposição de material é composta pela fase ferrita e o microconstituente perlita.

Figura 4: Linha de ligação entre material depositado e base.



Fonte: Do autor.

4.4. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

A fig.5, demonstra os resultados pertinentes ao ensaio de microdureza. Neste ensaio, as endentações iniciam no material base (SAE 1020), aproximadamente a 2 mm da zona termicamente afetada (ZTA), com passe entre indentação de 0,3 mm, em que apresenta variação entre 126,28 e 137,5 HV. Já para região de ligação, a microdureza obteve medidas com aproximadamente 155 HV. Posteriormente ao passar pela ZTA, realizasse mais quatro ensaios a distância de 0,3 mm, passa-se a utilizar 1 mm entre 5 indentações posteriores e finalizar com mais 3 dados a distância de 3 mm cada, em que demonstra valores entre 150,28 e 132,83 HV.

Figura 5 - Microdureza sentido vertical.

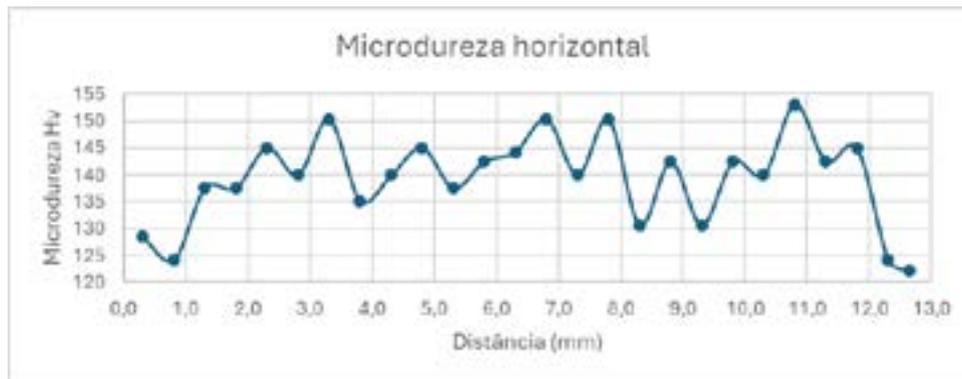


Fonte: Do autor.

Neste ensaio pode ser observado que a microdureza na chapa é levemente superior a microdureza no material depositado, que pode ser explicado pela estrutura em bandas do material da chapa [12].

O gráfico horizontal evidencia-se a diferença de microdureza que há entre o centro e a periferia do corpo de prova, explicado devido a diferente velocidade de resfriamento que impacta na perlita e no crescimento de grão.

Figura 6 - Microdureza sentido horizontal



Fonte: Do autor

Devido a diferença de microdureza relativamente baixa entre as bordas ao centro, o processo de soldagem apresenta um produto de boa qualidade por fornecer um material considerável homogeneidade.

5. CONCLUSÃO

Posteriormente a análise metalográfica foi possível verificar que para a região em que houve a deposição do material ER70S-6 a base SAE 1020, há migração de carbono do metal de base para o material depositado, no entanto, a camada de migração fica muito próxima a base, o que pode vir a ser eliminada ao separar a peça impressa do metal de base.

Ao avaliar os dados de microdureza, o arame ER70S-6 sofreu maior influência da temperatura nas periferias devido ao resfriamento que resultou em uma diferença na microdureza de aproximadamente 16%.

Desta forma, ao avaliar a microdureza do material depositado na região de deposição foi de 137 HV. O aumento da microdureza pode estar ligado a quantidade de manganês associado ao cromo presentes no material de estudo.

REFERENCIAS

- [1] GIBSON, I.; STUCKER, B.; ROSEN, D. W. Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing. New York: Springer, 2010. Disponível em: <https://www.springer.com/gp/book/9781493944552> . Acesso em:22 mai. 2024.
- [2] Yin, R., Zhang, Y., & Yu, G. (2018). Effects of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties in Laser Welding of Advanced High-Strength Steels. *Journal of Manufacturing Processes*, 34, 699-709.
- [3] PAULO, J. et al. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS E sua Aplicação na Soldagem dos Metais. [s.l.: s.n.]. Disponível em: <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/fisica_da_soldagem1.pdf>.

- [4] Jjn ZS, Li HC, Li R, Sun Y, Gao HM. 3D reconstruction of GMAW pool surface using composite sensor technology. *Measurement* 2019;133(4):508–21
- [5] Cruz JG, Torres EM, Alfaro SCA. A methodology for modeling and control of weld bead width in the GMAW process. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 2015;37(5):1529–41.
- [6] F. Matsuda, M. Ushio, Y. Tanaka, K. Itonaga, T. Yokoo, Pulsed GMAW: one-drop-transfer and process parameter (welding physics, process & instrument), *Trans. JWRI* 13 (2) (1984) 187–192.
- [7] P. Zhu, M. Rados, S.W. Simpson, Theoretical predictions of the startup phase inGMA welding, *Weld. J.* 78 (7) (1997) 269s–274s.
- [8] MODENESI, P. Soldabilidade de algumas ligas metálicas. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2011. Disponível em:< <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>>.
- [9] CASAGRANDE , H. C.; DALEFFE , A.; DE MARCH , G.; FERREIRA , C. A.; DA SILVA , J. V.; MARTINS, H.; SCHAEFFER , L.; CASTELAN , J.; FRITZEN, D. Carbon precipitation on the bonding line between deposited material and base material using an additive manufacturing process. **Seven Editora**, [S. l.], p. 733–746, 2024. Disponível em: <https://sevenpublicacoes.com.br/editora/article/view/5301>. Acesso em: 28 aug. 2024.
- [10] Sniderman, Brenna, Monika Mahto, and Mark J. Cotteleer. "Industry 4.0 and manufacturing ecosystems: Exploring the world of connected enterprises." *Deloitte Consulting* 1 (2016): 3-14.
- [11] AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS A5.18/A5.18M –Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding. Miami, Fl. 2010.
- [12] FINANCEIRO, A. 20o Congresso de Iniciação Científica ESTUDO DE ESTRUTURA BANDEADA EM AÇOS CARBONO E AÇOS DE BAIXA LIGA Autor(es) MARINA FONSECA SPAGNOL Orientador(es) RODOLFO LIBARDI. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<https://www.unimep.br/phpg/mostracademica/anais/10mostra/1/244.pdf>>.
- [13] UTP. UPT: Tecnologia da era nuclear. Curso técnico de soldas. Edição de 1986.
- [14] SILVA, S. MECANISMO DE TRINCAMENTO DE AÇO DE MICROESTRUTURA AUSTENO-FERRÍTICA EM MEIO CORROSIVO ESTUDO DE CASO. Pág. 10. UFRJ, Rio de Janeiro, 2011. Disponível em:< <https://pantheon.ufrj.br/bitstream/11422/8905/1/monopoli10004407.pdf>>.
- [15] BELTRÁN, J. Influência do Metal de Adição e do Gás de Proteção na Soldagem MAG de Chapas de Aço SAE 1020. 2019. 30 f. Monografia (Graduação Em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2019. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/211333/001113947.pdf?sequence=1&isAllowed=y>.



42° SENAFOR

26ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
26th International Forging Conference

25ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 12ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 9º Congresso do BrDDRG

25th National Sheet Metal Forming Conference / 12th International Sheet Metal Forming
Conference / 9th BrDDRG Congress

12ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 4, 5 e 6 de outubro de 2023 / October 4-6, 2023

Estudo de proteção e propriedades mecânicas de peças sinterizadas infiltradas com cobre

Erton Cardoso Junior ⁽¹⁾

Fabício Celso ⁽²⁾

Jane Zoppas Ferreira ⁽³⁾

RESUMO

As peças sinterizadas têm ganhado destaque na indústria automotiva como uma alternativa promissora aos processos de fabricação convencionais, como usinagem e fundição. Na busca por eficiência e inovação, a indústria automotiva tem adotado cada vez mais peças sinterizadas devido às diversas vantagens que oferecem. Do ponto de vista de aplicação industrial, o processo de metalurgia do pó é relativamente recente, o que causa dificuldades inerentes à falta de familiaridade com seu funcionamento. Assim, o objetivo do estudo consistiu em avaliar o efeito das etapas de fabricação nas propriedades de peças produzidas por metalurgia do pó. No presente estudo, amostras sinterizadas foram submetidas às operações de adição de cobre por infiltração, oxidação negra e aplicação de óleo protetivo, sendo caracterizadas em relação à resistência à corrosão em câmara úmida e em relação às propriedades mecânicas de tensão de ruptura e dureza. Os principais resultados mostram que a infiltração de cobre proporcionou aumento de 17% na dureza e aumento de 33% na tensão de ruptura, enquanto a oxidação negra gerou aumento de 16% na dureza e aumento 56% na tensão de ruptura. A aplicação de óleo se mostrou fundamental para proteção contra a corrosão enquanto manteve as demais propriedades das amostras avaliadas. Assim, os resultados deste estudo destacam a viabilidade e a eficácia do uso de peças sinterizadas na indústria automotiva, especialmente quando se busca substituir processos de fabricação convencionais.

Palavras-chave: metalurgia do pó, sinterização, infiltração de cobre, propriedades mecânicas, resistência à corrosão

⁽¹⁾ Mestrando; Brutt Brasil LTDA.

⁽²⁾ Prof. Dr. Fabício Celso.; Universidade Federal de Pelotas, Brasil.

⁽³⁾ Prof. Dra. Jane Zoppas Ferreira; Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a fabricação de peças sinterizadas tem se consolidado na indústria automobilística, tanto como uma alternativa às tecnologias tradicionais quanto como uma solução inovadora para desafios específicos da engenharia. A metalurgia do pó, em particular, permite a criação de peças com geometria complexa e características únicas, mas também impõe desafios em termos de desempenho, especialmente quando comparada a peças usinadas.

Um exemplo clássico dessa transição é a substituição de buchas flangeadas usinadas por peças sinterizadas. Para que essa substituição seja viável, as peças sinterizadas precisam atender a rigorosos requisitos de resistência mecânica e à corrosão. No entanto, a porosidade inerente às peças sinterizadas, resultado do processo de compactação do pó metálico, compromete sua densidade, tornando-as mais suscetíveis a fraturas e à oxidação [1].

Para superar essas limitações, diversas técnicas têm sido aplicadas. Uma tecnologia amplamente difundida é a pintura Geomet, garantindo uma proteção eficiente contra a corrosão em peças tradicionais. A pintura com Geomet foi testada por esse grupo de pesquisa em momentos anteriores, porém as exigências requeridas não foram atingidas. Outro processo conhecido por promover uma melhora significativa nas propriedades mecânicas e químicas de peças sinterizadas é a infiltração com outros metais, como o cobre [2]. O cobre aumenta a densidade de peças sinterizadas não só pelo preenchimento da porosidade, mas também pela maior densidade do cobre em relação ao material base (ferro) [3]. Dessa forma, o presente trabalho discute a infiltração de cobre utilizando a técnica “one step”, com posterior oxidação negra. Para a realização da infiltração “One Step” uma peça de cobre foi posicionada no topo da peça verde (peça de aço ainda não sinterizada). O infiltrante de cobre posicionada em cima da peça tem uma maior penetração pela força da capilaridade e da gravidade [4]. O uso da infiltração sela a porosidade para operações secundárias como a galvanoplastia [5]. A metalurgia do pó convencional gera grande área superficial onde a oxidação pode ocorrer, portando uma peça infiltrada mais densa resulta num aumento da resistência a corrosão [6]. Alguns dos resultados obtidos é a melhora significativa nas propriedades mecânicas, preenchendo os poros e aumentando a densidade da peça.

Assim sendo, este trabalho tem como objetivo avaliar e aprimorar as características das peças sinterizadas, buscando equipará-las ou superá-las em relação às peças usinadas. A adoção da metalurgia do pó, embora promissora, ainda enfrenta resistência devido ao desconhecimento técnico e à falta de confiança nos processos de adequação. Com base em uma análise detalhada dos desafios e soluções, este estudo visa proporcionar maior segurança e confiança para os fabricantes e consumidores ao considerar essa tecnologia emergente.

2. METODOLOGIA

2.1 Preparação das Amostras

As amostras foram produzidas em uma prensa excêntrica de 30 toneladas, utilizando a mistura de pó FX-2008. A sinterização foi realizada em um forno de esteira com atmosfera controlada. Para aprimorar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão, duas rotas de tratamento foram testadas: infiltração de cobre pela técnica “one-step” e oxidação negra, além da combinação desses processos. O fluxograma da sequência dos tratamentos e das amostras coletadas é apresentado na Figura 1.

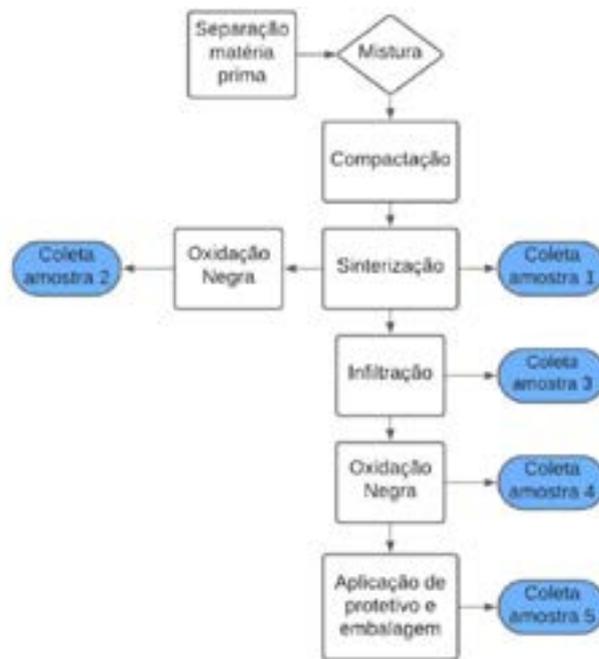


Figura 1: Fluxograma das etapas do trabalho, bem como a demonstração das amostras coletadas.

Infiltração de Cobre (Técnica "One-Step")

Inicialmente, determinou-se a massa de cobre necessária para preencher os vazios das peças sinterizadas, com base na diferença de densidade entre a peça usinada e a peça sinterizada. A densidade final desejada é de 85% a 99% da obtida por usinagem [7]. Um anel de cobre de alta pureza, com aproximadamente 2,1 g (15% da massa total), foi posicionado sobre a peça sinterizada (Figura 2) e o conjunto foi submetido ao forno de sinterização, permitindo a fundição e infiltração do cobre na matriz de aço. Esta porcentagem foi considerada ótima em estudos anteriores [4]. O arame de cobre de alta pureza foi escolhido pois, o fio de cobre promove uma maior infiltração de cobre com a mesma quantidade de material, uma vez que não há perda por resíduo ou lubrificante [5].



Figura 2: Peças de aço com cobre antes da sinterização.

Oxidação Negra

As amostras foram enviadas para uma empresa especializada, onde foram submetidas a um forno com temperatura e umidade controladas, seguindo uma metodologia específica. O tratamento foi aplicado tanto em peças infiltradas com cobre quanto em peças sinterizadas não infiltradas.

Aplicação de Óleo Protetivo

Para a proteção adicional das amostras, foi aplicado um óleo protetivo comercial por imersão em tanque. Após a imersão, as peças foram colocadas sobre uma tela para remoção do excedente de óleo.

2.2 Técnicas de Caracterização

Avaliação da Porosidade

A porosidade das amostras de aço sinterizado foi analisada antes e após os tratamentos, utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens foram obtidas em um equipamento da marca Thermo Fisher Scientific, modelo Phenon ProX, operado a 15 kV.

Resistência à Corrosão

Para a avaliação da resistência à corrosão, as amostras foram submetidas a um teste de exposição em câmara úmida por até 504 horas, utilizando um equipamento da marca BASS Equipamentos Ltda., modelo UK-MP-01/2005-S.

Caracterização das Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas foram avaliadas quanto à dureza e resistência à ruptura. A dureza foi medida em um durômetro de bancada, marca Digimess, modelo MRS/EXP. A resistência à ruptura foi determinada utilizando um dispositivo de tração desenvolvido internamente.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As peças submetidas à oxidação negra podem ser visualizadas na Figura 3. Observou-se que as amostras que não foram infiltradas apresentaram uma coloração escura mais uniforme após o processo.



Figura 3: Peças de aço sinterizado antes e depois da oxidação negra e infiltração de cobre.

Em contraste, as peças infiltradas com cobre não desenvolveram uma camada de óxido uniforme, o que pode ser atribuído à infiltração irregular do cobre, devido à presença de interstícios irregulares na geometria da peça. Essa distribuição desigual do cobre compromete a uniformidade da camada de óxido formada na superfície.

Ensaio Mecânicos e de Dureza

Inicialmente, foram realizados ensaios de tração e medição de dureza nas peças sinterizadas, com e sem infiltração de cobre. A Tabela 1 apresenta os resultados desses ensaios.

Tabela 1: Resultados dos ensaios de dureza e tensão na ruptura das amostras avaliadas neste trabalho.

Amostra	Dureza (HRB)	Tensão de Ruptura (kg)
1. Aço Sinterizado	75,71	13,73
2. Aço Sinterizado + Oxidação Negra	83,11	12,13
3. Aço Sinterizado + Cobre	91,66	20,56
4. Aço Sinterizado + Cobre + Oxidação Negra	90,6	31,73
5. Aço Sinterizado + Cobre + Oxidação + Óleo	89,66	27,66

A peça de aço convencional atingiu 13,73 kg de resistência à tração e 75 HRB de dureza. A oxidação negra não apresentou influência significativa nesses dois fatores mecânicos, diferentemente da infiltração com cobre. Após esse último processo, houve um aumento significativo de 149% na resistência mecânica, alcançando 20,54 kg de força e 91,66 HRB de dureza. Ainda, a combinação entre infiltração de cobre e oxidação negra contribuiu para o aumento da dureza superficial, aumentando ainda 231% a resistência à tração, atingindo 31,73 kg.

Tratamento Superficial e Resistência à Corrosão

No ensaio de câmara úmida, as peças sinterizadas apresentaram os primeiros sinais de corrosão a partir de 22 horas. Esse resultado foi seguido para a amostra 3, com apenas cobre infiltrado na peça sinterizada. As amostras 2 e 4, com tratamento por oxidação negra, apresentaram uma pequena melhora na resistência à corrosão, possivelmente, devido ao crescimento de uma camada de óxido protetivo.

Ainda, para aumentar a resistência à corrosão da peça com tratamento combinado (infiltração de cobre e oxidação negra), tendo em vista os resultados mecânicos superiores, aplicou-se um óleo protetivo comercial. Essa etapa de polimento permitiu que as amostras suportassem mais de 504 horas sem apresentar sinais de corrosão visíveis, conforme indicado na Figura 4.

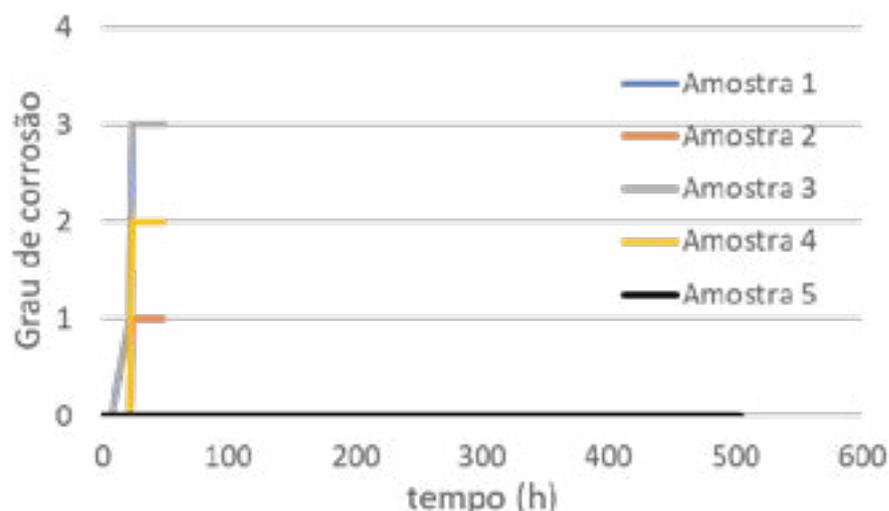


Figura 3: Resultados do ensaio de câmara úmida

Análise Microestrutural

A eficiência da infiltração de cobre e a homogeneidade das peças foram avaliadas por meio de imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A morfologia das amostras é apresentada na Figura 4. Essas amostras foram analisadas após o ensaio de tração, e pode se observar uma melhora considerável da porosidade da peça comparando a Figura (a), aço sinterizado, com a Figura (c), após a infiltração de cobre.

Ainda, uma análise química (EDS) revelou uma pequena variação na concentração de cobre, de aproximadamente 4%, entre a parte superior e a parte inferior da peça. Esse resultado pode ser explicado pela posição da infiltração da peça sinterizada [4]. Apesar de contar com a força de capilaridade e da gravidade, promovendo uma infiltração mais uniforme e profunda, o gás residual nos poros da peça original pode dificultar a total homogeneização do material infiltrado, resultado em pequenas diferenças de composição entre o topo e o fundo da peça. Dessa forma, estudos futuros devem ser conduzidos a fim de mitigar essas diferenças, ainda que pequenas.

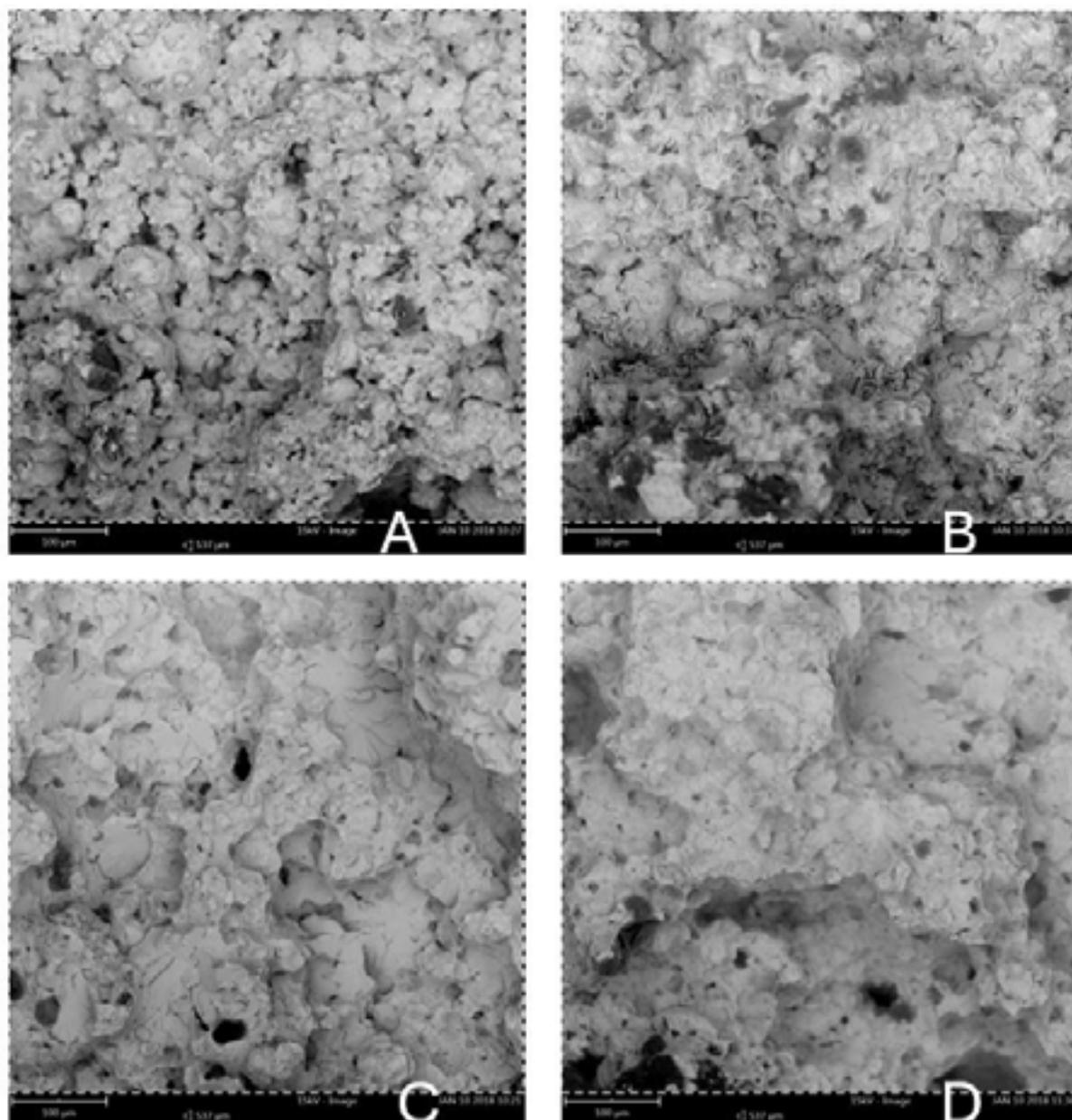


Figura 4: Imagens de microscopia eletrônica de varredura para as amostras (a) 1, aço sinterizado; (b) 2, aço sinterizado + oxidação negra; (c) 3, aço sinterizado + infiltração com cobre e; (d) 4, aço sinterizado + infiltração com cobre + oxidação negra.

4. CONCLUSÃO

Os resultados deste estudo destacam a viabilidade e a eficácia do uso de peças sinterizadas na indústria automotiva, especialmente quando se busca substituir processos de fabricação convencionais. A infiltração de cobre proporcionou aumento de 17% na dureza e aumento de 33% na tensão de ruptura, enquanto a oxidação negra gerou aumento de 16% na dureza e aumento 56% na tensão de ruptura.

Assim, infiltração de cobre e a oxidação negra mostraram-se métodos eficazes para melhorar as propriedades mecânicas das peças sinterizadas, com aumentos consideráveis na dureza e na tensão de ruptura. Além disso, a aplicação de óleo protetivo demonstrou ser essencial para garantir a resistência à corrosão, sem comprometer as propriedades mecânicas das amostras. A disseminação do conhecimento sobre metalurgia do pó é crucial para superar as barreiras iniciais de adoção dessa tecnologia. Ao compreender os fundamentos e as etapas de fabricação, a indústria pode explorar

plenamente as vantagens das peças sinterizadas, promovendo a inovação e a eficiência na produção de veículos.

3. REFERÊNCIAS

- [1] ROSSO, M ; ACTIS GRANDE, M. High density sintered stainless steels with improved properties. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 21, 2, 2007.
- [2] CAMPOS, M; TORRALBA, J.M; MENAPACE, C; MOLINARI, A. Effect of copper infiltration on fracture mode in sintered steels. *Powder Metallurgy*. 2008, 51(2), 176-181.
- [3] SCHWAB, P.V; Influência da sinterização e infiltração de cobre nas propriedades de engrenagens produzidas por metalurgia do pó. Monografia. Engenharia Mecânica, UFRGS, 2019.
- [4] PENGCHENG, L; LINSHAN, W; XUEBING. L; QIANG, H; LIMIN, W. Effects of copper infiltrant amount and infiltration method on mechanical properties of sintered steel. *3rd Internacional Conference of Non-Ferrous Materials*, 2690, 012005, 2024.
- [5] SANDEROW, H; RIVEST, P. Another way to infiltrate with cooper. *Metal Powder Report*, 2008, 63(10), 12-17.
- [6] SCHOLTZ, A.P. A study of copper infiltration for convencional ferrous powder Metallurgy. Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia, Universidade Stellenbosch. 2018.
- [7] RIVEST, P. Copper-based alloys and their use for infiltration of powder metal parts. US20100206509A1, Estados Unidos. Disponível em: <https://patents.google.com/patent/US20100206509A1/en>



43° SENAFOR

27ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
27th International Forging Conference

26ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 13ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 10º Congresso do BrDDR
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13rd International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDR Congress

13ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
13rd International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental
Porto Alegre/RS 2, 3 e 4 de outubro de 2024 / October 2-4, 2024

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF ADSORBENTS FROM MALT BAGASSE

Aline Schaab ⁽¹⁾
Bethania Brochier ⁽²⁾

ABSTRACT

The brewing industry produces large quantities of by-products, the main one being malt bagasse, which accounts for around 85% of the total by-products generated. In this sense, producing adsorbents from malt bagasse is an interesting alternative from an environmental and commercial point of view. The dry malt bagasse (BM) and activated carbon with KOH derived from this bagasse (CA) were obtained and various properties of these adsorbents were analyzed, including pH, electrical conductivity, moisture, ash, mass density, particle size, functional groups, point of zero charge and scanning electron microscopy. Results showed that BM and CA have attractive characteristics for use as biosorbent and adsorbent, respectively, such as pH close to neutral (around 6.5) and in the case of CA, a very porous structure due to chemical activation, which can be used to remove micropollutants from water and liquid effluents.

Key words — malt bagasse, adsorption, biosorbent, activated carbon.

1. INTRODUCTION

Brazil is the third largest producer of beer in the world; in 2022 the country consumed around 15.4 billion liters of the beverage [1]. In contrast, high production generates a large amount of by-products, the most abundant of which is malt bagasse, which accounts for around 85% of the total by-products generated [2]-[3].

Currently, malt bagasse is used as animal feed, but this use can present complications due to the difficulty of proper storage [4]. Biosorbents from malt bagasse have been used effectively to remove dyes such as methylene blue [5] and Reafix Yellow B2R [6] and for water purification [7].

This scenario corroborates the importance of adding value to the use of by-products from the brewing industry. In this sense, with a view to utilizing malt bagasse, using the adsorption method to remove contaminants using the by-product and its activated carbon as adsorbents is an interesting alternative from an environmental and commercial point of view.

Activated carbon, along with clays and graphene oxide, is among the most commonly used adsorbents on the market today [8]. Activated carbon stands out due to its high adsorption capacity

⁽¹⁾ Chemical Engineer; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Chemical Engineering; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

and high surface area, complex porous structure and the presence of various functional groups on its surface. In addition, it has a wide range of applications and good adsorption affinity with different analytes [9]. They can be produced from raw materials with a high carbon content such as wood, petroleum coke and coconut shells [10].

However, due to the high cost of raw materials and the environmental impacts related to their production, large-scale application of activated carbon can become unfeasible, making it important to study new, more accessible materials as biosorbent made from malt bagasse. Therefore, the aim of this work was to produce a biosorbent and an activated carbon from malt bagasse and to characterize them in order to evaluate possible applications.

2. MATERIAL AND METHODS

The malt bagasse was supplied by brewery Dart 72, located in Novo Hamburgo / RS (Brazil).

2.1. Preparation of adsorbents

The malt bagasse was dried (100°C for 24 h) and crushed to produce a biosorbent called BM. The activated carbon (CA) was made by calcining the malt bagasse at 500°C for 15 min, followed by chemical activation with KOH in a mass ratio of 1: 1.5: 3.5 (sample: potassium hydroxide: deionized water). The mixture was stirred for 1 hour, dried (100°C for 24 h) and calcined again (500°C for 15 min). To neutralize the activated carbon, it was washed with a 0.1 M HCl solution and then dried (100 °C for 24 h).

2.2. Sample characterization

The dried and crushed malt bagasse (BM) and activated carbon (CA) (shown in Figure 1) were evaluated in triplicate.



Figure 1: picture of the dried and crushed malt bagasse (BM) and activated carbon (CA)

Electrical conductivity and pH were determined as in [11]. Moisture content and ash content were measured at 105°C and 550°C respectively (both with methodologies from [12]). Mass density was measured using a helium gas pycnometer (Micromeritics, model Accupyc 1340).

Particle size analysis was carried out using seven Tyler series sieves with mesh sizes ranging from 8 to 100. The samples were shaken for 20 minutes in a Bertel sieve shaker. The functional groups present in the samples were identified using a Fourier transform infrared spectrophotometer (FTIR), Agilent Cary, model 630 FTIR. To determine the surface charges, point of zero charge (PZC) analysis was carried out using the “eleven-point experiment” method [13]. The morphological analysis was obtained using Scanning Electron Microscopy (SEM) with Zeiss equipment.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Characterization tests

The characterization results obtained for both samples are shown in Table 1. The parameters of

pH and electrical conductivity are essential for evaluating adsorbents. The pH determines the surface charge of the material, influencing the interaction with the adsorbate, and values close to neutrality are preferable to avoid altering the pH of the solution. Electrical conductivity reflects the amount of minerals that can dissociate in the solution, and its increase can decrease the adsorptive capacity due to competition and unwanted reactions. In the adsorption of organic compounds in solution, as in this study, a neutral pH and low levels of electrical conductivity are generally sought [14]. It is possible to observe that the pH of the CA, even after activation with KOH, was neutral, showing the effectiveness of washing. The lower electrical conductivity of CA compared to BM may be a result of the porous structure formed during activation, which retains free ions.

Table 1: Physicochemical analysis of malt bagasse (BM) and activated carbon (CA).

Parameter	BM	CA
pH	6.69 ± 0.10 ^a	6.47 ± 0.02 ^b
Electrical conductivity (µS/cm)	139.7 ± 1.53 ^a	43.6 ± 0.90 ^b
Moisture on wet basis (%)	9.98 ± 0.07 ^a	6.93 ± 0.11 ^b
Ash on wet basis (%)	2.80 ± 0.19 ^b	17.62 ± 1.83 ^a
Sauter mean diameter (mm)	0.563 ± 0.000 ^a	0.281 ± 0.001 ^b
Mass density (g/cm ³)	1.37 ± 0.00 ^b	1.61 ± 0.03 ^a
Point of zero charge	5.8	7.5

Legend: different letters on the same line represent a statistical difference between the samples ($p < 0.05$).

It is known that the moisture and ash content of an adsorbent affects its adsorption capacity. For both parameters, the lower the amount present, the higher the adsorption yield. In the case of moisture, water molecules can occupy the pores of the adsorbent, competing with the molecules of the adsorbate. As for ash, the inorganic matter present may interact preferentially with water, resulting in the removal of a smaller amount of the compound of interest [15]. Activated carbon shows a 30,6 % reduction in moisture content compared to dried and crushed malt bagasse. This decrease can be explained by the firing in the muffle furnace to produce the charcoal and the kiln drying at the end of the process, which helped to remove some of the water still present. With regard to the ash content, there was an 84.11 % increase in the amount of inorganic matter present in CA (17.62 ± 1.83) compared to BM (2.80 ± 0.19), this is due to the chemical activation process carried out, since the sample came into contact with a solution of potassium hydroxide, an inorganic substance present after the ash determination.

The particle size analysis shows that the BM biosorbent obtained a higher fraction of particles with larger dimensions when compared to CA. This was reflected in the calculated average diameter value, since BM had a value of 0.563 ± 0.000 mm, while CA resulted in 0.281 ± 0.001 mm; a 50.03 % reduction in diameter. This is advantageous for adsorption, as smaller particles offer a greater contact area between the adsorbent and the adsorbate, facilitating their interaction. On the other hand, larger particles can generate more resistance within the pores, which can hinder diffusion on the internal surface [16].

The mass density values of the adsorbents differed significantly ($p < 0.05$). The BM biosorbent had a density of 1.37 g/cm³, which is close to the 1.33 g/cm³ found by [17] in characterization of malt bagasse. The CA adsorbent, on the other hand, had a real specific mass value of 1.61 ± 0.03 g/cm³, 17.52 % higher than BM, which is in line with the research conducted by [18], who stated that the process of chemical activation process increases the specific mass of the adsorbent, due to the interaction between the biomass and the activator, generating increased porosity in the material.

The adsorbents studied have PZC values of 5.8 for BM and 7.5 for CA, where the curves cut the ordinate axis at the zero point, therefore, it is suggested that the biosorbent is applicable for removing cations at pHs above 5.8 and anions at pHs below 5.8. The PZC value for BM is slightly higher than that found by [19], which was 5.4 for dry malt bagasse. [20] obtained a pH_{PCZ} of 6.42 for activated carbon from malt bagasse, lower than the value found in the present study. The variations in values can be attributed to the preparation of the adsorbent and the cultivation and preparation of the malt used. According to [21], zero charge point values are linked to the activation method used and the properties of the precursor, with alkaline activations generally increasing the PZC value, a

phenomenon observed in this study.

Figure 2 shows visual differences in the morphology of the two samples using the Scanning Electron Microscope (SEM). In the BM biosorbent, it is possible to notice the presence of cellulose fibers, as well as a very irregular and rough surface, with visible cell walls damaged by the grinding process (Figure 2a). This surface irregularity is typical of lignocellulosic materials such as hemicellulose, cellulose and lignin [22]. In the case of the CA adsorbent, a more porous structure is observed (Figure 2b), something that is not present in the BM samples. This porosity is the result of the material's activation process, which contributes to the greater efficiency of activated carbon in the adsorption process compared to dried and crushed malt bagasse.

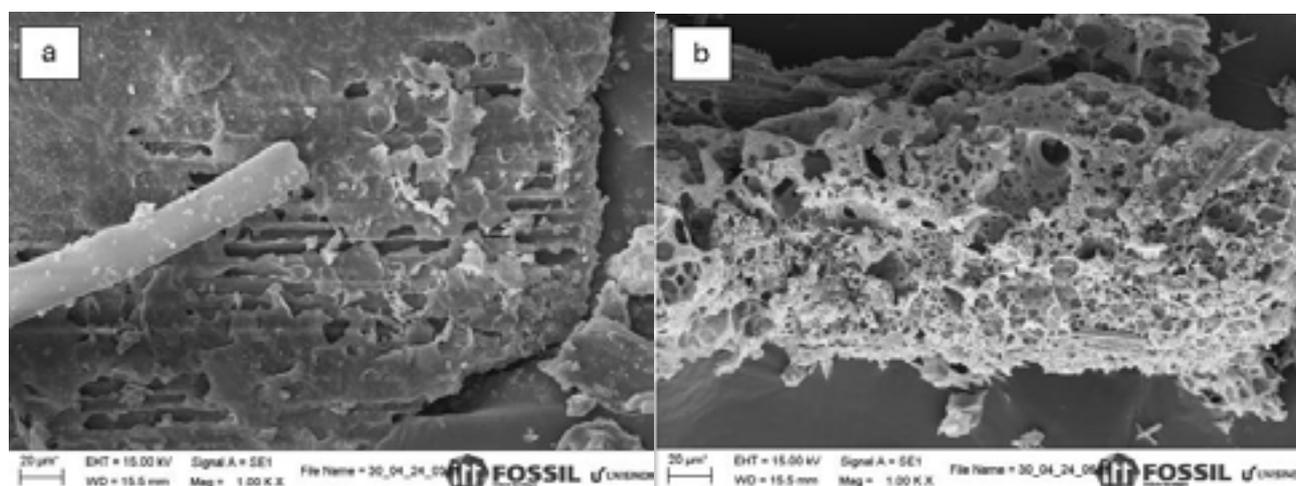


Figure 2: SEM images obtained at 1000x magnification for BM (a) and CA (b) adsorbents.

Figure 3 shows the spectra with the characteristic absorption bands obtained from the Fourier transform infrared spectroscopy technique. The spectra of the two adsorbents show significant differences, indicating that the activation process altered the functional groups present. In the BM adsorbent, the first band in the spectrum, above 3000 cm^{-1} , is attributed to the stretching of O-H groups [23], which may be related to the humidity in the sample. In contrast, the CA adsorbent shows a band with lower intensity, suggesting a reduction in humidity after activation. The BM spectrum also shows a peak between 2800 and 3000 cm^{-1} , associated with the stretching of C-H bonds in CH_2 and CH_3 groups, and a band between 1700 and 1600 cm^{-1} , which indicates the presence of C=O bonds in carbonyl groups such as aldehydes and ketones, typical of lignin and hemicellulose [24]-[25]. In the CA adsorbent, a band appears between 1500 and 1600 cm^{-1} , representing the C=C bond in aromatic compounds [26]. Near 1000 cm^{-1} , both spectra show a band, more intense in the BM, which can represent various bonds, such as C-O, C-N, P=O, P-OH or P-O-C, indicating the presence of esters and confirming the presence of alcohols [27]. This band is also associated with asymmetric C-O-C stretching, related to cellulose and hemicellulose, suggesting the presence of lignin, which is important due to its ability to adsorb organic substances.

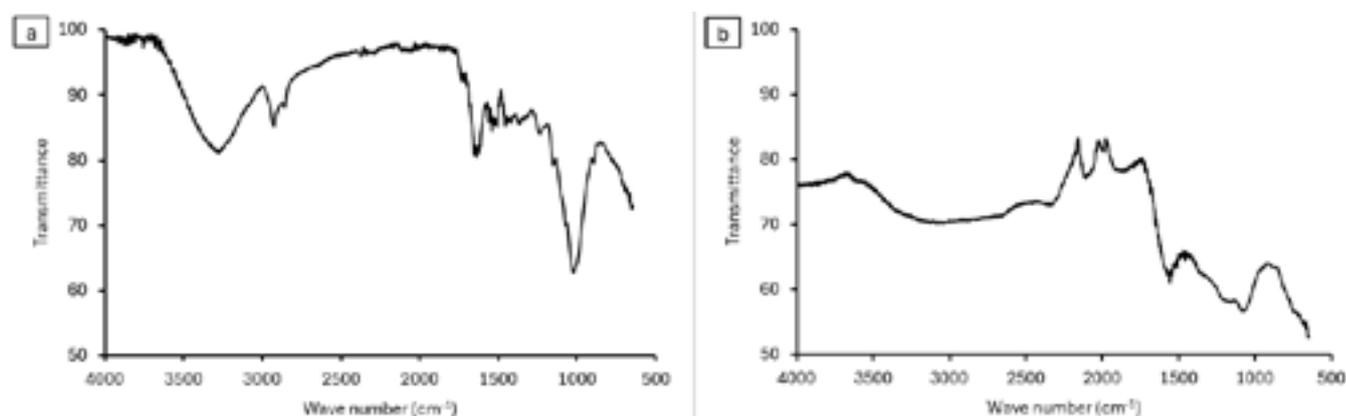


Figure 3: FTIR spectrum of BM (a) and CA (b).

4. CONCLUSION

The moisture content of the biosorbent decreased from 9.98% (BM) to 6.93% (CA) after burning in a muffle furnace, which removed some water. Ash content increased from 2.80% (BM) to 17.62% (CA) due to the chemical activation with potassium hydroxide. pH and electrical conductivity both decreased post-activation, with BM showing a pH of 6.69 and conductivity of 139.7 $\mu\text{S}/\text{cm}$, compared to CA's pH of 6.47 and conductivity of 43.6 $\mu\text{S}/\text{cm}$. The average Sauter diameter decreased from 0.563 mm (BM) to 0.281 mm (CA), indicating CA is closer to pulverized coal. Functional groups analysis identified aldehydes, ketones, aromatic compounds, and alcohols. Morphologically, BM retained cellulose fibers, while CA exhibited a more porous structure due to the activation process.

Finally, the adsorbents produced from malt bagasse may have good characteristics for use in the adsorption process to remove emerging contaminants such as drugs and dyes from liquid effluents.

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank UNISINOS for the infrastructure made available for the tests and for the support received.

References

- [1] Sindicato Nacional da Indústria da Cerveja. Vendas de cerveja crescem 8% em 2022. *Sindicerv*, 2023.
- [2] REINOLD, M. R. Manual prático de cervejaria, 1. ed. São Paulo: Aden Editora e Comunicações Ltda, 1997.
- [3] ALIYU, S.; BALA, M. Brewer's spent grain: A review of its potentials and applications. *African Journal of Biotechnology*, 2011, 10, 324-331.
- [4] MASSARDI, M. M.; MASSINI, R. M. M.; SILVA, D. de J. Caracterização química do bagaço de malte e avaliação do seu potencial para obtenção de produtos de valor agregado. *The Journal of Engineering and Exact Sciences*, 202 6, 83-91.
- [5] TESSARO, M. Estudo da remoção do azul de metileno utilizando bagaço de malte como biossorvente. Trabalho de Conclusão de Curso (Tecnólogo em Processos Químicos) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Toledo, 2015.
- [6] ZANUTTO, A.; SILVA, B. C. da. Avaliação do bagaço de malte como biossorvente do corante amarelo Reafix B2R. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Química) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2016
- [7] MARTINS, A. G. R.; SILVA, E. S.; MESSIAS, A. S. Use of activated charcoal produced with brewery waste in water treatment. *International Journal of Applied Science and Technology*, 2016, 6, 35-39.
- [8] PIMENTEL, R. G.; REZENDE, N.; BENATTI, C. T.; LAUTENSCHLAGER, S. R.; BERGAMASCO, R. Utilização de adsorventes para remoção de compostos farmacêuticos no tratamento de água: uma revisão. *Revista Gestão & Sustentabilidade Ambiental*, 2022, 11, 292-305.
- [9] YANG, Juan; QIU, Keqiang. Development of high surface area mesoporous activated carbons from herb residues. *Chemical Engineering Journal*, 2011, 167, 148–154.
- [10] SILVA, N. C. R. Utilização da casca de banana como biossorvente para a adsorção de chumbo (II) em solução aquosa. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Ambiental) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campo Mourão, 2014.
- [11] AHMEDNA, M. Granular Activated Carbon From Agricultural By Products: Carbon Properties and Their Relationship to Sugar Decolorization Potential. 1998. Dissertação (Doutorado) - Universidade Estadual da Louisiana, LA, 1998.
- [12] INSTITUTO ADOLFO LUTZ. Métodos físico-químicos para análise de alimentos. Instituto Adolfo Lutz: 4. ed., São Paulo, 2008.
- [13] HEIDELMANN, G. P.; ROLDÃO, T. M.; EGLER, S. G.; NASCIMENTO, M.; GIESE, E. C. Uso de biomassa de microalga para biossorção de lantanídeos. *Holos*, 2017, 6, 170-179.
- [14] NG, C.; LOSSO, J. N.; MARSHALL, W. E.; RAO, R. M. Physical and chemical properties of selected agricultural byproduct-based activated carbons and their ability to adsorb geosmin. *Bioresource Technology*, 2002, 84, 177–185.
- [15] DANIEL, C. I. L. Remoção do fenol em solução aquosa por adsorção em carvão ativado. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química e Bioquímica). Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2009.
- [16] RHEINHEIMER, M. O. W. Remoção de paracetamol por adsorção em carvão ativado: processo em batelada e coluna de leito fixo. Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.
- [17] PIMENTA, F. S. Pirólise de bagaço de malte assistida por microondas. Tese (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia, 2022.
- [18] YAKOUT, S. M.; SHARAF EL-DEEN, G. Characterization of activated carbon prepared by phosphoric acid activation of olive stones. *Arabian Journal of Chemistry*, 2016, 9, 1155–1162.

- [19] JUCHEN, P. T., PIFFER, H. H., VEIT, M. T., DA CUNHA GONÇALVES, G., PALÁCIO, S. M., ZANETTE, J. C. Biosorption of reactive blue BF-5G dye by malt bagasse: Kinetic and equilibrium studies. *Journal of Environmental Chemical Engineering*, 2018, 6, 7111–7118.
- [20] MACHADO, L. M. M.; LUTKE, S. F.; PERONDI, D.; GODINHO, M.; OLIVEIRA, M. L. S.; COLLAZZO, G. C.; DOTTO, G. L. Treatment of effluents containing 2- chlorophenol by adsorption onto chemically and physically activated biochars. *Journal of Environmental Chemical Engineering*, 2020, 8, 104473.
- [21] MANFRIN, J. Desenvolvimento de carvão ativado a partir de tabaco visando remediação de águas contaminadas por metais tóxicos. 2019. Dissertação (Mestrado em Agronomia) – Universidade Estadual do Oeste do Paraná, Marechal Cândido Rondon, 2019.
- [22] ANDRADE, M. de P.; PIAZZA, D.; POLETTTO, M. Pecan nutshell: morphological, chemical and thermal characterization. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 13, 2229–2238.
- [23] CORREIA, L. F.; BARROS, J. M. H. F.; FERNANDES, A. M.; CLERICUZI, G. Z.; SOUSA, K. S. M. G. de. Use of malt bagasse as na adsorbent for the removal of the methylene blue dye. *Research, Society and Development*, [S. l.], v. 9, n. 9, p. e730997781, 2020.
- [24] SILVA, C. M. S. da; da BOIT MARTINELLO, K.; LUTTKE, S. F.; GODINHO, M.; PERONDI, D.; SILVA, L. F. O.; DOTTO, G. L. Pyrolysis of grape bagasse to produce char for Cu(II) adsorption: a circular economy perspective. *Biomass Conversion and Bioreinery*, 2022.
- [25] FÁVARO, S. L.; LOPES, M. S.; CAMPESE, G.; RADOVANOIC A. Preparação de compósitos de polietileno pós-consumo com casca de arroz e estudo de suas propriedades físico-químicas e morfológicas. In 17º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2006, Foz do Iguaçu. Anais. Foz do Iguaçu, PR.
- [26] VAGHETTI, J. C. P. Utilização de biossorventes para remediação de efluentes aquosos contaminados com íons metálicos. Tese (Doutorado em Química) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [27] BONIOLO, M. R. Biossorção de urânio nas cascas de banana. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) - Universidade de São Paulo, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRGR Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E MICRODUREZA EM PEÇAS FABRICADAS POR MANUFATURA ADITIVA PARA RECUPERAÇÃO DE COMPONENTES DE MINERAÇÃO.

Aline Cipriano ⁽¹⁾
Célia de Fraga Malfatti ⁽²⁾
Anderson Daleffe ⁽³⁾
Henrique Cechinel Casagrande ⁽⁴⁾
Gilson de March ⁽⁵⁾

RESUMO

O termo manufatura aditiva (MA) surgiu da indústria 4.0. Todavia, diversos materiais podem ser fabricados com essa técnica. Estuda-se a fabricação aditiva para recuperação de componentes utilizados na mineração de carvão, mais precisamente será avaliado a recuperação de peças utilizando soldagem dissimilar. Quando, em situações onde há esforço abrasivo ou por impacto, ou a junção destes dois, materiais de revestimentos são utilizados, assim sendo, com uso da tecnologia de MA, amostras serão fabricadas com arame UTP DUR 600 como material de revestimento, arame HL 85 MC-B como material intermediário (amanteigamento), e para o metal de base, aço de baixo carbono SAE 1020. Para caracterização mecânica foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers, e avaliação microestrutural com microscópio óptico. O resultado de microdureza para o aço SAE 1020 ficou abaixo do comparado com a literatura, que após ser avaliado a microestrutura, apresentou precipitação de carbono para os materiais depositados. O material de amanteigamento apresentou estrutura ferrítica e perlítica, com regiões de ferrita de Widmanstätten na fronteira deste com o material UTP DUR 600, bem como inclusões por porosidade. O material de revestimento UTP DUR 600 apresentou elevada dureza, com pontos de 905 HV, o que pode ser uma região de carboneto de cromo, visto que este metal possui elevado teor deste componente.

Palavras-chave — Manufatura aditiva, Soldagem Dissimilar, UTP DUR 600, HL 85 MC-B.

1. INTRODUÇÃO

A manufatura Aditiva por arco de arame (WAAM) permite o desenvolvimento de peças com grande escala, geometrias complexas, e com economia em matéria-prima quando comparado a processos de fabricação subtrativa [1][2].

Essa técnica é caracterizada por desenvolver peças camada por camada, e está sendo cada vez mais aplicado em diversos setores. Acredita-se que este processo se tornará uma nova liderança na indústria de manufatura aditiva [3][4].

Ao contrário dos processos tradicionais, a impressão 3D de metal oferece soluções imediatas para criar seções não prismáticas, elementos funcionalmente graduados, propriedades mecânicas variáveis, bem como microestruturas distintas [4].

Salienta-se que a MA complementar, em vez de substituir os processos de fabricação atuais, com estudos que mostram soluções híbridas, como por exemplo o uso de MA com pó metálico seguido de forjamento a quente [4][5].

Assim sendo, será utilizado essa técnica para recuperação de componentes da mineração. Visto que, peças como o britador que é responsável pela quebra do carvão, necessita de manutenção diária devido ao desgaste abrasivo [6].

Contudo, materiais de alta resistência são frequentemente utilizados para recuperação destes componentes. No entanto, materiais como aço manganês e materiais com resistência ao desgaste tratados termicamente não atendem mais aos requisitos exigidos para muitas das situações, o que requer outros métodos/materiais capazes de equalizar essa situação. Assim, materiais contendo carboneto de cromo são mais indicados em comparação com o aço tradicional com alto teor de manganês [7].

Com isso, será utilizado como revestimento o arame tubular UTP DUR 600, que possui elevado teor de cromo [8]. Entretanto, para satisfazer o caráter metalúrgico, será utilizado como material intermediário o arame tubular HL 85 MC-B.

Assim sendo, será estudo a união entre metal de base (aço SAE 1020), material intermediário (HL 85 MC-B) e, para revestimento o arame de soldadura UTP DUR 600.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste estudo será avaliado a aplicação de soldagem dissimilar empregada ao processo inovador de fabricação 3D. Neste capítulo será relatado um breve referencial teórico embasando o leitor nestas duas tecnologias usadas neste trabalho.

2.1. Manufatura Aditiva GMAW

No processo de WAAM, é possível aplicar diferentes métodos de fusão localizada. Por ser uma combinação entre material de soldagem a arco e matéria-prima, essa técnica tem sido utilizada em processos como a soldagem a arco de tungstênio com gás (GTAW), a soldagem a arco por plasma (PAW) e a soldagem a arco de metal com gás (GMAW), sendo este último o foco deste estudo [9].

Portanto, será adotado como soldagem o gás ativo MAG (Metal Active Gas), por possuir uma penetração mais uniforme, como consta na Figura 1.

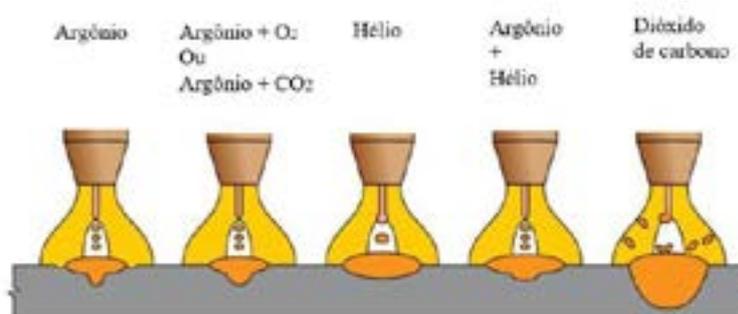


Figura 1: Influência do tipo de gás na penetração do cordão. Adaptado [10][11].

No entanto, uma poça de metal fundido é mantida através da formação de um arco elétrico entre um fio consumível e a base de metal. O fio consumível é inserido na poça de fusão e protegido por uma camada de gás. Assim, unindo soldagem a arco com movimentos tridimensionais, um caminho é traçado e uma geometria impressa camada por camada [12].

2.2 Soldagem dissimilar

O processo de soldagem dissimilar é utilizado quando há necessidade de satisfazer alguma propriedade de caráter metalúrgico, ou quando há necessidade de adicionar grandes quantidades de material até chegar na camada de revestimento [13].

O amanteigamento (soldagem dissimilar) consiste na aplicação de uma ou mais camadas de metal de solda na superfície da junta a ser soldada. É comumente utilizado para unir metais de base diferentes [13].

Este procedimento é frequentemente empregado na indústria como refinarias de petróleo, indústrias petroquímicas e químicas, ou em usinas nucleares, setor aeroespacial entre outros. Soldagens como dissimilaridade oferece soluções e oportunidades de design adaptável aos produtos [14].

2.3 Aço SAE 1020

Comumente utilizado em componentes mecânicos, tais como eixo, pinos guias, engrenagens, tubos, entre outros. Possui característica altamente tenaz, bem como para fabricação de peças que precisam de tratamento térmico [15].

Todavia, apresenta propriedades que emprega boa soldabilidade e forjabilidade. Este aço possui um abaixo teor de carbono, o que explica a característica de tenacidade [16]. A Tabela 1 demonstras os valores aproximados para um aço SAE 1020.

Tabela 1: Composição química SAE 1020 [18].

Elemento	SAE 1020 (%)
Carbono (C)	0,26
Silício (Si)	0,40
Manganês (Mn)	-
Fósforo (P)	0,04
Enxofre (S)	0,05
Cobre (Cu)	0,20
Ferro (Fe)	Bal.

2.4 HL 85 MC-B

Arame tubular, característico para soldagens de aços alta resistência e baixa liga, tais como 4130, 4140, 8640, entre outros. O gás utilizado é ativo, com uma mistura de argônio e dióxido de carbono. Destaca-se como principais características, elevada resistência mecânica, boa soldabilidade, excelente aparência de cordão, e boas propriedades de impacto antes e após tratamento térmico [17]. A Tabela 2 traz os valores referentes ao arame em questão.

Tabela 2: Composição química HL 85 MC-B [17].

Elemento	HL 85 MC-B (%)
Carbono (C)	0,07
Silício (Si)	0,40
Manganês (Mn)	1,4
Fósforo (P)	<0,025

Enxofre (S)	<0,025
Cromo (Cr)	0,5
Níquel (Ni)	2,20
Molibdênio	0,40
Ferro (Fe)	Bal.

2.5 UTP DUR 600

Utilizado para fabricação estruturais sujeitas a elevadas taxas de impacto e abrasão média. Destaca-se como principais aplicações como revestimento em britadeiras, minas, siderúrgica, ferramentas de corte e matrizes na indústria automotiva. Contudo, apesar da alta dureza, o depósito é tenaz e resistente a fissuras. A dureza pode chegar a 60 HRC [19].

Tabela 3: Composição química UTP DUR 600 [8].

Elemento	UTP DUR 600 (%)
Carbono (C)	0,5
Silício (Si)	3
Manganês (Mn)	0,5
Cromo (Cr)	9,5
Ferro (Fe)	Bal.

2.5 Metalografia e microdureza

Compreender as propriedades dos materiais é essencial para garantir que produtos específicos estejam em conformidade. Isso permite a avaliação de aspectos como microestrutura, formação de poros, defeitos potenciais e áreas afetadas por tratamentos térmicos ou processos de soldagem [19]. O ensaio metalográfico pode ser classificado em duas categorias principais: macrografia e micrografia. O ensaio de dureza, por sua vez, envolve a aplicação de uma carga sobre uma superfície, resultando em deformação superficial. A dureza é uma propriedade mecânica que se refere à resistência de um material à formação de marcas ou à deformação quando pressionado por outro material de maior dureza ou por marcadores padronizados [20].

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A seguir será detalhado o procedimento experimental aplicado a este estudo.

3.1 Equipamento para manufatura aditiva

O equipamento utilizado para fabricação aditiva é uma combinação entre máquina de soldagem a arco elétrico e dispositivo de coordenadas CNC (Centro Numérico Computadorizado). A máquina de soldagem é da fabricante IMC com modelo DIGplus A7. Todavia, a máquina IMC possui uma ferramenta para aquisição de dados do processo de soldadura, denominada como SAP 3SR.

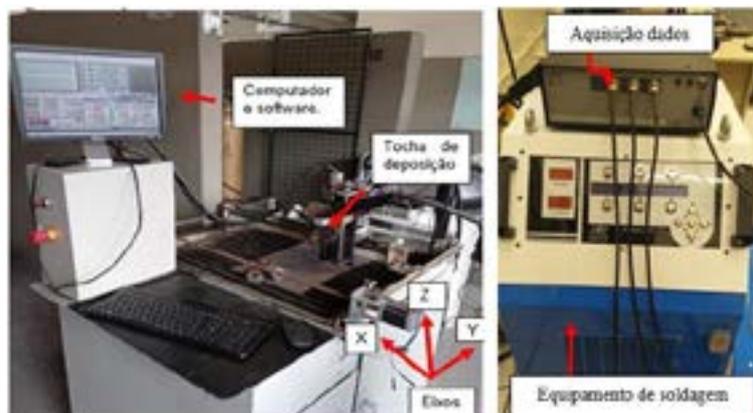


Figura 2: Dispositivo de manufatura aditiva [21].

O equipamento de aquisição de dados pode ser observado na Figura 2, bem como a máquina de soldagem e o dispositivo para movimentação da tocha. Este último, possui coordenadas em três eixos, longitudinal, transversal e vertical, X, Y e Z, respectivamente. O equipamento ainda conta com um software para programação MACH 3®, utiliza-se a linguagem de programação G. Assim sendo, foi empregado três camadas de deposição com incremento de aproximadamente 2,5 milímetros por deposição.

Tabela 4: Parâmetros de soldagem.

Parâmetro	HL 85 MC-B	UTP DUR 600
Corrente (A)	165	161
Tensão (V)	18,5	18,9
Velocidade de arame (m/min.)	4,8	4,9
Vazão do gás (L/min.)	16,5	16,8
Potência (KW)	3	3

Como pode ser observado na Tabela 4, os parâmetros se mantiveram similares, sem a necessidade de aumento de corrente para fundir o arame UTP DUR 600, o que condiz com a literatura, onde traz que este metal possui uma deposição tenaz [8].

Concomitantemente, a Figura 3 demonstra em forma de gráficos os resultados referentes ao arame de soldadura HL 85 MC-B.

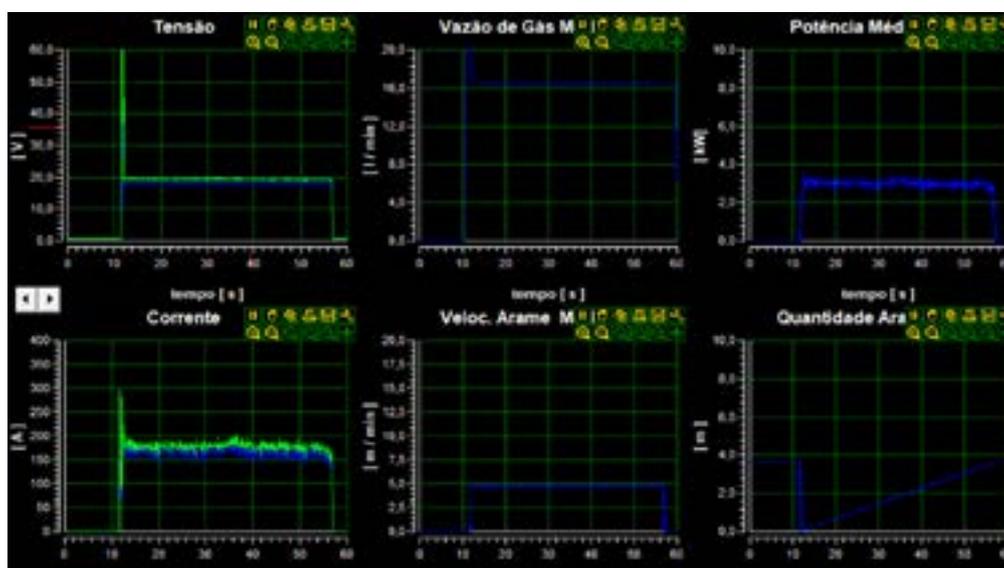


Figura 3: Gráficos de parâmetros para o arame HL 85 MC-B.

3.4 Ensaio de Microdureza Vickers

Para realizar o ensaio utilizou-se um microdurômetro modelo HMV-2TADW da marca SHIMADZE® seguindo a norma ABNT NBR ISO 6507. O ensaio foi realizado em um corpo de prova aplicando uma força de 4,903 Newtons para o material de base e intermediário, SAE 1020 e HL 85 MC-B, respectivamente. No entanto, para o arame de soldadura UTP DUR 600 a carga foi de 19,614 Newtons.

3.5 Análise Metalográfica

O ensaio metalográfico foi realizado seguindo a norma ABNT NBR 15454, que define os termos empregados em metalografia das ligas ferro-carbono, utilizando um microscópio Olympus modelo SC30. Para revelar as fases presentes nas amostras, foi utilizado o ácido nital 2% por um período de 10 segundos, o que foi suficiente para revelar as fases do aço de base SAE 1020 e arame HL 85 MC-B. Contudo, para o material UTP DUR 600, foi utilizado ácido Vilella 2% por 120 segundos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Microdureza Vickers

Conforme Figura 4, as endentações se iniciaram no metal de base SAE 1020, seguindo para o material intermediário HL85 MC-B, e finalizando no metal de revestimento UTP DUR 600. O material de base ficou com a dureza abaixo comparado ao SAE 1020 da literatura [22], com a faixa de $87 \pm 3,6$ HV. Todavia, o material de amantecimento aço HL 85 MC-B, apresentou dureza de 264 ± 24 HV, e o material de revestimento UTP DUR 600 ficou com 677 ± 94 HV. Para este último, um determinado ponto alcançou 905 HV de microdureza, o que pode ser devido a união entre carbono e cromo, desenvolvendo assim carboneto de cromo [24].

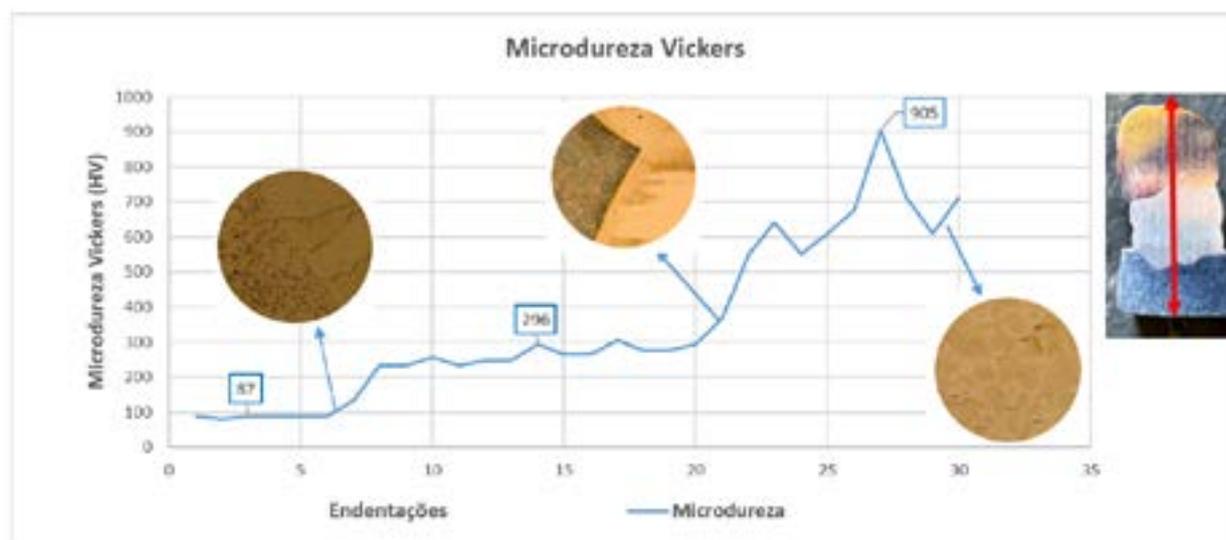


Figura 4: Ensaio de microdureza Vickers.

4.2 Análise metalográfica.

A Figura 5 traz a metalografia para as regiões de ligação entre os arames estudados. Dito isto, nomenclaturas são utilizadas para conclusão dos resultados, tais como; Contorno de Grão (CG), Inclusão (IC), Ferrita (FE), Perlita (PE), Ferrita Poligonal (FP), Ferrita Alotriomórfica (FL), Martensita (MT), e Ferrita de Widmanstätten.

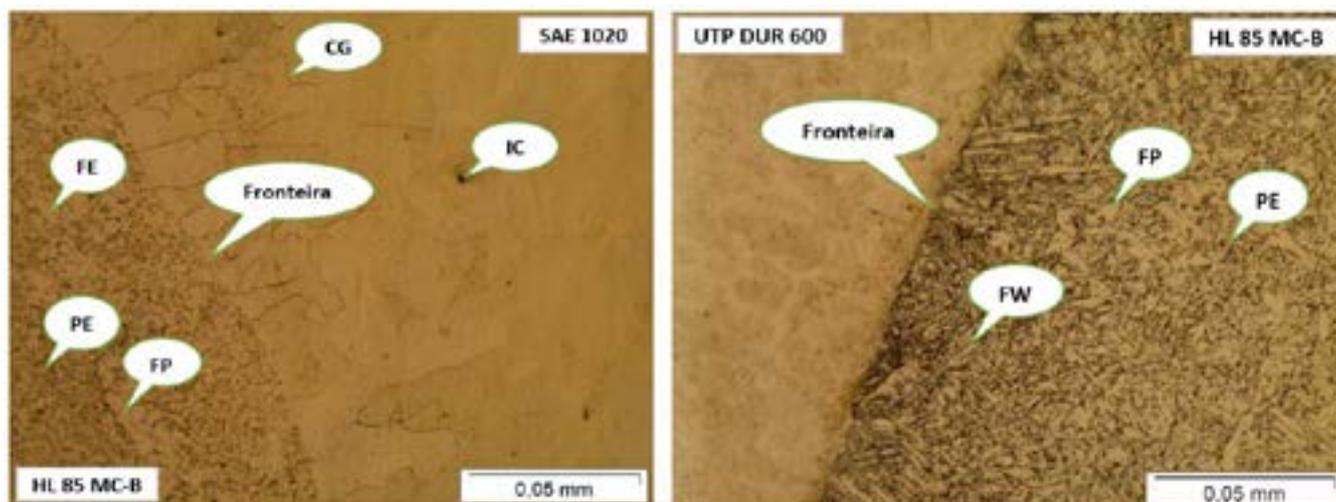


Figura 5: Análise metalográfica na região de fronteira entre material de base (SAE 1020), intermediário (HL 85 MC-B) e, material de revestimento (UTP DUR 600).

Com isso, o material de base aço SAE 1020 apresentou tamanho de grão grosseiro devido ao fator recozimento em cada camada depositada, o que aqueceu o material acima da temperatura crítica, o que é visível como Contorno de Grão. No material de amantecimento, a análise apresentou perlita, ferrita, e ferrita poligonal. Contudo, na região de fronteira entre o arame HL 85 MC-B e o UTP DUR 600, a microestrutura apresentou ferrita de Widmanstätten, que são partículas alongadas isentas de carboneto [23]. Essa região ainda apresentou ferrita poligonal e perlita, este último responsável pelo aumento de dureza nos aços.

Entretando, ao analisar o material de amantecimento, conforme Figura 6, nota-se o aparecimento de inclusões, resultantes do processo de soldagem. Concomitantemente, este arame possui tamanho de grão considerado fino, constituído de perlita e ferrita.

Ao se tratar do material de revestimento UTP DUR 600, destaca-se o aparecimento de trincas, bem como contorno de grão definido. A regiões que podem estar constituídas de martensita, bem como locais com concentração de perlita. E, o aparecimento de ferrita alotriomórfica nos contornos de grão.

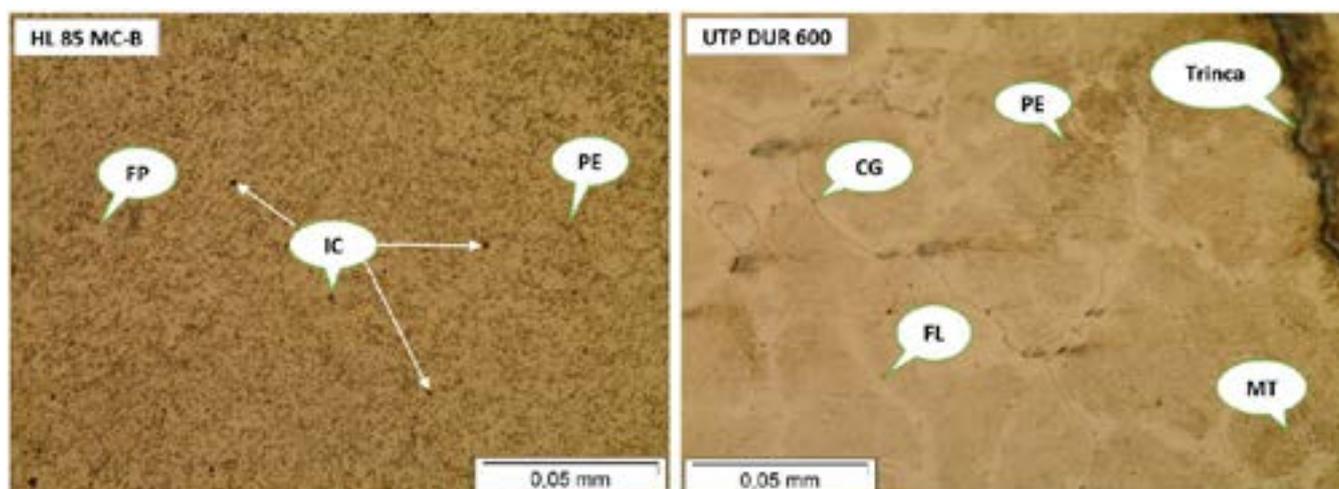


Figura 6: Análise metalográfica no material de amantecimento (HL 85 MC-B) e, material de revestimento (UTP DUR 600).

5 CONCLUSÕES

Com o ensaio de microdureza foi notável a diferença de valores entre o aço de base SAE 1020 em comparação a literatura, isso pode ser devido ao fator precipitação de carbono para os materiais depositados, ressalta-se os elevados valores de cromo nos materiais depositados, e molibdênio no material de amantecimento, o que acabam formando carbonetos. Com isso, a microdureza para este

material ficou em $87 \pm 3,6$ HV. Ao se tratar da metalografia nota-se o tamanho de grão grosseiro, o que pode ter influenciado este fator é o recozimento do material a cada camada depositada.

No entanto, o material de amanteigamento apresentou microdureza de 264 ± 24 HV, e a microestrutura é formada de ferrita e perlita, com aparecimento de ferrita de Widmanstätten na região de fronteira entre este e o material de revestimento. Salienta-se o aparecimento de inclusões por porosidade nesta camada.

O material de revestimento apresentou microdureza de 677 ± 94 HV, com valores que chegam há 905 HV, o que pode ter influenciado este aumento de microdureza é a formação de carboneto de cromo naquele ponto, visto que o arame UTP DUR 600 possui em sua composição 9,5% de cromo.

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] Dong, Z., Torbati-Sarradf, H., Huang, C., Xu, K., Gu, X., Fu, C., Liu, X., Meng, Z. Microstructure and corrosion behaviour of structural steel fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM). *Materials & Design* 244 (2024) 113158. Disponível em: < <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113158> > Acesso em: 08 de agosto 2024.
- [2] Um pouco da história da manufatura aditiva. **Ferramental**. Dezembro de 2020. Disponível em: < <https://www.revistaferramental.com.br/artigo/historia-da-manufatura-aditiva/#> >. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [3] LI, K., YANG, T., GONG, N., JINZHOU, W., WU, X., ZHANG, D., MURRF, L. Additive manufacturing of ultra-high strength steels: A review. *Journal of Alloys and Compounds* 965 (2023) 171390. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/wire-arc-additive-manufacturing>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [4] C. Buchanan, L. Gardner. Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges. *Engineering Structures* 180 (2019) 332–3. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0141029618307958?via%3Dihub>. Acesso em: 08 de Agosto de 2024.
- [5] HOPPER, C., PRUNCU, C., HOOPER, P., TAN, Z., YANG, S., LIU, Y., JIANG, J. The effects of hot forging on the preform additive manufactured 316 stainless steel parts. *Micron* 143 (2021) 103026. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0968432821000172>. Acesso em: 09 de julho de 2024.
- [6] Sumara, G., Costa, A., Peruch, F., Milanez, A., Salvador, J. Avaliação da resistência ao desgaste de revestimentos soldados para aplicação em britador de carvão mineral. *Revista Vincci–Periódico Científico da UniSATC, n.especial Engenharia Mecânica*, p. 27-54, 2021. Disponível em: <https://revistavincci.satc.edu.br/index.php/Revista-Vincci/article/view/241/167>. Acesso em: 08 de Agosto de 2024.
- [7] WALDUN. **Placas de desgaste para mineração: uma solução para economizar tempo e custo**. Disponível em: <https://www.hardfacingfy.com/pt/placa-de-desgaste-para-mineracao/>. Acesso em: 08 de agosto de 2024.
- [8] UTP Maintenance. **UTP DUR 600**. Disponível em: <https://www.rapidwelding.com/files/11001.pdf>. Acesso em: 08 de agosto de 2024.
- [9] TABERNERO, I., PASKUALA, A., ÁLVAREZB, P., SUÁREZCB, A. Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturin. *CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machinin*. Spain.V.68, p.358-362, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827117310363>. Acesso em: 09 de agosto de 2024.
- [10] Barra, S. **Site da soldagem: uma visão técnico-científica da área de soldagem**. 2019. Disponível em: <https://www.sitedasoldagem.com.br/vagas-e-eventos/prote%C3%A7%C3%A3o-gasosa-na-soldagem-a-arco-el%C3%A9trico>. Acesso em: 08 de Agosto de 2024.
- [11] Almendra, A., Lazzari, C., Urtado, E. Et al. **SOLDAGEM: Área metalúrgica**. Pág. 278. Senai-SP. 2013.
- [12] DING, D., PAN, Z., VAN DUIN, S., et al. "Fabricating superior NiAl bronze components through wire arc additive manufacturing", *Materials*, v. 9, n. 8, 2016. DOI: 10.3390/ma9080652. Acesso em 08 de julho de 2024.
- [13] Freitas, F. Avaliação das propriedades mecânicas do amanteigamento E9018G em aços baixa liga Cr-Mo-V. *RETEC, Ourinhos*, v. 10, n. 3, p. 30-48, jul./dez., 2017. Acesso em: 08 de Agosto de 2024.

- [14] Kumar, N., Kumar, P. Investigation on microstructural and mechanical integrity of GTAW dissimilar welded joint of IN 718/ASS 304L using Ni-based filler IN 625 using EBSD and DHD techniques. International Journal of Pressure Vessels and Piping 209 (2014). Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2024.105213>. Acesso em: 09 de Agosto de 2024.
- [15] Rodoços. **Aço carbono 1020**. Disponível em:< <https://rodoacos.com.br/aco-carbono-1020/#:~:text=Aplica%C3%A7%C3%B5es%20do%20a%C3%A7o%201020.pregos%20e%20diversos%20outros%20materiais.>>. Acesso em: 09 de setembro de 2024.
- [16] SACCHELLI Qualidade de aço. **Aço carbono**. Disponível em:< <https://sacchelli.com.br/aco-sae-1020/>>. Acesso em: 09 de Agosto de 2024.
- [17] BÖHLER HL 85 T-MC-B. **Arame tubular metalcored, aço baixa-liga, alta resistência**.
- [18] Monteiro, L., Pereira, E., Figueiredo, A., Monteiro, S. Caracterização dos aços carbono 1020, galvanizado e inoxidável 304 quando expostos em ambiente corrosivo de caldeiras de recuperação. Contribuição técnica ao 74º Congresso Anual da ABM – Internacional, parte integrante da ABM Week 2019, realizada de 01 a 03 de outubro de 2019, São Paulo, SP, Brasil. Disponível em:< <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/caracterizacao-dos-aos-carbono-1020-galvanizado-e-inoxidavel-304-quando-expostos-em-ambiente-corrosivo-de-caldeiras-de-recuperao>>. Acesso em: 09 de Agosto de 2024.
- [19] Análise de metalografia. LabTeste Laboratório Metalúrgico, Santa Bárbara d'Oeste, 2023.
- [20] GARCIA, A. SPIM, J. SANTOS, C. **Ensaio dos MATERIAIS**. Editora LTC. 2000.
- [21] FERREIRA, C., DALEFFE, A., CASAGRANDE, H., MARCH, G., MARTINS, H., SCHAEFFER, L. Manufatura aditiva por arco elétrico: estudo da zona termicamente afetada pelo calor entre material soldado e material de base. Disponível em:< <https://downloads.editoracientifica.com.br/articles/240717014.pdf>>. Acesso em 07 de agosto de 2024.
- [22] Rodrigues, L., Santos, C., Veloso, R., Lemos, M., Santos, C., Cabral, R. Estudo da microestrutura e microdureza dos aços 1020 e 1060. Cadernos UniFOA. Dezembro de 2014.
- [23] Monlevade, E., Nishikawa, A., Goldenstein, H. Formação de produtos de decomposição eutetóide da austenita a partir da ferrita proeutetóide. 68º Congresso annual da ABM. 2013.
- [24] Nascimeto, G., Pukasiewicz, A. Análise do Processo de Deposição FCAW de uma Liga de Carboneto de Cromo Aplicando o Planejamento Experimental Central Composite Circumscribed. SciELO-Brasil. Soldag. insp. 21 (4) • Oct-Dec 2016 • <https://doi.org/10.1590/0104-9224/S12104.05>. Acesso em: 14 de Agosto de 2024.

**43° SENAFOR**

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies –
Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

Caffeine encapsulation by spray dryer: an optimization study

Encapsulação de cafeína por spray dryer: um estudo de otimização

Bruna Sgarioni ⁽¹⁾
Luíza M. Nogueira ⁽²⁾
Rubem M. F. Vargas ⁽³⁾
Eduardo Cassel ⁽³⁾

ABSTRACT

This study focused on optimizing the encapsulation of caffeine, a bioactive compound from yerba mate, in gelatin using a spray dryer. The process was optimized by means of a Box-Behnken design, varying air flow, temperature, and core content, with solid recovery yield as response. Optimized conditions yielded particles with a wrinkled surface, typical of gelatin-based encapsulation. The encapsulation of caffeine in gelatin proved to be a promising approach to overcoming the limitations of solubility and absorption of alkaloids, enabling their effective use as therapeutic agents.

Keywords — natural caffeine; encapsulation; spray dryer; optimization.

RESUMO

Este estudo teve como objetivo otimizar a encapsulação da cafeína, um composto bioativo da erva-mate, em gelatina usando um spray dryer. O processo foi otimizado por meio de um design Box-Behnken, variando o fluxo de ar, a temperatura e o conteúdo do núcleo, com sólido rendimento de recuperação como resposta. Condições otimizadas produziram partículas com uma superfície enrugada, típica do encapsulamento à base de gelatina. A encapsulação de cafeína em gelatina mostrou-se uma abordagem promissora para superar as

⁽¹⁾ Msc. Ing., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil, bruna.sgarioni@edu.pucrs.br

⁽²⁾ Ing., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil.

⁽³⁾ Prof. Dr. Ing., Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul, Brazil

limitações de solubilidade e absorção de alcaloides, possibilitando seu uso efetivo como agentes terapêuticos.

Keywords — cafeína natural; encapsulação; Spray Dryer; otimização.

INTRODUCTION

Bioactive compounds, like terpenes, alkaloids and phenolics, are substances extracted from plants that have a significant impact on physiological and cellular activities, providing health benefits. These compounds play a crucial role in various industries, such as food, pharmaceutical, and cosmetics [1], [2]. This importance is associated with their antioxidant, anti-inflammatory and analgesic properties [3], [4]. Among this broad spectrum of bioactive compounds, alkaloids draw particular interest due to their structural diversity and potential pharmacological applications [5], [6].

In this approach, caffeine belongs to the alkaloids group and can be extracted from yerba mate. Caffeine is a compound that acts in the body by blocking the adenosine receptors, leading to increased dopamine release, resulting in enhanced concentration and focus; in small continuous doses, caffeine improves the hedonic state, which is the state of enthusiasm and pleasure, reducing anxiety, while in high doses it increases anxiety and nervousness. [7], [8]. This compound positively affects the cardiovascular and the central nervous system. Additionally, research into caffeine is associated with neurological diseases and shows promise for medicine; studies suggest that caffeine consumption prevents motor symptoms, the loss of dopaminergic neurons and memory deficits, which is why it is associated with a lower development of diseases such as Alzheimer's and Parkinson's [9], [10].

However, the use of these alkaloids as therapeutic agents presents limitations such as low solubility, poor absorption and non-target specification. By adjusting the system's formulation, it is possible to enhance the solubility of bioactive compounds and target specific organs for therapeutic efficacy, thereby increasing the effectiveness of the treatment and reducing potential side effects [11], [12]. Therefore, the aim of this study was to optimize the process of encapsulating caffeine within a gelatin matrix using a spray dryer, for controlled release applications.

1. MATERIALS AND METHODS

Caffeine samples used in this study were obtained by decaffeination of yerba mate. The decaffeination process was conducted through supercritical fluid extraction [13]. The samples were then purified and dried, to conduct the encapsulation process [14]. The bovine gelatin used for particle preparation was provided by Gelnex®.

2.1. Experimental Design

Spray dryer encapsulation experiments were performed in a Unopex Mini Spray Dryer B 15, following a Box-Behnken experimental design (Table 1). The investigated variables were core content, drying air temperature, and drying air flow. Feeding solution was prepared by mixing natural purified caffeine with gelatin in aqueous medium using magnetic stirring (1000 rpm) and temperature (45 °C) for 4 h, obtaining a homogeneous solution. Feeding solution was fed through a peristaltic pump in constant flow of 2 mL.min⁻¹. Atomizer nozzle opening of 7 mm was maintained through all experiments.

Table 1: Experimental design for natural caffeine encapsulation, including the variables and respective levels in triplicate at the central point.

Core Content (%)	Drying air Temperature (°C)	Drying air Flow (%)
5.0	105	70
5.0	145	70
20.0	105	70
20.0	145	70
12.5	105	60
12.5	145	60
12.5	105	80
12.5	145	80
5.0	125	60
20.0	125	60
5.0	125	80
20.0	125	80
12.5	125	70
12.5	125	70
12.5	125	70

The particle solid recovery yield (R%) was determined as the ratio of the mass of solids in the collecting vessel (m_f) relative to the mass of solids in the feeding solution (m_o) [15], which is expressed by Equation 1:

$$R(\%) = \frac{m_f}{m_o} \times 100 \quad (1)$$

2.1.2 Capsule Characterization

The generated capsules were characterized using field-emission scanning electron microscopy. Scanning electron microscopy (SEM) was performed using the FEI® Inspect F50. The particles were applied to carbon tape and metalized for 80 s using gold sputtering equipment to generate the images. The images were used to evaluate the particle size in ImageJ software. Thirty measurements from two different regions were analyzed to obtain the average particle size.

2. RESULTS AND DISCUSSION

2.1 Encapsulation Optimization

The results for solid recovery yield of the samples are shown in Table 2.

Table 2: Solid recovery yield in the encapsulation process by spray dryer.

Core Content (%)	Drying air Temperature (°C)	Drying air Flow (%)	Solid recovery Yield (%)
5.0	105	70	32.82
5.0	145	70	31.50
20.0	105	70	57.00
20.0	145	70	49.98
12.5	105	60	31.80
12.5	145	60	31.18
12.5	105	80	22.90
12.5	145	80	18.86
5.0	125	60	27.20
20.0	125	60	43.02
5.0	125	80	37.60
20.0	125	80	53.20
12.5	125	70	34.88
12.5	125	70	36.20
12.5	125	70	36.30

A quadratic polynomial equation was adjusted to the experimental data presented in Table 2 using Minitab® 19 software. The resulting model is presented in Equation 2:

$$\begin{aligned}
 Y = & -428 + 2.54X_1 - 2.22X_2 + 9.06X_3 - 8.80 \times 10^{-3}X_1^2 + 1.876 \times 10^{-1}X_2^2 \\
 & - 6.09 \times 10^{-2}X_3^2 - 9.50 \times 10^{-3}X_1X_2 - 4.0 \times 10^{-3}X_1X_3 \\
 & - 7.00 \times 10^{-3}X_2X_3
 \end{aligned} \quad (2)$$

where Y is the solid recovery yield (%), X_1 is the temperature, X_2 is the core content, and X_3 is the drying air flow. The factors and interactions influencing the solid recovery yield was adjusted using polynomial regression and the surface response methodology. The coefficients adjusted by the coded variables were analyzed using an analysis of variance (ANOVA) for individual significance with a confidence level of 95%. The correlation coefficient of the model was 0.8516.

The way the variables influence the process can be seen in Figure 1. In Figure 1a, there is an optimum temperature (120 °C) combined with a specific air rate (70%) that results in the highest solid recovery yield. Figure 1b, indicates that air rate alone has less influence on solid recovery yield compared to core content. Solid recovery remains relatively low and stable across varying air rates but increases significantly with higher core content. Core content is a critical factor for increasing yield. This conclusion applies for Figure 1c, where the relationship between core content and temperature is evaluated. In both Figure 1b and 1c, increasing core content significantly improves solid recovery yield, regardless of air rate or temperature.

The three plots collectively highlight that the highest solid recovery yields are obtained through a specific combination of temperature, air rate, and core content. While temperature and core content have the most substantial effects, air rate's influence is more pronounced when interacting with temperature. Minitab® 19 software was used to maximize the solid recovery yield using Equation 2. The best condition identified was temperature of 116 °C, air rate of 70%, and core content of 20%. The experiment was reproduced under optimal conditions obtaining a solid recovery yield of 48.46%, this results corroborates to literature data from caffeine encapsulation with natural proteins in spray dryer [16].

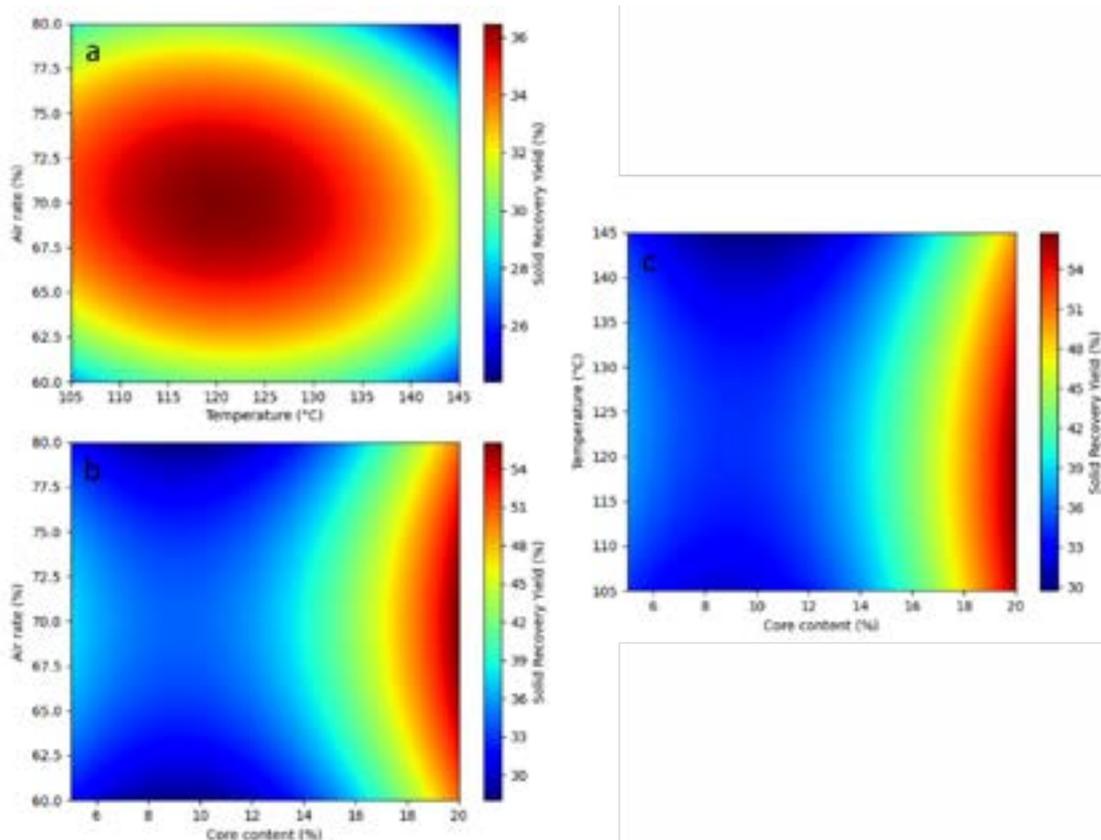


Figure 1: Contour plot for solid recovery yield: (a) temperature versus air rate at core content of 12.5%, (b) core content versus air rate at temperature of 125 °C, (c) core content versus temperature at air rate of 70%.

2.1.2 Capsules Characterization

Figure 2 illustrates the morphology of the microcapsules under different experimental conditions. The micrographs reveal that all samples exhibit a consistent rough surface texture, which is attributed to the protein used as the wall material [17]. This roughness is an important characteristic that may influence the release behavior of the encapsulated substance. The spherical shape observed across the samples suggests successful encapsulation, with no visible structural defects such as cracks or fractures, which is essential for controlled drug release, preventing premature leakage or degradation [18].

Figure 3 presents the particle size distribution through a box-plot analysis of the 15 experimental conditions designed using the Box-Behnken approach. The particle sizes show a wide distribution, consistent with the diverse sizes observed in the SEM images. A Kruskal-Wallis statistical test was performed to evaluate the impact of the different experimental conditions on particle size. The analysis yielded a p-value of 0.1941, indicating no statistically significant difference in particle size across the 15 groups at the 5% significance level. This suggests that the drying conditions, including temperature and air flow, did not significantly influence the particle size. The nozzle opening was the only factor consistently maintained throughout all experiments, which may have contributed to the uniformity observed [19].

The SEM images in Figure 2 corroborate the findings from the particle size analysis. The images show a range of particle sizes within the microscopic scale, aligning with the size distribution presented in Figure 3. The alignment between the visual and statistical data suggests that the drying conditions have a minimal impact on particle size distribution, and the process used was effective in producing capsules with a stable size

distribution.

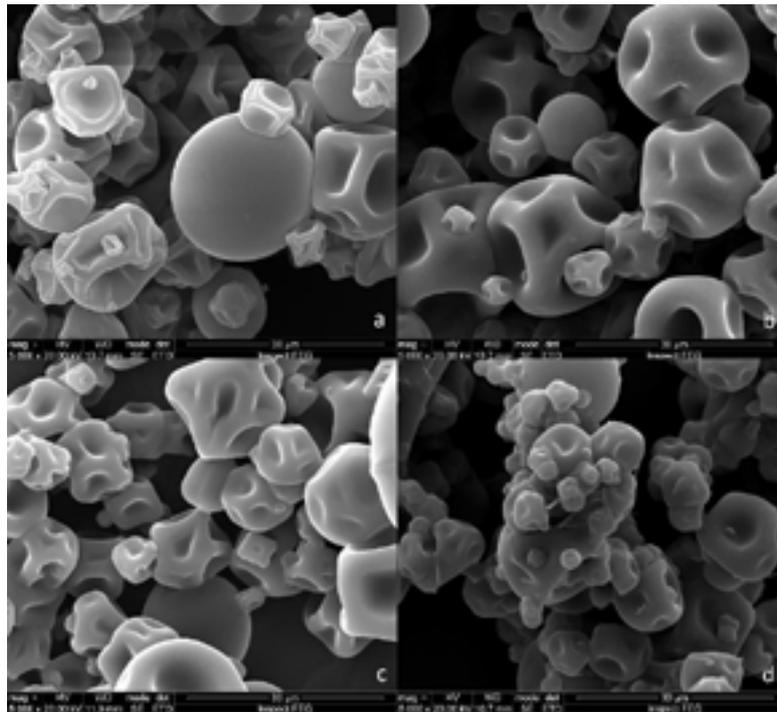


Figure 2: SEM micrographs showing capsule morphology under different encapsulation conditions (core content, temperature, air flow): a. 5, 145, 70; b. 12.5, 105,80; c. 5, 125, 60; d. 20, 105, 70.

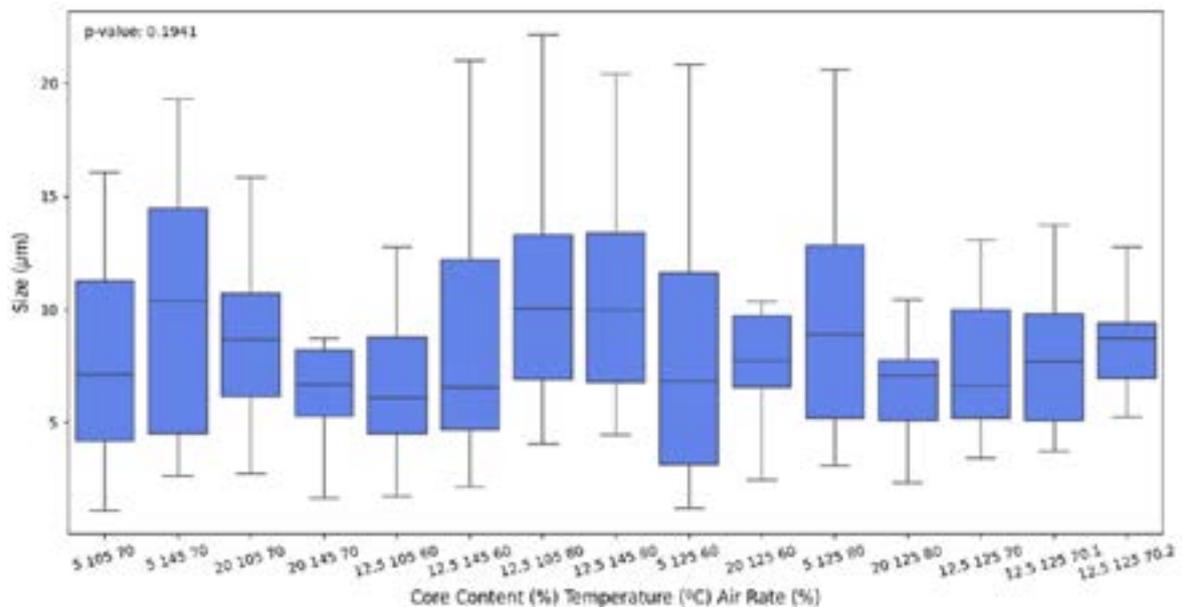


Figure 3: Distribution of particle sizes under different experimental conditions represented by boxplots, on x-axis are presented samples drying conditions.

3. CONCLUSION

This work evaluated the optimization of the solid recovery yield in a spray dryer, with optimal drying conditions identified as temperature of 116 °C, air flow of 70% and core content of 20%. The process yielded wrinkled spherical micrometric capsules, achieving a yield of 48.46% under these optimal conditions. Furthermore, capsule size distribution remained consistent across the different drying conditions, supporting the

discussion that only nozzle size influences particle size. These findings demonstrate the potential of this encapsulation method for producing stable caffeine capsules. Future developments should focus on further optimizing the process parameters to evaluate encapsulation efficiency and exploring alternative wall materials to expand the range of applications in both the food and pharmaceutical industries.

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to acknowledge the financial support provided by CAPES.

REFERENCES

- [1] M. CHEMJONG, N. KUMARI YADAV, . A., A. SARKATE, M. YAQOOB, Bioactive Compounds, Types, Stability and Health Benefits, *Plant Archives* 21 (2021) 1863–1869. <https://doi.org/10.51470/PLANTARCHIVES.2021.v21.S1.300>.
- [2] M. CHAUDHARY, A.P. GARG, Bioactive compounds from plants and animals: A review, *Int. J. Adv. Biochem. Res.* 7 (2023) 105–117. <https://doi.org/10.33545/26174693.2023.v7.i1b.175>.
- [3] A. PRASAD, C. ROSSI, R.R. MANOHARAN, M. SEDLÁŘOVÁ, L. CANGELONI, D. RATHI, G. TAMASI, P. POSPÍŠIL, M. CONSUMI, Bioactive Compounds and Their Impact on Protein Modification in Human Cells, *International Journal of Molecular Sciences* 23 (2022) 7424. <https://doi.org/10.3390/ijms23137424>.
- [4] A.A.A. KAYODE, G.F. OKUMEDE, G.O. ALABI, Mode of action of some bioactive compounds with anticancer activity, *Bioactive Compounds in Health and Disease - Online ISSN: 2574-0334; Print ISSN: 2769-2426* 5 (2022) 67–83. <https://doi.org/10.31989/bchd.v5i2.901>.
- [5] B. ARYAL, B.K. RAUT, S. BHATTARAI, S. BHANDARI, P. TANDAN, K. GYAWALI, K. SHARMA, D. RANABHAT, R. THAPA, D. ARYAL, A. Ojha, H.P. Devkota, N. Parajuli, Potential Therapeutic Applications of Plant-Derived Alkaloids against Inflammatory and Neurodegenerative Diseases, *Evidence-Based Complementary and Alternative Medicine* 2022 (2022) 7299778. <https://doi.org/10.1155/2022/7299778>.
- [6] M.A.A.E.B. ELSHEEP, U.R. KOLLI, Y.O.S. SAEED, J. CHIMAKURTHY, R.B. Pingili, A Comprehensive Review on Pharmacological Activities of Alkaloids: Evidence from Preclinical Studies, *International Journal of Ayurvedic Medicine* 13 (2022) 6–14. <https://doi.org/10.47552/ijam.v13i1.2486>.
- [7] A. NEHLIG, Is Caffeine a Cognitive Enhancer?, *Journal of Alzheimer's Disease* 20 (2010) S85–S94. <https://doi.org/10.3233/JAD-2010-091315>.
- [8] M.M. Lorist, J. SnEL, Caffeine, Sleep, and Quality of Life, in: J.C. Verster, S.R. Pandi-Perumal, D.L. Streiner (Eds.), *Sleep and Quality of Life in Clinical Medicine*, Humana Press, Totowa, NJ, 2008: pp. 325–332. https://doi.org/10.1007/978-1-60327-343-5_33.
- [9] S. CAPPELLETTI, P. DARIA, G. SANI, M. AROMATARIO, Caffeine: Cognitive and Physical Performance Enhancer or Psychoactive Drug?, *Curr Neuropharmacol* 13 (2015) 71–88. <https://doi.org/10.2174/1570159X13666141210215655>.
- [10] L.D. STAFFORD, J. RUSTED, M.R. YEOMANS, eds., *Caffeine, Mood, and Performance: A Selective Review*, in: *Caffeine and Activation Theory*, CRC Press, 2007.
- [11] J.S. LOH, L.K.S. TAN, W.L. LEE, L.C. MING, C.W. HOW, J.B. FOO, N. KIFLI, B.H. GOH, Y.S. Ong, Do Lipid-based Nanoparticles Hold Promise for Advancing the Clinical Translation of Anticancer Alkaloids?, *Cancers* 13 (2021) 5346. <https://doi.org/10.3390/cancers13215346>.
- [12] M.J. KHAN, A. HAFEEZ, M.A. Siddiqui, Nanocarrier Based Delivery of Berberine: A Critical Review on Pharmaceutical and Preclinical Characteristics of the Bioactive, *Current Pharmaceutical Biotechnology* 24 (2023) 1449–1464. <https://doi.org/10.2174/1389201024666230112141330>.

- [13] A.T. DO E. SANTO, L.M. SIQUEIRA, R.N. ALMEIDA, R.M.F. VARGAS, G. DO N. FRANCESCHINI, M.A. KUNDE, A.R. CAPPELLARI, F.B. Morrone, E. Cassel, Decaffeination of yerba mate by supercritical fluid extraction: Improvement, mathematical modelling and infusion analysis, *The Journal of Supercritical Fluids* 168 (2021) 105096. <https://doi.org/10.1016/j.supflu.2020.105096>.
- [14] B. SGARIONI, *Processamento de Extratos da Erva-Mate: Extração, purificação e encapsulamento*, Dissertação, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, 2023.
- [15] L. HU, J. ZHANG, Q. HU, N. GAO, S. WANG, Y. SUN, X. YANG, Microencapsulation of brucea javanica oil: Characterization, stability and optimization of spray drying conditions, *Journal of Drug Delivery Science and Technology* 36 (2016) 46–54. <https://doi.org/10.1016/j.jddst.2016.09.008>.
- [16] S. TAN, C. ZHONG, T. LANGRISH, Encapsulation of caffeine in spray-dried micro-eggs for controlled release: The effect of spray-drying (cooking) temperature, *Food Hydrocolloids* 108 (2020) 105979. <https://doi.org/10.1016/j.foodhyd.2020.105979>.
- [17] T.H. TRAN, T. RAMASAMY, B.K. POUDEL, N. MARASINI, B.K. MOON, H.J. CHO, H.-G. CHOI, C.S. YONG, J.O. KIM, Preparation and characterization of spray-dried gelatin microspheres encapsulating ganciclovir, *Macromol. Res.* 22 (2014) 124–130. <https://doi.org/10.1007/s13233-014-2018-9>.
- [18] M.C.S. AGUIAR, M.F. DAS GRAÇAS FERNANDES DA SILVA, J.B. FERNANDES, M.R. FORIM, Evaluation of the microencapsulation of orange essential oil in biopolymers by using a spray-drying process, *Sci Rep* 10 (2020) 11799. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-68823-4>.
- [19] S. HÖHNE, M.L. TABOADA, J. SCHRÖDER, C. GOMEZ, H.P. KARBSTEIN, V. GAUKEL, Influence of Nozzle Geometry and Scale-Up on Oil Droplet Breakup in the Atomization Step during Spray Drying of Emulsions, *Fluids* 9 (2024) 70. <https://doi.org/10.3390/fluids9030070>.

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDR Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

COMPORTAMENTO DA PASTA DE CIMENTO CLASSE G COM ADIÇÃO DE NANOALUMINA PARA APLICAÇÃO EM ARMAZENAMENTO GEOLÓGICO DE CARBONO

Caroline Brune ⁽¹⁾
Giovanni dos Santos Batista ⁽²⁾
Eleani Maria da Costa ⁽³⁾

RESUMO

O comportamento de pastas de cimento classe G para poços e petróleo após a adição de nanoalumina - $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ (0,5; 1; 1,5 e 2% em peso) foi investigado sob condições de armazenamento geológico de carbono (CCS) a 90 °C e 15 MPa na idade de 21 dias. Os efeitos da $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ foram avaliados por resistência à compressão, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier e microtomografia de raios X. Os corpos de prova não reagidos com a adição de $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ apresentaram maior resistência à compressão após 21 dias de cura. Isso se deve à redução da quantidade de hidróxido de cálcio devido ao efeito pozolânico da $n\text{-Al}_2\text{O}_3$. Além disso, foi observada uma maior polimerização do silicato de cálcio hidratado nos corpos de prova com $n\text{-Al}_2\text{O}_3$. Os resultados da microtomografia mostraram que o mecanismo de carbonatação foi o mesmo para todas as amostras. Ainda, a adição de $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ promoveu uma profundidade carbonatada muito similar à pasta referência, mas com uma zona carbonatada muito mais densa, o que pode impedir o avanço do CO_2 em idades mais avançadas. Em geral, a $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ contribuiu para melhora das propriedades químicas e mecânicas da pasta de cimento para aplicações em CCS. Palavras chave – Nanoalumina; pasta de cimento classe G; degradação por CO_2 ; CCS.

⁽¹⁾ Mestranda, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Brasil.

⁽²⁾ Dr., Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Brasil.

⁽³⁾ Prof. Dr., Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Brasil.

BEHAVIOR OF CLASS G CEMENT PASTE WITH NANOALUMINA ADDITION FOR APPLICATION IN GEOLOGICAL CARBON STORAGE

ABSTRACT

The behavior of class G cement slurries for oil and gas wells after the addition of nanoalumina - $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ (0.5; 1; 1.5, and 2% by weight) was investigated under geological carbon storage (CCS) conditions at 90°C and 15 MPa after 21 days. The effects of $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ were evaluated through compressive strength, scanning electron microscopy (SEM), Fourier-transform infrared spectroscopy (FTIR), and X-ray microtomography. The specimens with $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ addition exhibited higher compressive strength after 21 days of curing. This is due to the filler and pozzolanic effect of $n\text{-Al}_2\text{O}_3$, reducing calcium hydroxide content. Furthermore, higher polymerization of the hydrated calcium silicate (C-S-H) was observed when $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ was added. Microtomography results showed that the carbonation mechanism was the same for all samples. Additionally, the $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ addition promoted a carbonation depth very similar to the reference paste but with a much denser carbonated zone, which may prevent CO_2 penetration at more advanced ages. Overall, $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ contributed to improving the chemical and mechanical properties of the cement paste for CCS applications.

Key words — Nanoalumina; cement class G; CO_2 degradation; CCS.

1. INTRODUÇÃO

O armazenamento geológico de dióxido de carbono (CO_2) é uma das principais tecnologias associadas à captura e armazenamento de carbono (CCS). Esse processo envolve a injeção do CO_2 capturado em formações geológicas profundas e adequadas, onde o gás fica armazenado de maneira segura e permanente. O CO_2 injetado fica retido nos poros das rochas ou em fraturas [1].

A cimentação tem como principal objetivo isolar o espaço entre a formação rochosa e a coluna de revestimento em aço que é adicionada no poço perfurado. A pasta de cimento é bombeada entre o revestimento e a formação rochosa para evitar a migração de fluidos e fornecer a estabilidade do revestimento metálico [2]. Portanto, deve ser capaz de suportar as mais altas pressões e resistir a ataques de fluidos corrosivos encontrados nestes espaços [3].

Com base neste cenário, diversas investigações têm sido realizadas na busca de soluções para corrigir falhas e prevenir ou diminuir a degradação da pasta de cimento aplicadas em cimentação de poços quando submetidas às condições de armazenamento geológico de carbono [4]. Dentre as alternativas, a inclusão de nanomateriais tem sido apontada como uma solução.

A nanoalumina ($n\text{-Al}_2\text{O}_3$) atua como fíler e possui atividade pozolânica. Sua incorporação não só promove a hidratação do cimento, mas também aumenta sua compactação e polimerização do C-S-H, resultando assim em uma melhora das propriedades mecânicas da pasta de cimento [5]. Contudo, são escassos na literatura os estudos sobre pastas de cimento para poços de petróleo que investigam as alterações químicas, variações na microestrutura e modificações nas propriedades mecânicas decorrentes da adição de $n\text{-Al}_2\text{O}_3$, bem como a análise desses efeitos em ambientes ricos em CO_2 .

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

O cimento Portland utilizado foi o classe G, fornecido pela CSN Cimento Brasil S.A. A $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ foi adquirida da empresa Sigma Aldrich na forma de pó, apresentando a fase gama. Possuem tamanho menor que 50nm e área superficial específica maior que 40 m²/g.

As quantidades de substituição de cimento por $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ nas pastas de cimento foram 0,5, 1, 1,5 e 2% em peso.

2.2. Preparação das pastas de cimento

Para preparar as pastas de cimento, foram seguidas as diretrizes estabelecidas na especificação 10A [6] do Instituto Americano do Petróleo (*American Petroleum Institute – API*). A água necessária para a mistura juntamente com a nanopartícula foi homogeneizada com sonicador de ponteira de 20 kHz na amplitude de 70% com tempo de aplicação de 1 minuto e intervalo de 1 minuto para evitar o aquecimento da solução. O processo se repetiu por 3 vezes. A relação água sólidos foi fixada em 0,44. Conforme descrito na especificação 10A, o misturador foi ajustado para uma rotação de 4000 rpm por 15 s para a adição de cimento e então para 12000 rpm por 35 s. para completa homogeneização da mistura.

Os corpos de prova foram moldados em policloreto de vinila (PVC) com 43,2 mm de altura e 21,6 mm de diâmetro.

2.3. Testes de degradação

Os ensaios de degradação química foram realizados em reator de aço inoxidável (AISI 316) com capacidade de 1L de volume interno, sob pressão de 15 MPa e temperatura de 90 °C, simulando um poço com profundidade de aproximadamente 1500m. No reator foram colocados 5 corpos de prova imersos em solução salina, baseada na composição de uma água de formação de um campo de petróleo brasileiro. A composição da solução salina é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química da solução salina preparada com 200mL de água deionizada.

Sal reagente	Massa (g)	Íon	Concentração (mg/L)
NaCl	5,782	Na ⁺	11.400
KCl	0,168	K ⁺	442
CaCl ₂ .2H ₂ O	0,054	Ca ²⁺	74
MgCl ₂ .6H ₂ O	0,120	Mg ²⁺	72
Cloreto total	-	Cl ⁻	18.280

2.4. Métodos de caracterização

Os ensaios de resistência à compressão foram realizados segundo a norma NBR 16697 [7]. O ensaio de resistência à compressão foi realizado com três corpos de prova que permaneceram imersos na solução salina em temperatura ambiente durante 21 dias. Para tal, utilizou-se uma máquina de ensaios universal, modelo EMIC, PC200I da marca Shimadzu, com velocidade de deslocamento de 1 mm/min.

Para a Microscopia Eletrônica de Varredura de Emissão de Campo (FEG/MEV),

as amostras foram lixadas na sequência de lixas de carbetto de silício com granulometria de #320 a #1200. O polimento foi realizado com pasta de diamante de 1μ . O recobrimento da superfície foi realizado com ouro para torná-las condutoras e as imagens obtidas no modo de elétrons retroespalhados e secundários. As análises foram realizadas utilizando o equipamento Inspect F50.

Para a análise de espectroscopia de infravermelho por transformada de Fourier (FTIR), a amostra em pó foi obtida moendo os corpos de prova de cimento endurecido com almofariz e pilão. Os espectros foram registrados em um equipamento PerkinElmer Spectrum 3 usando o acessório ATR (*Attenuated Total Reflectance*). A faixa do número de comprimento de onda foi definida de 4000 a 650 cm^{-1} com 12 varreduras.

Para realização da microtomografia de raios X (MCT), foi utilizado o microtomógrafo da Bruker, modelo microCT SkyScan1173, com 130 kV, 61 mA e resolução de $12\text{ }\mu\text{m}$.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta os resultados de resistência à compressão das amostras de cimento após serem curadas por 21 dias.

É possível observar que a resistência apresenta uma leve queda com 0,5% de Al_2O_3 , mas que à medida que o teor é aumentado, o valor máximo atingido é de 69,69 MPa para o teor de adição de 2%, sendo aproximadamente 42% acima do REF (49,03 MPa). Isso indica uma dispersão eficaz das nanopartículas, que preenchem os poros, densificam a microestrutura e promovem a hidratação do cimento devido à atividade pozolânica da $n\text{-Al}_2\text{O}_3$.

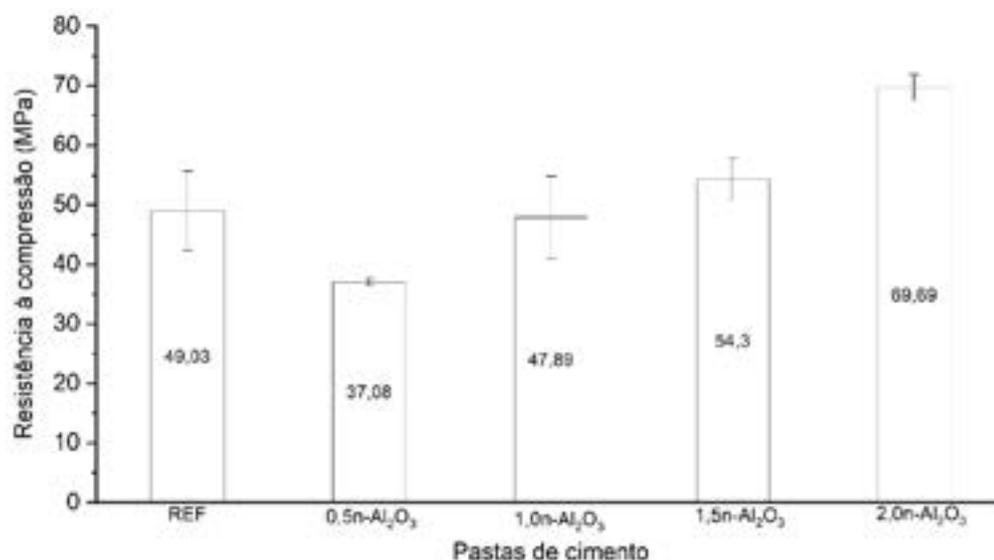


Figura 1: Resistência à compressão das pastas de cimento após serem curadas por 21 dias.

As análises FTIR das amostras não reagidas são apresentadas na Figura 2. A intensidade dos picos -OH em 3640 cm^{-1} foi menor nas pastas com a adição da $n\text{-Al}_2\text{O}_3$. A atribuição é devido aos efeitos de filler e pozolânico que a $n\text{-Al}_2\text{O}_3$ produz na pasta cimento, reduzindo a quantidade de CH.

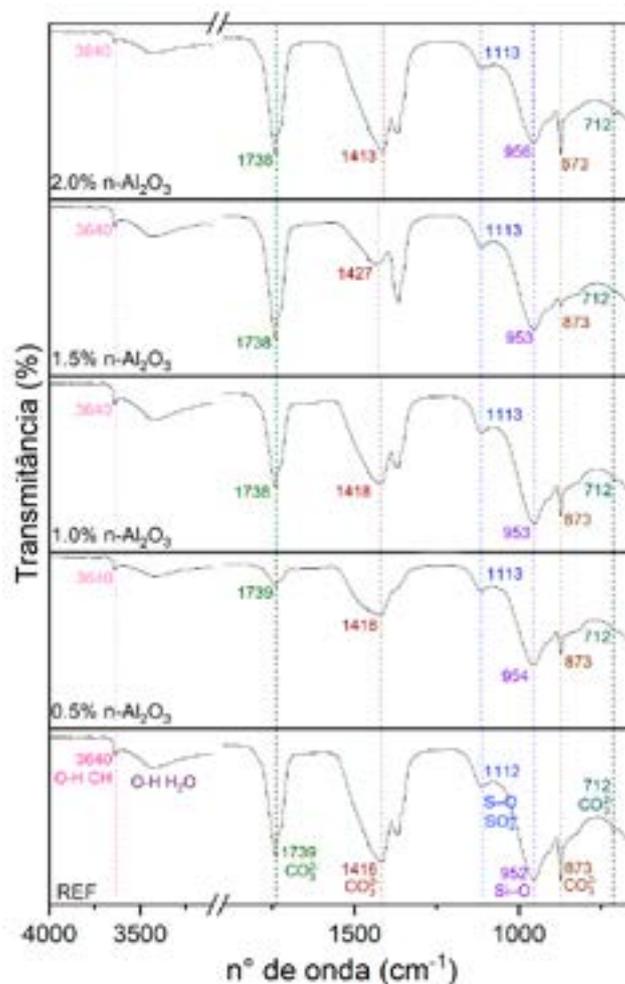


Figura 2: FTIR das pastas de cimento curadas por 21 dias.

As bandas associadas ao CO_3^{2-} estão relacionadas com a carbonatação natural das amostras durante o processo de armazenamento antes da análise. A banda localizada entre 956 e 952 cm^{-1} indica a formação de C-S-H [8–10]. Além disso, a mudança no alongamento de Si-O de 952 cm^{-1} (REF) para 956 cm^{-1} (2n-Al₂O₃) sugere um leve aumento na polimerização do gel C-S-H nas amostras contendo n-Al₂O₃.

As imagens de MCT e a profundidade de carbonatação das amostras estão apresentadas na Figura 3. Através das imagens é possível observar que a carbonatação ocorre em múltiplas frentes. Além disso, há a presença das zonas características decorrentes do processo de carbonatação, a zona bicarbonatada (na periferia), a zona carbonatada (mais densa) e a zona de depleção da Portlandita (zona porosa imediatamente depois da zona carbonatada), conforme tem sido relatado em outros estudos realizados [4]-[5]-[11]-[12].

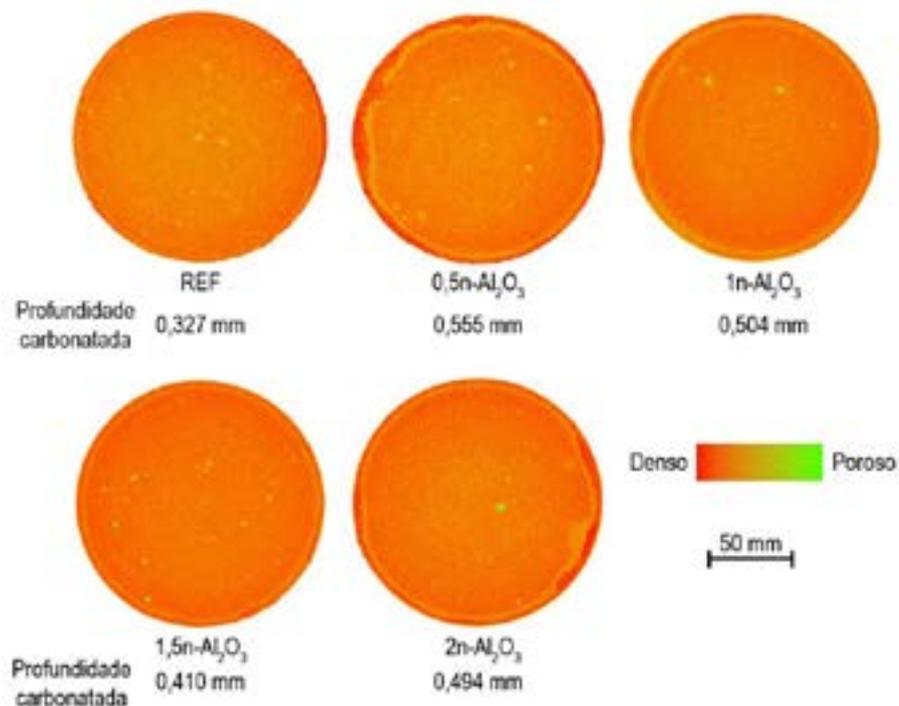


Figura 3: MCT das pastas de cimento reagidas com CO₂ durante 21 dias.

As amostras com 1,0 e 1,5% de n-Al₂O₃ apresentaram mais alta densidade na matriz cimentícia. Nas amostras com 0,5 e 2%, é possível observar que a zona carbonatada é mais compacta e densa, devido à precipitação de CaCO₃.

Com a adição de n-Al₂O₃, houve um pequeno aumento da camada carbonatada, atingindo o maior valor para a amostra 0,5n-Al₂O₃ (0,555 mm). À medida em que a quantidade de n-Al₂O₃ foi aumentando, a profundidade carbonatada reduziu até 0,410 mm (1,5n-Al₂O₃). O caráter pozolânico da n-Al₂O₃ promove a formação adicional de C-S-H devido ao consumo de CH pelas reações pozolânicas. Dessa forma, à medida que a reserva alcalina da matriz e a alcalinidade da solução dos poros são reduzidas, o avanço da frente de carbonatação pode ser facilitado em pastas de cimento contendo n-Al₂O₃. Esse comportamento também foi observado por outros autores com a utilização de materiais pozolânicos [5]-[11].

As imagens de MEV da zona carbonatada das amostras são apresentadas na Figura 4. É possível observar a zona carbonatada (mais densa) na parte superior das imagens e a zona de depleção da Portlandita (mais porosa) na parte inferior. Nota-se um comportamento similar para todas as amostras, mas os sistemas com a adição de n-Al₂O₃ aparentam menor porosidade da zona depletada. Isto pode ser um indicativo que devido a adição da n-Al₂O₃ na pasta de cimento ocorre redução e consumo de portlandita e um aumento da produção de C-S-H, resultando na maior densificação da pasta e assim menor reatividade.

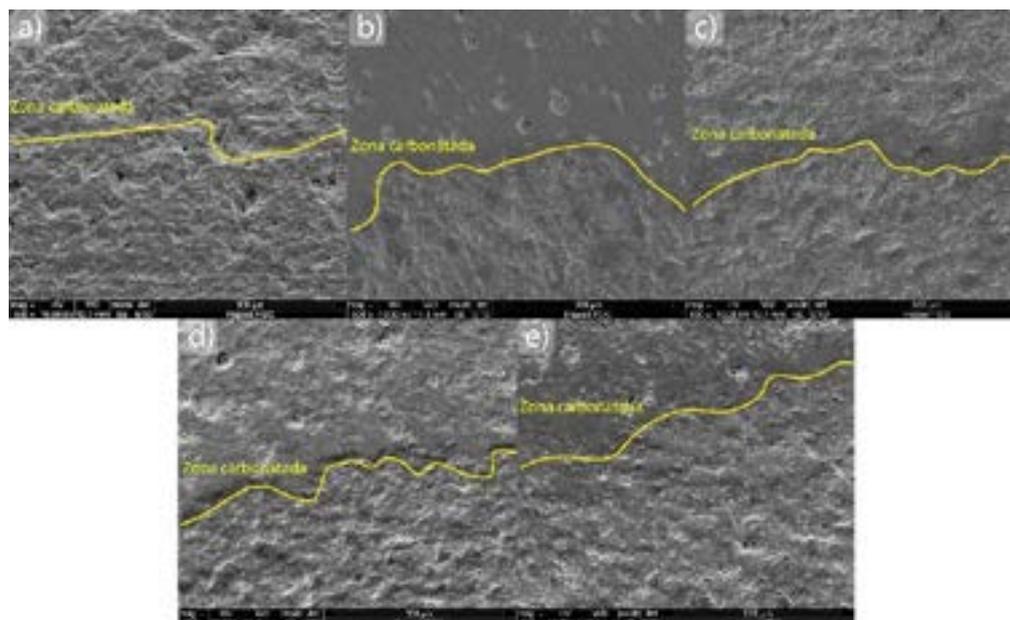


Figura 4: MEV da zona carbonatada das pastas de cimento (a) REF, (b) 0,5n-Al₂O₃, (c) 1,0n-Al₂O₃, (d) 1,5n-Al₂O₃ e (e) 2,0n-Al₂O₃ após reação com CO₂ durante 21 dias.

4. CONCLUSÕES

O artigo explora o uso de nanopartículas de alumina (n-Al₂O₃) na melhoria das propriedades das pastas de cimento utilizadas na cimentação de poços, especialmente em condições de armazenamento geológico de dióxido de carbono (CO₂).

Nas amostras não reagidas, a n-Al₂O₃ contribui para a densificação da matriz, formação de C-S-H e a redução da Portlandita. Ainda, foi observada maior polimerização do C-S-H, que em conjunto com outras melhorias, colabora para o aumento da resistência à compressão.

Após a exposição ao CO₂, foi observado uma maior densificação tanto da matriz cimentícia quanto da zona carbonatada. Apesar de ter apresentado maior profundidade de carbonatação, as pastas de cimento com n-Al₂O₃ proporcionaram menor porosidade na zona depleta de Portlandita, o que pode ser um indicativo de maior densificação e menor reatividade das pastas de cimento modificadas com n-Al₂O₃.

Em geral, a adição de nanopartículas de alumina melhora significativamente as propriedades mecânicas e de durabilidade das pastas de cimento, tornando-as mais adequadas para aplicações em poços de armazenamento geológico de CO₂.

REFERÊNCIAS

- [1] CCS Brasil, Relatório Anual de CCS no Brasil, 2023.
- [2] Y. Bu, J. Du, S. Guo, H. Liu, C. Huang, Properties of oil well cement with high dosage of metakaolin, *Constr Build Mater* 112 (2016) 39–48. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.02.173>.
- [3] W. Li, X. Li, S.J. Chen, G. Long, Y.M. Liu, W.H. Duan, Effects of Nanoalumina and Graphene Oxide on Early-Age Hydration and Mechanical Properties of Cement Paste, *Journal of Materials in Civil Engineering* 29 (2017) 04017087. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0001926](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0001926).
- [4] B.G. Kutchko, B.R. Strazisar, D.A. Dzombak, G. V. Lowry, N. Thaulow, Degradation of Well Cement by CO₂ under Geologic Sequestration Conditions, *Environ Sci Technol* 41 (2007) 4787–4792. <https://doi.org/10.1021/es062828c>.

- [5] L.B. Schemmer, G. dos S. Batista, J.J. de O. Andrade, E.M. da Costa, Testing the behavior of nanoalumina as a supplementary material to oil well cement pastes by different dispersive methods under CCS conditions, *Geoenergy Science and Engineering* 224 (2023) 211602. <https://doi.org/10.1016/j.geoen.2023.211602>.
- [6] API, 10A Specification for Cements and Materials for Well Cementing, 2009.
- [7] Associação Brasileira de Normas Técnicas - ABNT, NBR 16697: Concreto – Ensaio de compressão de corpos de prova cilíndricos, Rio de Janeiro, 2018.
- [8] A. Hidalgo, S. Petit, C. Domingo, C. Alonso, C. Andrade, Microstructural characterization of leaching effects in cement pastes due to neutralisation of their alkaline nature, *Cem Concr Res* 37 (2007) 63–70. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2006.10.002>.
- [9] R. Ylmén, U. Jäglid, B.-M. Steenari, I. Panas, Early hydration and setting of Portland cement monitored by IR, SEM and Vicat techniques, *Cem Concr Res* 39 (2009) 433–439. <https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2009.01.017>.
- [10] P. Yu, R.J. Kirkpatrick, B. Poe, P.F. McMillan, X. Cong, Structure of Calcium Silicate Hydrate (C-S-H): Near-, Mid-, and Far-Infrared Spectroscopy, *Journal of the American Ceramic Society* 82 (2004) 742–748. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1999.tb01826.x>.
- [11] G. dos S. Batista, L.B. Schemmer, T. de A. Siqueira, E.M. da Costa, Chemical resistance and mechanical properties of nanosilica addition in oil well cement, *J Pet Sci Eng* 196 (2021) 107742. <https://doi.org/10.1016/j.petro.2020.107742>.
- [12] M.K. Moraes, E. Maria da Costa, Effect of adding organo-modified montmorillonite nanoclay on the performance of oil-well cement paste in CO₂-rich environments, *Cem Concr Compos* 127 (2022) 104400. <https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2021.104400>.



43° SENAFOR

*27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming
Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024*

Estudo do Perfil de Liberação de Compostos Ativos a partir de Matrix Lipídica para Uso em Embalagens Ativas

Study of the Release Profile of Active Compounds from Lipid Matrix for Use in Active Packaging

Aline Machado Lucas⁽¹⁾
Bruna Sgarioni⁽²⁾

ABSTRACT

The growing concern for environmental preservation has been generating demands in a variety of sectors. The food industry is one of the largest generators of these demands, since it mostly uses slow-degrading plastic packaging. The use of active packaging is an alternative that aims to preserve food and preserve the environment using biodegradable materials, such as cotton fabrics coated with beeswax. The objective of this study is to evaluate the release of *Lavandula angustifolia* essential oil from lipid particles, with the proposal of using it in active food packaging. The results indicate a gradual and continuous release of the compounds categorized by their molecular weights. Inflection points in the release curves were also observed, indicating a possible interference in the application of the proposal, since not all chemical species will be in contact with the food during the entire release period. More detailed studies of the interaction of the active compounds with the food to be preserved should be conducted to elucidate this behavior.

Keywords — Essential oil; encapsulation; active packaging; controlled release; beeswax.

RESUMO

A crescente preocupação com a preservação ambiental vem gerando demandas em diversos setores. A indústria alimentícia é uma das maiores geradoras dessas demandas, uma vez que utiliza principalmente embalagens plásticas de degradação lenta. O uso de embalagens ativas é uma alternativa que visa preservar os alimentos e preservar o meio ambiente utilizando materiais biodegradáveis, como tecidos de algodão revestidos com cera de abelha. O objetivo deste estudo é avaliar a liberação do óleo essencial de *Lavandula angustifolia* a partir de partículas

⁽¹⁾ Prof. Dr. Eng., Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil, aline.lucas@pucrs.br

⁽²⁾ Msc. Eng., Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Brasil,

lipídicas, com a proposta de utilizá-lo em embalagens ativas de alimentos. Os resultados indicam uma liberação gradual e contínua dos compostos categorizados por seus pesos moleculares. Também foram observados pontos de inflexão nas curvas de liberação, indicando uma possível interferência na aplicação da proposta, uma vez que nem todas as espécies químicas estarão em contato com o alimento durante todo o período de liberação. Estudos mais detalhados da interação dos compostos ativos com o alimento a ser preservado devem ser realizados para elucidar esse comportamento

Palavras-chave — Óleo essencial; encapsulação; embalagem ativa; liberação controlada; cera de abelha.

INTRODUÇÃO

A crescente preocupação com a preservação do meio ambiente vem gerando demandas nos mais diversos setores. A indústria de alimentos é uma das maiores geradoras destas demandas, tendo em vista que utiliza na maioria das vezes embalagens plásticas de lenta degradabilidade. A fim de atender às crescentes exigências do mercado a indústria de alimentos vem sofrendo mudanças, sendo um dos principais desafios proporcionar a vida útil adequada aos alimentos [1]. O uso de embalagens ativas é uma alternativa que visa à conservação dos alimentos e a preservação ambiental através do uso de materiais biodegradáveis, como os tecidos de algodão revestidos com cera de abelha [2,3]. A incorporação de agentes antimicrobianos às embalagens é uma alternativa para controlar a degradabilidade dos alimentos. Os agentes antimicrobianos protegem o produto do ambiente externo e inibem ou retardam o crescimento de microrganismos. Os óleos essenciais, são compostos naturais que possuem propriedades antimicrobianas e antioxidantes e podem ajudar a prolongar a vida útil dos alimentos através da sua incorporação em embalagens [4]. O encapsulamento de compostos ativos é uma tecnologia que tem sido estudada nos tempos recentes, tendo em vista que minimiza problemas de perda instantânea de ativos voláteis e proporciona uma liberação lenta e contínua dos mesmos [5,6]. O objetivo deste trabalho é avaliar a liberação do óleo essencial de *Lavandula angustifolia* a partir de partículas lipídicas, com a proposta de utilização em embalagens ativas de alimentos.

1. MATERIAIS E METODOS

2.1. Produção de Partículas Lipídicas Sólidas

A metodologia utilizada para produção das partículas lipídicas sólidas (PLS) com óleo essencial foi adaptada da literatura [7], sendo as fases óleo e água preparadas separadamente. A fase apolar (fase óleo) é constituída por óleo essencial e cera de abelha. Uma massa de 2g de cera de abelha foi pesada e levada para aquecimento em aquecedor de bancada até atingir a temperatura de fusão (aproximadamente 60°C). Após a fusão, 1g de óleo essencial de lavanda (*Lavandula angustifolia*) foi adicionado a cera. Em paralelo, a fase água foi preparada, adicionando 2,0 g do emulsionante Tween 20 em 200 g de água deionizada. A solução permaneceu em aquecimento até atingir 70 °C. Após ambas as fases atingirem as temperaturas indicadas, a fase água foi mantida sob agitação a aproximadamente 1000rpm enquanto a fase apolar foi gradualmente vertida sobre ela para que a emulsificação acontecesse. O sistema permaneceu em agitação até atingir a temperatura ambiente, sendo posteriormente filtrada em filtro à vácuo. O material retido no filtro foi encaminhado para um dessecador onde permaneceu durante um período de 24h. A figura 1 apresenta um esquema da metodologia aplicada.

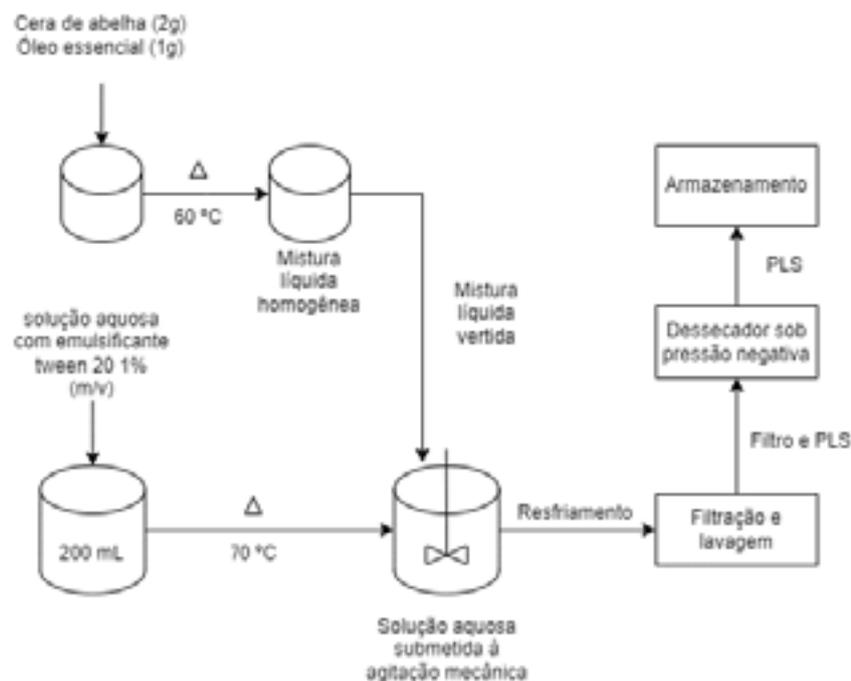


Figura 1: Processo de preparo das partículas lipídicas sólidas.

2.2. Liberação via SPME

Para os ensaios de liberação, alíquotas de partículas foram acondicionadas em *vials* que foram mantidos abertos ao ambiente até 24 h antes dos ensaios de liberação. Um dia antes de realizar as análises, os *vials* foram fechados e permaneceram em equilíbrio até o momento dos ensaios. As análises de liberação foram realizadas por cromatografia gasosa acoplada a espectrometria de massas, utilizando a técnica de SPME (*solid phase micro extraction*) para a adsorção dos compostos liberados e posterior injeção no cromatógrafo. A metodologia destas análises foi adaptada da literatura [8], alterando apenas os tempos de equilíbrio para otimização do tempo analítico.

Dessa forma, a fibra foi exposta à fase vapor para adsorver os compostos voláteis ali presentes durante 20 min, à temperatura ambiente. Após o tempo de adsorção, a fibra foi retirada e encaminhada ao cromatógrafo para a análise dos compostos adsorvidos. O tempo de dessorção e limpeza da fibra no injetor no cromatógrafo foi de 10 minutos para cada etapa.

2.2.1. Análise dos Compostos

Para a identificação dos compostos voláteis liberados após o encapsulamento se utilizou um cromatógrafo gasoso da marca *Agilent Technologies*, modelo 7890A GC system acoplado a espectrômetro de massas (GC/MS) da mesma marca, modelo 5975C VL MSD. O sistema foi equipado com uma coluna HP- 5MS (30 m X 0,25 mm; 0,25 μ m). As condições utilizadas para as análises no cromatógrafo foram as seguintes: a temperatura da coluna no forno foi mantida em 60 °C durante 4 min, com uma rampa de 5 °C/min até atingir 180 °C, seguida de uma rampa de 20 °C/min até 250 °C, onde foi mantida por 5 min. A temperatura do injetor foi ajustada para 250 °C, e a injeção foi realizada no modo split, com uma razão de split de 1:55, utilizando uma fibra de SPME. O gás de arraste foi hélio, com uma vazão de 0,8 mL/min. A temperatura da interface foi mantida em 250 °C. O modo de operação da espectrometria de massas (MS) foi EI, com uma tensão de 70 eV e intervalo de aquisição de massas de 40 a 450 um. Para a identificação dos compostos do óleo essencial de *Lavandula angustifolia*, foi preparada uma solução 1:10 em massa do óleo essencial em ciclohexano. Um volume de 1 μ L foi injetado no cromatógrafo, seguindo a mesma metodologia analítica da análise de liberação.

A identificação dos compostos foi realizada através da comparação dos índices de retenção (RI), especificados por uma série de n-alcenos (C₈-C²⁰), com os de padrões puros ou citados na literatura [9,10]. A equação 1 foi utilizada para o cálculo do RI.

$$RI = 100n + 100 \frac{t_{R_x} - t_{R_z}}{t_{R(z+1)} - t_{R_z}} \quad (1)$$

onde: RI = índice de retenção; n = número de átomos de carbono de cada alcano normal da mistura; t_{R_x} = tempo de retenção ajustado do composto x; t_{R_z} e t_{R_(z+1)} = tempos de retenção ajustados de alcanos de cadeia normal, sendo que t_{R_x} é intermediário a t_{R_z} e t_{R_(z+1)}.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Composição do óleo essencial de *Lavandula angustifolia*

O perfil de composição do óleo essencial do estudo pode ser visto na Tabela 1.

Tabela 1 – Perfil de composição do óleo essencial de *Lavandula angustifolia*

COMPOSTO	IR ^A	%ÁREA ^B
α-pinene	935	0,803
β-pinene	978	0,065
6-methyl-5-hepten-2-ol	994	0,124
o-cymene	1026	0,099
limonene	1031	1,719
1,8-cineole	1033	6,690
z-β-ocimene	1040	1,311
linalool	1107	46,589
camphor	1148	0,508
isoborneol	1160	1,175
borneol	1169	2,225
α-terpineol	1193	0,585
linalyl acetate	1262	32,854
E-caryophyllene	1427	2,011
Total identificado		96,758

^AIR = índice de retenção calculado em relação a uma série de alcanos;

^B% Área = área percentual de cada pico em relação à área total do cromatograma.

Como pode ser observado na tabela 3.1, a maioria dos compostos pertence a classe dos monoterpenos, sendo o *E-caryophyllene* o único representante da classe dos sesquiterpenos, com 15 átomos de carbono em sua cadeia.

3.1 Perfil de Liberação

Os resultados da liberação podem ser observados nos gráficos apresentados nas Figuras 2 e 3.

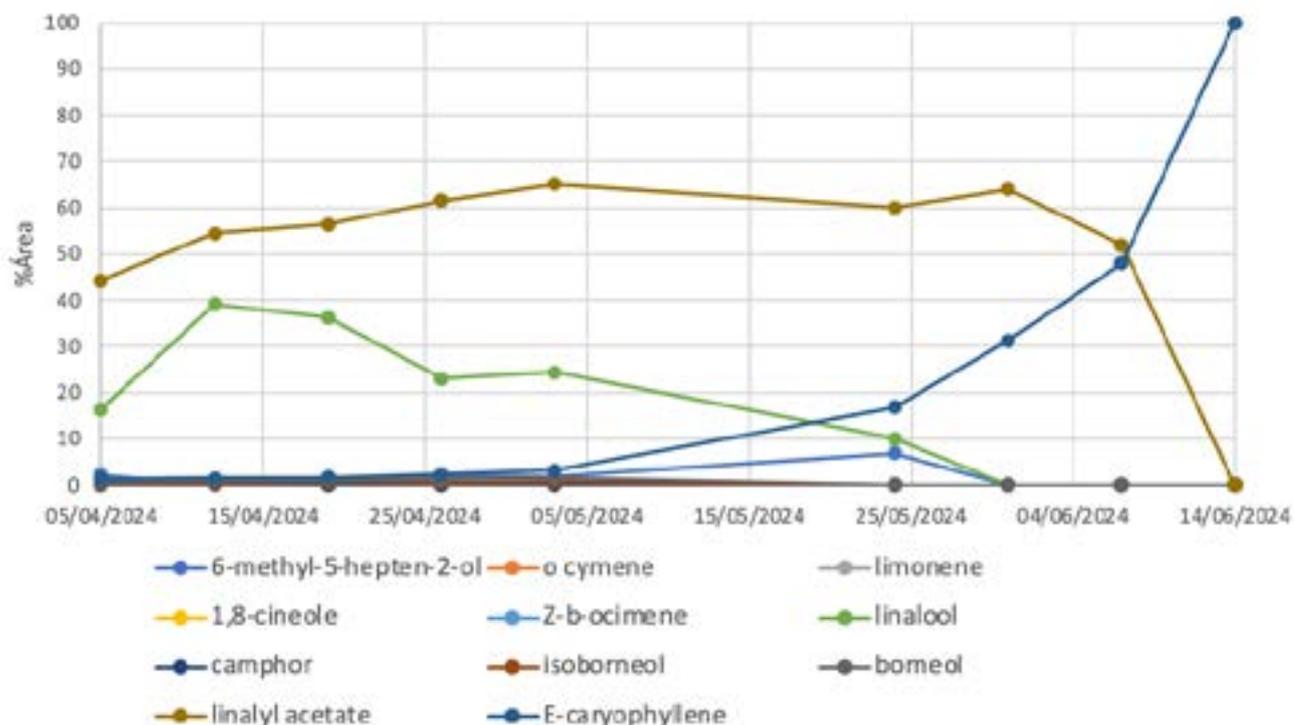


Figura 2: Perfil de liberação dos principais compostos do óleo essencial de *Lavandula angustifolia* da primeira duplicata.

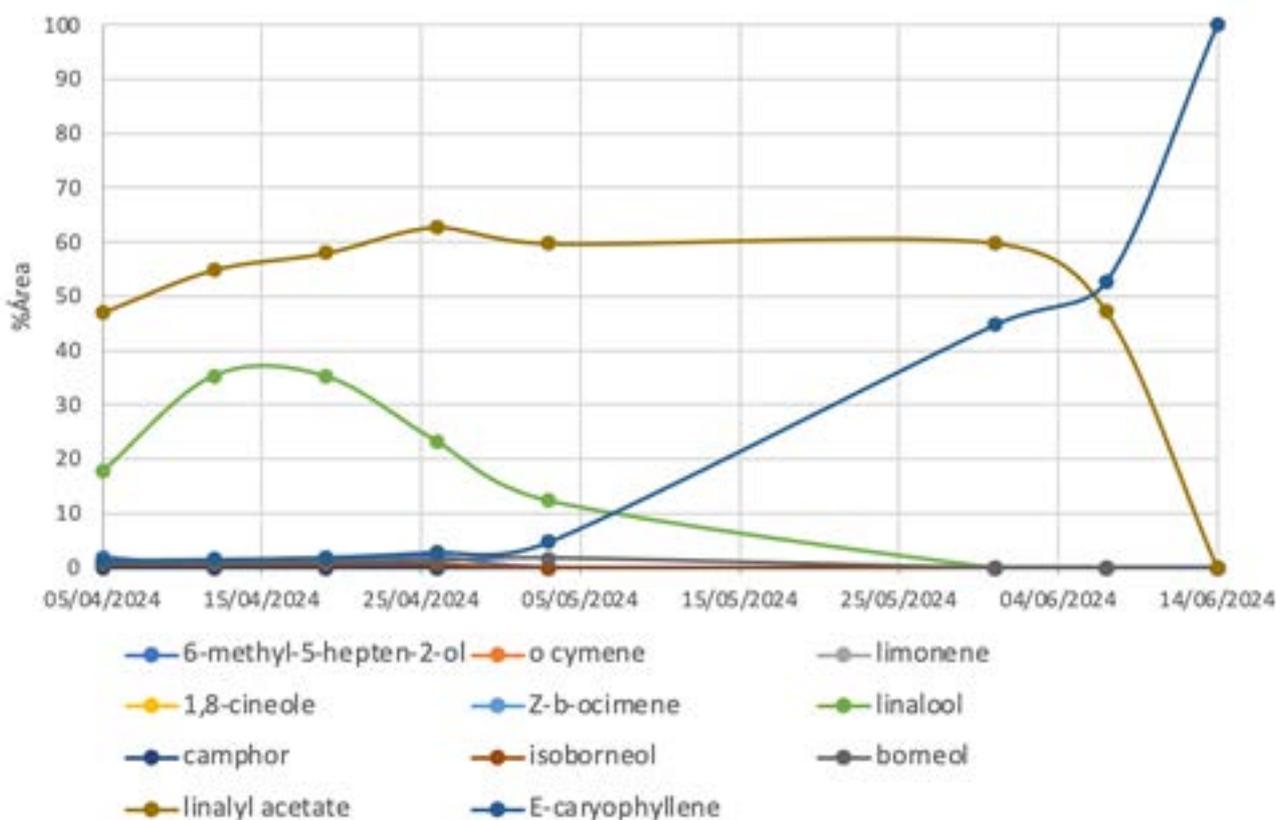


Figura 3: Perfil de liberação dos principais compostos do óleo essencial de *Lavandula angustifolia* da segunda duplicata.

Observa-se um perfil característico e relacionado com o peso molecular dos compostos avaliados, sendo percebido a liberação rápida e contínua dos compostos de menor cadeia molecular (monoterpenos). Dos compostos identificados no óleo essencial de lavanda, o *linalyl acetate* e *E-caryophyllene* apresentam maior cadeia molecular, com 12 e 15 carbonos respectivamente, o que

impacta diretamente no perfil de liberação de tais compostos, apresentando o primeiro, liberação contínua até a oitava semana e, o segundo, uma queda acentuada a partir deste mesmo ponto. Os resultados são apresentados em percentual em massa, ou seja, o valor representa os compostos identificados na amostra volátil em proporção relativa.

Outra característica observada, é o comportamento de inflexão das curvas de liberação dos compostos. Na quinta e na oitava semana amostral, observamos uma mudança de comportamento. Até a quinta semana a maior parte dos compostos apresenta liberação contínua com queda acentuada neste ponto. Para o *E-caryophyllene*, composto de maior cadeia molecular, este ponto marca o aumento significativo de sua liberação. Já para o *linalyl acetate*, a liberação se mantém contínua até a oitava semana em que outro ponto de inflexão é observado, apresentando queda brusca deste composto e aumento acentuado de liberação do *E-caryophyllene*. A provável sinergia entre este dois composto pode influenciar diretamente a aplicação ao qual estas partículas serão utilizadas.

4. CONCLUSÃO

Este trabalho explorou a liberação de óleo essencial de lavanda encapsulado em cera de abelha. Os resultados indicam que a técnica de encapsulamento oferece uma liberação controlada e sustentada do óleo essencial, contribuindo para a preservação e prolongamento da vida útil dos produtos embalados. Essas descobertas abrem caminho para futuras pesquisas, que podem se concentrar na avaliação da eficácia da encapsulação em diferentes condições de armazenamento. Esse avanço poderia consolidar o uso de sistemas de encapsulamento bioativos como uma alternativa viável em soluções inovadoras de embalagem, promovendo maior sustentabilidade na indústria de embalagens de alimento. As características dos compostos de liberação mais lenta podem determinar a aplicação do sistema. Para o óleo do estudo em questão, os compostos com liberação mais lenta são compostos terpênicos da categoria dos sesquiterpenos. Muitos compostos desta classificação apresentam propriedades antimicrobianas que justificariam a escolha deste sistema para a aplicação em embalagens de alimentos visando uma menor degradação pela ação de microorganismos no alimento. Testes das partículas em contato com o alimento devem ser conduzidos para determinação da eficácia.

AGRADECIMENTOS

A Pontifícia universidade católica do Rio Grande do Sul (PUCRS) peoa pio financeiro e ao laboratório de operações unitárias da PCRS pela infraestrutura disponibilizada.

REFERÊNCIAS

- [1] A.M. RAMOS, A.C.F. QUINTERO, A.S. FARAONI, N.F.F. SOARES, J. PEREIRA, Efeito do tipo de embalagem e do tempo de armazenamento nas qualidades físico-química e microbiológica de abacaxi desidratado, Alimentos e Nutrição (2009). <https://www.semanticscholar.org/paper/Efeito-do-tipo-de-embalagem-e-do-tempo-de-nas-e-de-Ramos-Quintero/9fd71abf11ce809e0767e5f26e7b43ce2d5fc872> (accessed August 27, 2024).
- [2] C.T. PINTO, J.A. PANKOWSKI, F.E. NANO, THE ANTI-MICROBIAL EFFECT OF FOOD WRAP CONTAINING BEESWAX PRODUCTS, JMBFS (2017). <https://doi.org/10.15414/jmbfs.2017.7.2.145-148>.
- [3] A. TRAJKOVSKA PETKOSKA, D. DANILOSKI, N.M. D’CUNHA, N. NAUMOVSKI, A.T. Broach, Edible packaging: Sustainable solutions and novel trends in food packaging, Food Research International 140 (2021) 109981. <https://doi.org/10.1016/j.foodres.2020.109981>.
- [4] D.A. BOTRE, N. DE F.F. SOARES, P.J.P. ESPITIA, S. DE SOUSA, I.R.T. RENHE, Avaliação de filme incorporado com óleo essencial de orégano para conservação de pizza pronta, Rev. Ceres 57 (2010) 283–291. <https://doi.org/10.1590/S0034-737X2010000300001>.
- [5] P.T.D. SILVA, L.L.M. FRIES, C.R.D. MENEZES, A.T. HOLKEM, C.L. SCHWAN, É.F. WIGMANN, J.D.O. BASTOS, C.D.B.D. SILVA, Microencapsulation: concepts, mechanisms, methods and some applications in food technology, Cienc. Rural 44 (2014) 1304–1311. <https://doi.org/10.1590/0103-8478cr20130971>.
- [6] M.C.B. RAFFAINER, UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM DESIGN, (2015).

- [7] N.M. RANJHA, H. KHAN, S. NASEEM, Encapsulation and characterization of controlled release flurbiprofen loaded microspheres using beeswax as an encapsulating agent, (2010).
- [8] V.B. XAVIER, ANÁLISE CROMATOGRÁFICA/OLFATOMÉTRICA DO POTENCIAL AROMÁTICO DE EXTRATOS NATURAIS LIVRES E INCORPORADOS A MATERIAIS PELA IMPREGNAÇÃO SUPERCRÍTICA, (2016).
- [9] W. JENNINGS, T. SHIBAMOTO, Qualitative Analysis of Flavor and Fragrance Volatiles by Glass Capillary Gas Chromatography, Academic Press, New York, NY, 1980.
- [10] R.P. ADAMS, Identification of Essential Oil Components By Gas Chromatography/Mass Spectrometry: 9781932633214: Adams, Robert P.: Livros, 4th ed., Allured Pub Corp, 2007.



43° SENAFOR

26ª Conferência Internacional de Forjamento – Brasil
26th International Forging Conference

25ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas / 12ª Conferência Internacional de
Conformação de Chapas / 9º Congresso do BrDDRG

25th National Sheet Metal Forming Conference / 12th International Sheet Metal Forming
Conference / 9th BrDDRG Congress

12ª Conferência Internacional de Materiais e Processos para Energias Renováveis
12th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS

Centro de Eventos do Hotel Continental

Porto Alegre/RS 4, 5 e 6 de outubro de 2023 / October 4-6, 2023

Estudo teórico e preditivo para a obtenção de compostos bioativos a partir da *Cannabis sativa* L.

Matheus Rodrigues de Andrade ⁽¹⁾
Júlia Susin Cardeal ⁽¹⁾
Juan José Mora Fajardo ⁽¹⁾
Pietro Antônio Radavelli ⁽¹⁾
Arthur Fagundes Cavassa ⁽²⁾
Victor Hugo Silva Rodrigues ⁽³⁾
Rubem Mário Figueiró Vargas ⁽⁴⁾
Eduardo Cassel ⁽⁴⁾

RESUMO

A *Cannabis sativa* L. é uma planta que contém tetrahydrocannabinol (THC) e canabidiol (CBD) em sua composição, compostos com propriedades terapêuticas distintas. Enquanto o THC é conhecido por seus efeitos psicoativos e analgésicos, o CBD oferece alívio da dor e efeitos ansiolíticos sem causar os efeitos psicoativos do THC. O estudo foca em estabelecer uma metodologia de avaliação e seleção do melhor solvente eutéctico profundo (DES) para obter esses compostos alvos, utilizando modelos termodinâmicos preditivos e ferramentas computacionais. Uma vez estabelecida, essa metodologia norteará estudos experimentais de extração desses compostos, para que então possam ser empregados em formulações farmacêuticas, nanoencapsulados ou impregnados. Para isso, foram usados os *softwares* Avogadro e Turbomole para otimizar a energia das moléculas de THC, CBD, THCA e CBDA e foi utilizada a metodologia COSMO-RS com o *software* COSMOTermX para identificar o DES mais eficaz na extração desses compostos da planta.

Palavras-chave — Modelo preditivo, DES, THC, CBD, nanoencapsulação.

ABSTRACT

Cannabis sativa L. is a plant that contains tetrahydrocannabinol (THC) and cannabidiol (CBD), compounds with distinct therapeutic properties. While THC is known for its psychoactive and analgesic effects, CBD provides pain relief and anxiolytic effects without the psychoactive effects of THC. This study focuses on establishing a methodology for evaluating and selecting the best deep eutectic solvent (DES) to extract these target compounds, using predictive thermodynamic models and computational tools. Once established, this methodology will guide experimental

⁽¹⁾ Graduando em Engenharia Química; Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul; Brasil

⁽²⁾ Msc. Eng.; Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul; Brasil

⁽³⁾ Dr. Eng.; Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul; Brasil

⁽⁴⁾ Prof. Dr. Eng.; Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul; Brasil

studies on the extraction of these compounds, which can then be employed in pharmaceutical formulations, nanoencapsulated, or impregnated. The Avogadro and Turbomole software were used to optimize the energy of THC, CBD, THCA, and CBDA molecules, and the COSMO-RS methodology with the COSMOTermX software was applied to identify the most effective DES for extracting these compounds from the plant.

Keywords — Predictive model, DES, THC, CBD, nanoencapsulation.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos houve um ressurgimento no interesse pelo uso de extratos obtidos a partir de matérias-primas vegetais pela indústria farmacêutica, devido a sua biocompatibilidade, biodegradabilidade e disponibilidade [1]. Um exemplo de extrato são os canabinoides, como o tetrahydrocannabinol (THC), canabidiol (CBD) e suas formas ácidas, tetrahydrocannabinol ácido (THCA) e canabidiol ácido (CBDA). O THC apresenta propriedades analgésicas, anti-inflamatórias, estimulantes do apetite e antieméticas, além de ser um composto psicoativo; já o CBD é um composto com propriedades analgésicas e possui efeitos ansiolíticos [2]. Estes compostos podem ser encontrados na planta *C. sativa*, que tem sido utilizada tradicionalmente como uma planta medicinal [3]. Uma forma de aplicação destes compostos na indústria farmacêutica é a sua incorporação em bioformulações por nanoencapsulação, onde o composto de interesse é protegido, por um nanocarreador (NCs), de degradação prematura, o que aumenta a biodisponibilidade e auxilia na solubilização [4].

A extração dos canabinoides tem sido feita utilizando solventes orgânicos como hidrocarbonetos e álcoois e, mais recentemente, através da extração com fluido supercrítico (SCF). Os solventes orgânicos, apesar de serem de menor custo econômico, tendem a ser tóxicos, inflamáveis e nocivos ao meio ambiente [5], enquanto os SCFs, apesar de se enquadrarem como solventes verdes na sua maioria, apresentam um custo econômico maior de utilização devido à condição de operação – elevada pressão [6]. A utilização de solventes eutéticos profundos (DES) é uma alternativa para fazer o processo de extração, mesmo a baixa pressão, seja mais alinhado à química verde. DES são uma mistura entre um composto receptor de ligações de hidrogênio (HBA) e um ou mais doadores de ligações de hidrogênio (HBD) em uma determinada proporção molar. As interações entre o HBD e o HBA causa um grande desvio da idealidade, permitindo seu uso como um solvente líquido em baixas temperaturas [6, 7]. Estes compostos são atraentes devido a sua baixa toxicidade, baixo custo de produção, caráter biodegradável e possibilidade de utilizar matérias-primas para produzi-los provenientes de fontes renováveis [8]. A determinação do melhor solvente de extração, buscando maximizar a obtenção de compostos alvos, pode ser um desafio experimental, especialmente se tratando de DES, devido às inúmeras combinações possíveis entre HBA e HBD.

O modelo preditivo COSMO-RS [9] permite a estimativa de diferentes propriedades termodinâmicas em compostos puros e em misturas, sendo empregado como uma ferramenta teórica para seleção dos melhores solventes a serem utilizados no processo extrativo. O modelo COSMO gera a densidade de cargas superficiais e a probabilidade de um segmento da superfície molecular ter uma certa carga, isso é, considerando contribuições do desajuste eletrostático, das ligações de hidrogênio, e das energias de van der Waals. Essas características são únicas para cada composto, permitindo cálculos preditivos ao reunir os resultados da química quântica com a termodinâmica estatística das interações entre as cargas superficiais [7]. Para a representação e otimização das moléculas de THC, CBD, THCA e CBDA, dados que alimentam o modelo COSMO, são usados os softwares Avogadro e Turbomole. Nesse contexto, o presente estudo tem como principal objetivo aplicar a metodologia preditiva COSMO-RS para determinar o DES mais eficiente e seletivo para cada composto alvo (TCH, CBD, THCA e CBDA), resultando em dados que servem de base para a otimização dos estudos experimentais.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Seleção de solventes eutéticos profundos

Para a execução deste estudo, foram selecionados 18 DES com o objetivo de prever a solubilidade dos compostos de *C. sativa* (TCH, CBD, THCA e CBDA) nesses solventes. A seleção dos

seis primeiros solventes foi baseada em um estudo publicado por Tiago *et al.* [6]. Além disso, a escolha das misturas também se deu com o objetivo de validar a metodologia empregada, onde essas misturas mostraram maior eficiência na extração de CBD+CBDA em g/g. Os solventes escolhidos com base no trabalho supracitado estão numerados de DES 1 a DES 6 (Tabela 1), juntamente com suas proporções molares, abreviações, definições de HBA e HBD e temperatura de solubilização.

Validada a metodologia para os seis primeiros DES, mais 12 DES (Tabela 1) com diferentes graus de polaridade foram selecionados para os estudo de predição de solubilidade de TCH, CBD, THCA e CBDA, seguindo os estudos apresentados por Florindo *et al.* [8]. A variação de polaridade foi escolhida considerando que o objetivo do estudo também envolve o fracionamento/purificação das moléculas de interesse.

Tabela 1: Componentes de misturas de solventes eutéticos profundos.

Numeração DES	HBA	HBD	Abreviação	Proporção Molar
DES 1	Mentol	Ácido Láurico	Men:Lau	2:1
DES 2	Mentol	Ácido Láctico	Men:Lac	2:1
DES 3	Mentol	Ácido Esteárico	Men:StA	8:1
DES 4	Glucose	Ácido Láctico	Lac:Gluc	1:5
DES 5	Prolina	Ácido Láctico	Pro:Lac	1:1
DES 6	Betaína	Ácido Láctico	Bet:Lac	1:2
DES 7	Cloreto de Colina	Ácido Levulínico	Col:Lev	1:2
DES 8	Cloreto de Colina	Ácido Malônico	Col:Mal	1:1
DES 9	Cloreto de Colina	Ácido Glicólico	Col:Gli	1:1
DES 10	Cloreto de Colina	Ureia	Col:Ure	1:2
DES 11	Cloreto de Colina	Etilenoglicol	Col:Egly	1:2
DES 12	Cloreto de Colina	Glicerol	Col:Gol	1:2
DES 13	Mentol	Ácido Acético	Men:Ace	1:1
DES 14	Mentol	Ácido Levulínico	Men:Lev	1:1
DES 15	Mentol	Ácido Octanóico	Men:Oct	1:1
DES 16	[N444]Cl	Ácido Caprílico	But:Cap	1:2
DES 17	[N444]Cl	Ácido Decanóico	But:Dec	1:2
DES 18	[N444]Cl	Ácido Láurico	But:Lau	1:2

2.2. Triagem e solubilidade em COSMOTermX

A predição da solubilidade dos compostos de interesse nos solventes eutéticos profundos foi realizada utilizando o software COSMOTermX (v. 22.0). Nesta ferramenta computacional de termodinâmica, aplicou-se o perfil- σ de cada componente, ponderado pela sua fração molar no sistema, para prever propriedades termodinâmicas em misturas.

Os DES foram representados com as razões molares entre os doadores de ligação de hidrogênio (HBD) e os aceptores de ligação de hidrogênio (HBA), previamente definidas, utilizando os perfis σ de cada componente [7]. A determinação DES mais indicado para extrair os compostos-alvo foi baseada no seu coeficiente de atividade (γ_i^∞) em diluição infinita dos compostos de interesse nas misturas. Nesses cálculos, menores valores de $\ln(\gamma_i^\infty)$ indicam maior estabilidade dos compostos nos DES e, conseqüentemente, maior solubilidade. O potencial químico dos compostos puros (μ_i^P) e na diluição infinita ($\mu_i^{S,\infty}$) foi determinado a partir dos perfis σ , com a metodologia de cálculo completa, incluindo a Equação 1 [10]. Todas as simulações foram realizadas a 60 °C, a temperatura ótima de extração dos compostos de estudo [6].

$$\ln(\gamma_i^\infty) = \frac{(\mu_i^{S,\infty} - \mu_i^P)}{RT} \quad (1)$$

2.3. Cálculo de otimização de geometria das moléculas

Após a análise da base de dados do COSMOThermX, constatou-se a ausência dos compostos THC, THCA, CBD e CBDA. Diante dessa situação, a representação das respectivas estruturas moleculares foi realizada utilizando o software Turbomole (v. 4.2). Essa ferramenta computacional executou cálculos de ponto único para gerar arquivos contendo as cargas de triagem ideais de cada estrutura molecular otimizada, possibilitando a criação dos perfis σ , que estão disponíveis na Figura 1. Posteriormente, esses arquivos foram importados para o CosmoThermX, onde foi realizado o cálculo de solubilidade.

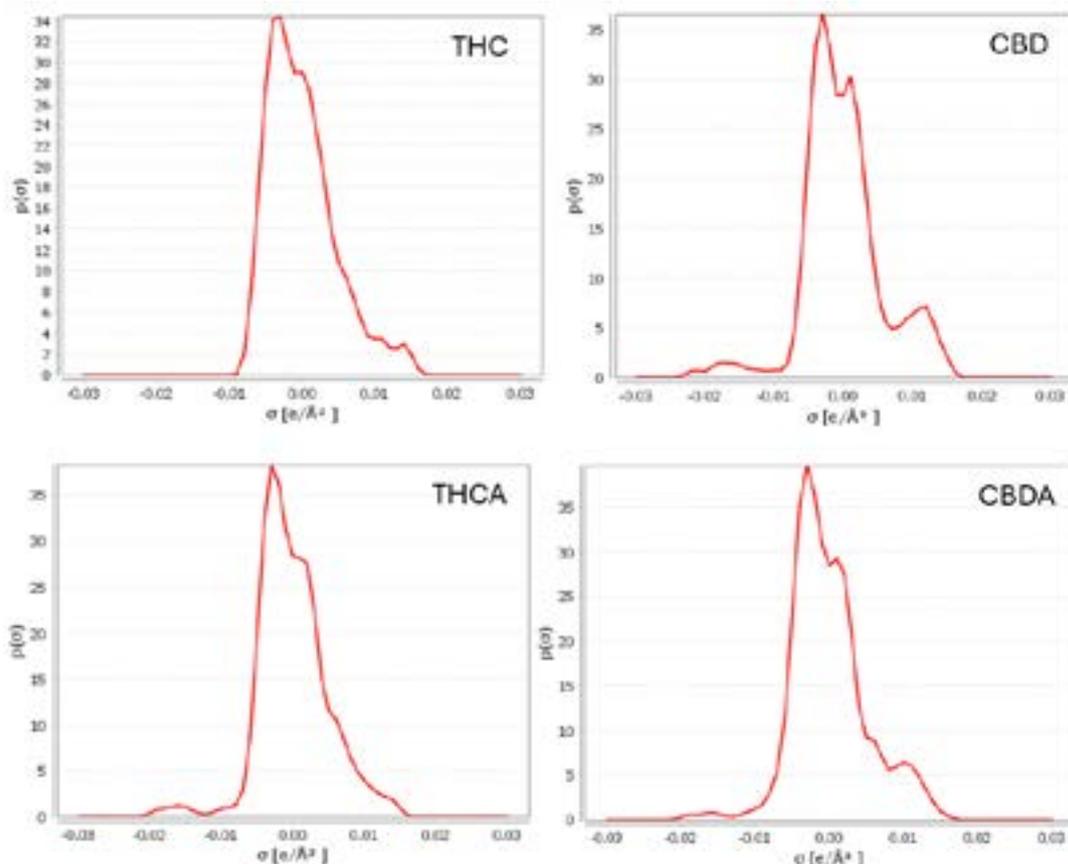


Figura 1: Perfil- σ das moléculas THC, THCA, CBD e CBDA construídos no software Turbomole.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Superfície de densidade de carga

A densidade de carga na superfície das moléculas de THC, THCA, CBD e CBDA (Figura 2) podem ser analisadas como uma primeira abordagem para o rastreamento de solubilidade, já que fornecem informações sobre as regiões polares e apolares da molécula e podem ser usadas para prever como ocorre a interação intermolecular entre duas ou mais espécies químicas. Para todas moléculas, observam-se regiões polares eletropositivas (coloração vermelha) na superfície de densidade de carga devido à presença de oxigênio. As estruturas, exceto THC neutro, também apresentam regiões polares eletronegativas (coloração azul), destacadas nas formas ácidas do THC e CBD, indicando a presença de ligações duplas e oxigênio, características dos ácidos. As moléculas são caracterizadas por regiões apolares (coloração verde) de zonas carregadas de forma neutra, devido à presença de anéis aromáticos. Isso indica que solventes com menor polaridade são indicados para extrair estes compostos.

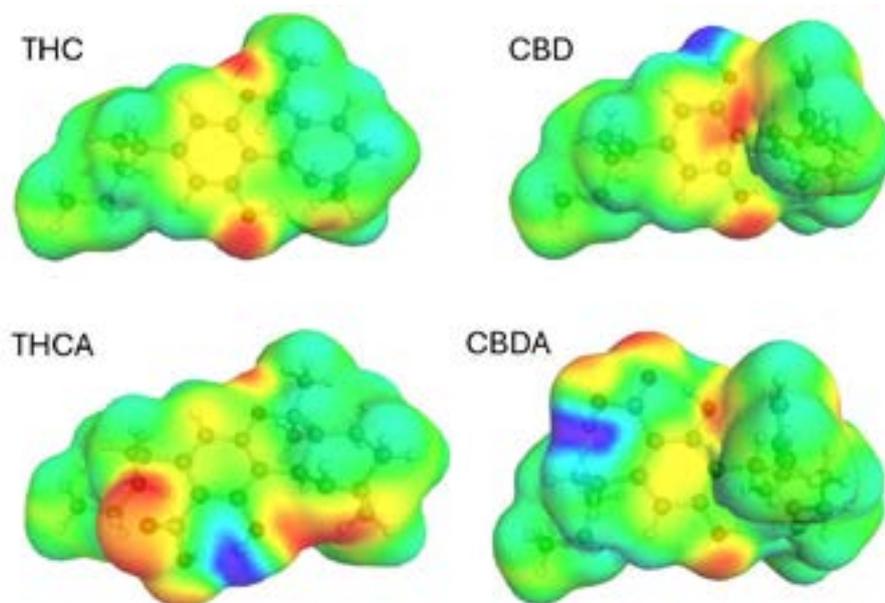


Figura 2: Superfícies de densidade de carga de THC, THCA, CBD e CBDA.

3.2. Predição do coeficiente de atividade

Durante a simulação computacional realizada no COSMOTermX, observou-se que os valores obtidos foram semelhantes aos relatados por Tiago *et al.* [6], onde o software apresentou os resultados em $\ln(\gamma_i^\infty)$ e o estudo original em g de CBD+CBDA por g de solvente. Ao analisar estes dados da Figura 3, verificou-se que os compostos com mentol em sua composição apresentaram valores de $\ln(\gamma_i^\infty)$ mais próximos da idealidade, ou seja, mais próximos de zero, o que corrobora os resultados de Tiago *et al.* [6]. Conforme os resultados obtidos, pode-se verificar que os DES contendo mentol demonstraram ser mais promissores para a extração dos compostos em geral.

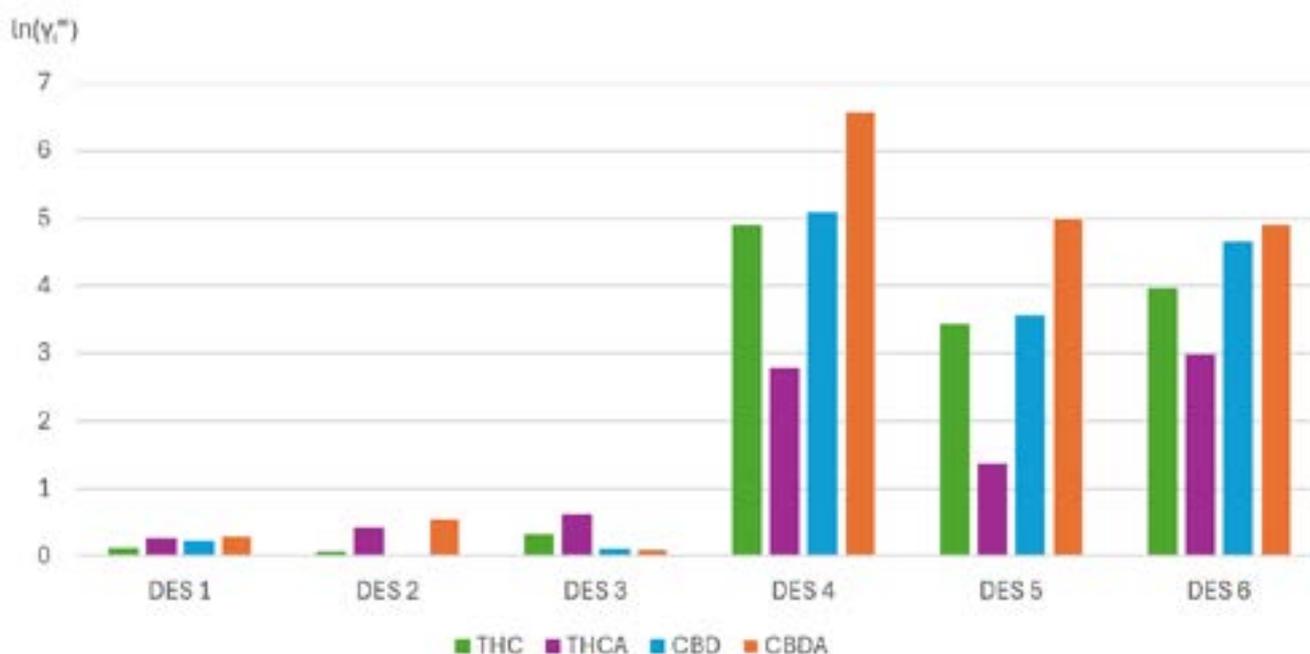


Figura 3: Diagrama demonstrativo de afinidade de THC, THCA, CBD e CBDA com diferentes DES.

Para o fracionamento desses compostos, os valores de $\ln(\gamma_i^\infty)$ dos DES numerados de 7 a 18 estão apresentados na Tabela 2. Os valores foram todos apresentados em módulo, onde os DES com mais afinidade com os compostos de interesse foram aqueles mais próximos de zero.

Tabela 2: Resultados dos cálculos dos $\ln(\gamma_i^\infty)$ para as moléculas de THC, THCA, CBD e CBDA preditos a partir do uso do software COSMOTermX.

Numeração DES	Nomenclatura	THC	THCA	CBD	CBDA
DES 7	Col:Lev	0,3554	2,7832	0,5144	1,2735
DES 8	Col:Mal	0,6886	1,7006	0,5958	2,5288
DES 9	Col:Gli	0,6564	3,1035	0,8457	1,0926
DES 10	Col:Ure	1,7419	1,0174	1,6166	3,1992
DES 11	Col:Egly	0,6505	1,7396	0,5357	2,3991
DES 12	Col:Gol	1,1040	1,1957	1,0350	2,8812
DES 13	Men:Ace	0,0426	0,5042	0,1075	0,4530
DES 14	Men:Lev	0,7134	1,6164	0,0771	0,0579
DES 15	Men:Oct	0,0585	0,2233	0,2297	0,3303
DES 16	But:Cap	1,4561	4,1841	0,6463	0,6524
DES 17	But:Dec	1,3193	4,1934	0,7476	0,7473
DES 18	But:Lau	1,2021	4,1888	0,8297	0,8222

3.3. Seleção de DES para fracionamento

Na Figura 4, os valores da Tabela 2 foram reorganizados no formato de diagrama de colunas, para garantir melhor visualização gráfica da afinidade dos compostos. Na análise dos resultados, observa-se uma variabilidade de resultados, tanto do ponto de vista quantitativo como de seletividade. Os DES constituintes de mentol demonstraram elevada compatibilidade termodinâmica para a extração do conjunto CBD e THC tanto nas suas formas neutras quanto ácidas. Dentre estes DES, o DES 14 demonstrou ser promissor para a extração de CBD + CBDA, enquanto que o DES 15 se mostrou mais favorável para a extração de THC, porém também possui afinidade com os compostos restantes. Para uma extração mais seletiva entre os compostos estudados, destacam-se o DES 7 para a extração do THC, o DES 16 para o CBDA, o DES 10 para o THCA e o DES 17 para o CBDA.

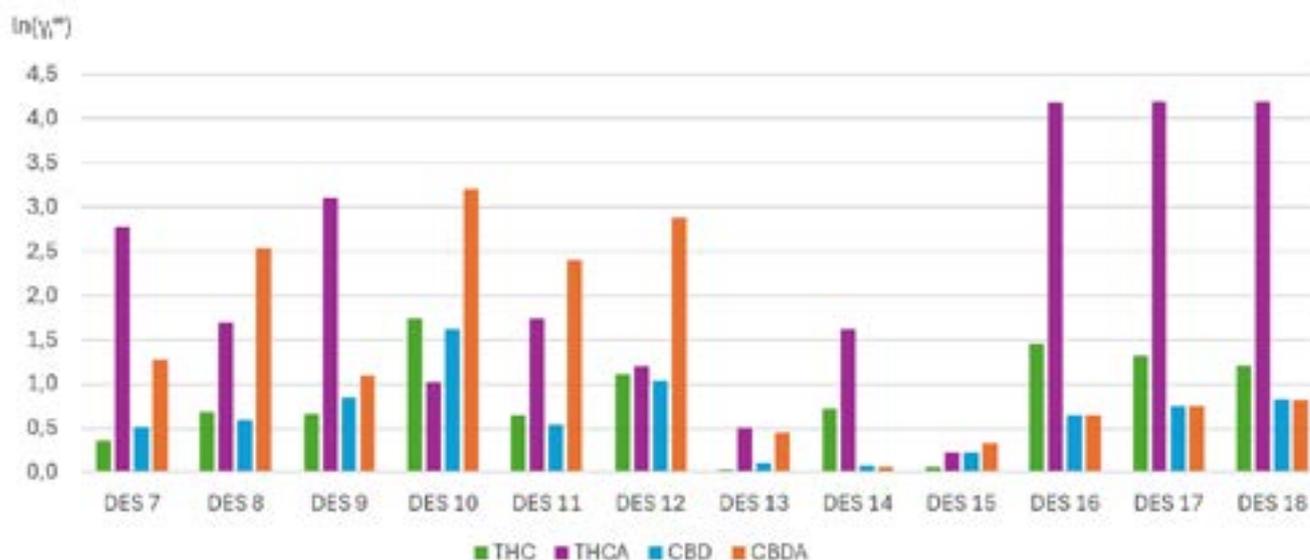


Figura 4: Resultados dos cálculos dos $\ln(\gamma_i^\infty)$ para as moléculas de THC, THCA, CBD e CBDA

4. CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos, pode-se afirmar que o modelo preditivo COSMO-RS apresentou foi capaz de prever a solubilidade dos 4 compostos-chave, THC, THCA, CBD e CBDA, nos DES estudados, visto que estão de acordo com os dados experimentais disponíveis na literatura [6], indicando que compostos de interesse com caráter mais apolar são extraídos de forma mais eficiente

por DES igualmente apolares. Ao analisar os resultados, algumas misturas se mostraram mais promissoras na extração em comparação a outras, sendo elas: O DES 14, mostrou maior eficiência na extração de CBD+CBDA; o DES 7 e o DES 15, apresentaram maior seletividade para o THC; o DES 16, apresentou maior seletividade para o CBDA; o DES 10 mostrou maior seletividade para o THCA; o DES 17 apresentou maior seletividade para o CBDA. Tendo em vista a seleção dos DES mais eficientes para o fracionamento, uma etapa futura do projeto consiste na determinação de métodos para encapsulação dos compostos, visando sua aplicação em contextos farmacêuticos.

REFERÊNCIAS

- [1] MANDAL, Subhash C.; NAYAK, Amit Kumar; DHARA, Amal Kumar (Ed.). *Herbal biomolecules in Healthcare applications*. Academic press, 2021.
- [2] PATTNAIK, F. *et al. Cannabis: Chemistry, extraction and therapeutic applications*. Chemosphere, v. 289, p. 133012, 2022.
- [3] AL UBEED, Hebah Muhsien Sabiah *et al. A comprehensive review on the techniques for the extraction of bioactive compounds from medicinal cannabis*. Molecules, v. 27, n. 3, p. 604, 2022.
- [4] KUMARI, Avnesh *et al. Nanoencapsulation for drug delivery*. EXCLI journal, v. 13, p. 265, 2014.
- [5] KANYAIRITA, Getrude G *et al. Comparison of the Efficiency of Deep Eutectic and Organic Solvents in the Extraction of Phytochemicals from Cannabis sativa L.* Separations, v. 11, n. 4, p. 106, 2024.
- [6] TIAGO, Francisco J. *Extraction of bioactive compounds from Cannabis sativa L. flowers and/or leaves using deep eutectic solvents*. Frontiers in Nutrition, v. 9, p. 892314, 2022.
- [7] RODRIGUES, V. *et al. Solubility screening of coumarins from Pterocaulon polystachyum in deep eutectic solvents using COSMO-RS*.
- [8] FLORINDO, C. *et al. A closer look into deep eutectic solvents: exploring intermolecular interactions using solvatochromic probes*. Physical Chemistry Chemical Physics, v. 20, n. 1, p. 206-213, 2018.
- [9] KLAMT, A. *Conductor-like screening model for real solvents: a new approach to the quantitative calculation of solvation phenomena*. The Journal of Physical Chemistry, v. 99, n. 7, p. 2224-2235, 1995.
- [10] CHAKRABORTY, T. *et al. Promising ferroelectric and piezoelectric response of Cr-doped ZnO nanofiller-incorporated PVDF flexible and laminated nanocomposite system*. The Journal of Physical Chemistry, v. 19, p. 11835-1850, 2017.



BIOSORBENT AND ACTIVATED CARBON FROM PECAN SHELLS FOR THE REMOVAL OF PARACETAMOL

Natália Brambilla da Silva ⁽¹⁾

Bethania Brochier ⁽²⁾

ABSTRACT

This study investigates the removal of paracetamol (15 ppm) from water using pecan shells (CNP) and activated carbon derived from these shells (CA) through adsorption. Various properties of the adsorbents were analyzed, including moisture, ash, mass density, particle size, functional groups, point of zero charge, pH, and electrical conductivity. The adsorption efficiency was evaluated by varying pH, adsorbent amount, and contact time. Results showed that CNP and CA removed $75.0 \pm 1.9\%$ and $92.5 \pm 4.0\%$ of paracetamol, respectively, under natural pH (6.02) with 0.5 g of adsorbent, in 60 minutes for CNP and 210 minutes for CA, demonstrating the effectiveness of pecan shells for paracetamol removal.

Key words — emerging contaminants, paracetamol, biosorbent, activated carbon, agro-industrial waste, pecan nutshell.

1. INTRODUCTION

Emerging contaminants are substances that are not removed in basic water and effluent treatment processes. They have no acute toxicity, but as they are deposited in nature, they tend to form complexes and bioaccumulate, so they should be regulated as they can cause chronic effects to living beings and the environment [1]-[2]. Within this class are predominantly pharmaceutical and personal care products, surfactants, plasticizers, pesticides, fire retardants and nanomaterials [3]. These compounds originate from various sources, such as industrial and hospital effluents, the excretion of medicines by animals and humans, fertilizers used in agriculture and the improper disposal of medicines and hygiene and cleaning products, which end up in water and effluent treatment plants, which in turn are still not properly treated [4]-[5]. Medicines are widely used emerging contaminants whose main problematic characteristics are bioaccumulation and biomagnification [6]. Paracetamol has an analgesic and antipyretic effect and because it is sold without a prescription, it is one of the drugs most consumed and discarded by the population [7]. Around 90% of paracetamol is metabolized by the body and the remaining 10% is excreted in the urine and thus goes down the drain [8]. Its degradation forms toxic compounds such as 4-aminophenol, which causes mutation in human cells [9].

Effluent treatment techniques are being explored to address the incomplete removal of emerging contaminants by conventional methods. Adsorption has emerged as an effective alternative due to its high selectivity and cost-efficiency compared to methods like membrane filtration [10]. Biorenewable sources like pecan shells can be utilized to produce biosorbents, enhancing waste recovery [11]. Pecan shells, rich in carbon and constituting half of the nut's weight, are typically discarded or burned [12]. Research has focused on adding value to this waste. Pecan shell biosorbents have been used effectively to remove dyes such as methylene blue [13] and crystal violet [14], and to treat electroplating effluents for heavy metal removal [15]. This study aimed to assess the removal of paracetamol using adsorption with two types of adsorbents: crushed and dried pecan shells (agro-industrial waste) and activated carbon derived from these shells.

⁽¹⁾ Chemical Engineer; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

⁽²⁾ Prof. Dr. Chemical Engineering; Polytechnic School, Unisinos University, Brazil.

2. MATERIAL AND METHODS

The pecan shells were donated by Fazenda Boa Vista, a pecan nut producer located in Cachoeira do Sul / RS (Brazil), and were a mixture of the following cultivars Barton, Desirable, Jackson, Success, Chickasaw, Mohawk, Improved, Stuart and Shawnee.

2.1. Preparation of adsorbents

Pecan shells were ground using a knife mill (4 mm sieve) and then washed and dried (100 °C for 24 h) to produce a biosorbent called CNP. Activated carbon (CA) was created by calcining the shells at 500 °C for 15 min, followed by activation with KOH in the mass ratio of 1:3:10 (sample: potassium hydroxide: deionized water). The mixture was stirred (2 h), sieved (0.15 mm), and further processed by drying (130 °C for 24 h) and calcining (500 °C for 15 min). To neutralize the activated carbon, it was washed with 0.1 M HCl solution and then dried (100 °C for 24 h). The resulting activated carbon had a yield of 25.4%.

2.2. Sample characterization

The crushed pecan shells (CNP) and activated carbon (CA) (both are shown in Figure 1) were evaluated in triplicate. Moisture content was measured at 105 °C, and ash content at 550 °C (both with methodologies from [16]). pH and electrical conductivity were determined as in [17]. Mass density was measured using a helium gas pycnometer (Micromeritics, model Accupyc 1340).



Figure 1: picture of the crushed pecan shells (CNP) and activated carbon (CA).

Functional groups were identified using a Fourier transform infrared spectrophotometer (FTIR) with a diamond crystal and ATR accessory (Agilent Cary, model 630 FTIR). Spectra were collected through 30 scans at a resolution of 4 cm^{-1} within the 4000 to 650 cm^{-1} range. Surface charges were assessed by determining the point of zero charge (PZC) through the "eleven-point experiment" method [18]. Particle size analysis was performed using six Tyler series sieves with mesh sizes ranging from 8 to 100, and the samples were shaken for 15 minutes in a Bertel electromagnetic sieve shaker. Morphological analysis was conducted using Scanning Electron Microscopy (SEM) with Zeiss equipment.

2.3. Adsorption tests

Adsorption tests were conducted at Unisinos' Environmental Analysis Laboratory following [11] with adjusted test durations. A 100 mL solution of 15 ppm paracetamol was mixed with the biosorbent in a 500 mL amber glass bottle with lid. The mixture was stirred at 30 rpm, filtered, and analyzed using a UV-Vis spectrophotometer at 240 nm (Pró-Análise model UV-1600). A calibration curve for paracetamol concentrations (0.1 to 30 ppm) was prepared, and each test was performed in triplicate.

The effect of pH on adsorption was tested at pH levels of 2.96, 6.02 (original solution), and 9.18. For each pH, 0.5 g of adsorbent was mixed with 100 mL of 15 ppm paracetamol solution. pH adjustments were made using 0.1 M hydrochloric acid and 0.1 M sodium hydroxide solutions. To assess the impact of adsorbent amount on the adsorption process, tests were conducted using the optimal pH with 0.5 g, 0.75 g, and 1 g of adsorbent. Each test involved 60 minutes of stirring.

The Langmuir (Eq. 1) and Freundlich (Eq. 2) isotherm models were used to analyze the adsorption capacity relative to the amount of adsorbate at equilibrium. Experimental data were fitted to the curves of q_e versus C_e to describe the adsorption behavior.

$$q_e = \frac{q_m k_L C_e}{1 + k_L C_e} \quad (1)$$

where: q_e is the adsorption capacity of the adsorbent at equilibrium (mg/g); q_m is the maximum adsorption capacity in the monolayer (mg/g), k_L is the Langmuir constant (L/mg) and C_e is the concentration of the adsorbate at equilibrium (mg/L).

$$q_e = K_F C_e^{1/n} \quad (2)$$

where: K_F is the Freundlich adsorption capacity constant (mg/g)(L/mg)^{1/n} and $1/n$ is the constant related to the heterogeneity of the surface.

To evaluate the effect of contact time on adsorption, tests were conducted using the optimal pH and adsorbent mass. For CNP, stirring times of 10, 20, 30, 60, and 90 minutes were tested. For CA, stirring times were varied from 60 to 210 minutes. The data from varying contact times were used to evaluate adsorption kinetics. The pseudo-first order and pseudo-second order kinetic models were assessed to determine which best describes the paracetamol adsorption process. They are characterized respectively by Eq. 3 and Eq. 4.

$$\ln(q_e - q_t) = \ln q_e - k_1 t \quad (3)$$

where: q_e is the adsorption capacity of the adsorbent at equilibrium (mg/g); q_t is the adsorption capacity of the adsorbent at a given time (mg/g); k_1 (min⁻¹) is the pseudo-first order adsorption constant and t is the adsorption time (min).

$$q_t = \frac{t}{\left(\frac{1}{k_2 q_e^2}\right) + \left(\frac{t}{q_e}\right)} \quad (4)$$

where: q_t is the adsorption capacity of the adsorbent at a given time (mg/g); k_2 (min⁻¹) is the pseudo-second order adsorption constant and t is the adsorption time (min).

2.4. Statistical analysis

Statistical analysis was employed to assess the characterization and adsorption test results. ANOVA, combined with the Tukey test at a 95% confidence level, was used to differentiate and evaluate variations in the results, using the BioEstat 5.0 program. To analyze the kinetic and adsorption isotherm results and assess the fit of experimental data to the studied models, the statistical criteria used were *RMSE* (Root Mean Square Error), χ^2 (Chi-squared), and r^2 (coefficient of determination).

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Characterization tests

The characterization results obtained for both samples are shown in Table 1. The amount of moisture and ash in an adsorbent affects its adsorption capacity. Lower levels of these components result in better adsorption performance. Moisture can occupy the pores of the adsorbent, competing with the adsorbate, while ash, composed of inorganic matter, can interact with water and reduce the amount of the compound of interest that is adsorbed [19]. Activated carbon shows a 53.4% reduction in moisture content compared to crushed and dried shells ($p < 0.05$). This decrease is attributed to the burning in a muffle furnace to create charcoal and the subsequent drying process, which removes some of the initial water. The ash content increased by 78.5% in CA ($8.90 \pm 0.01\%$) compared to the CNP biosorbent ($1.91 \pm 0.06\%$). This increase is attributed to the chemical activation process with potassium hydroxide, an inorganic substance, which intensified the amount of inorganic matter in the CA.

Table 1: Physicochemical analysis of pecan shells (CNP) and activated carbon (CA).

Parameter	CNP	CA
Moisture on wet basis (%)	12,0 ± 0,3 ^a	5,61 ± 0,01 ^b
Ash on wet basis (%)	1,91 ± 0,06 ^b	8,90 ± 0,01 ^a
pH	5,82 ± 0,05 ^b	10,0 ± 0,2 ^a
Electrical conductivity (µS/cm)	28,2 ± 1,4 ^b	125,6 ± 6,7 ^a
Sauter mean diameter (mm)	1,06	0,83
Mass density (g/cm ³)	1,37 ± 0,00 ^b	1,55 ± 0,03 ^a
Point of zero charge	6,8 ± 0,1 ^b	8,3 ± 0,1 ^a

Legend: different letters on the same line represent a statistical difference between the samples ($p < 0.05$).

The parameters of pH and electrical conductivity are crucial for assessing the characteristics of the adsorbent. The pH determines the predominant surface charge of the material, influencing the interaction with the adsorbate. pH values close to neutrality are preferable, as acidic or basic extremes can alter the pH of the solution, affecting the adsorption process. Electrical conductivity indicates the amount of minerals in the adsorbent, which can detach and interfere with the solution. Increases in conductivity can reduce adsorption capacity due to competitive adsorption and unwanted reactions. For the adsorption of organic compounds in solution, neutral pH and low electrical conductivity are generally desirable [20]. pH and electrical conductivity results showed a significant increase in CA compared to CNP ($p < 0.05$), due to activation with potassium hydroxide, which is alkaline and raised the pH by increasing the negative surface charges. Washing the biosorbent did not completely neutralize this alkalinity. However, this basic characteristic of CA is desirable for the adsorption of paracetamol, which is slightly acidic, as basic activated carbons are more effective at adsorbing acids than bases. As for electrical conductivity, the higher value for CA was due to an increase in the minerals present with the use of the activating reagent and the carbonization of the material.

The particle size analysis reveals that most components have a diameter smaller than the 4 mm mesh of the knife mill. The biosorbent CNP had a larger particle size compared to CA. This was reflected in the Sauter mean diameter, with CNP having 1.06 mm and CA 0.832 mm, showing a 21.5% reduction in diameter for CA. This is advantageous for adsorption because smaller particles provide a larger contact area between the adsorbent and adsorbate, enhancing their interaction. Larger particles, on the other hand, create more resistance inside the pores, which can obstruct diffusion on the internal surface [21].

The mass density values of the adsorbents showed significant differences ($p < 0.05$). The CNP biosorbent had a density of 1.37 g/cm³, which is close to the 1.14 g/cm³ and 1.457 g/cm³ reported by [22] and [23] for pecan shells. CA had a density of 1.55 ± 0.03 g/cm³, which is 11.6% higher than CNP. The increase aligns with the idea that chemical activation enhances the adsorbent's density through interactions between the biomass and the activator [24].

The adsorbents show PZC values of 6.82 ± 0.12 for CNP and 8.28 ± 0.10 for CA ($p < 0.05$), these being an arithmetic mean of the points at which the pH remained constant. The increase in the PZC value after activation is due to the alkaline activating agent. The PCZ results are directly related to the activation process carried out and the characteristics of the precursor [25]. Below the values found, the surface charges of the adsorbents are positive, favoring the adsorption of anions. Above the pH_{PZC}, the opposite occurs: the surface charges are negative, favoring the adsorption of cations. Paracetamol is slightly acidic, so for the best removal results, the solution must have a pH below pH_{PZC}, where the surface of the adsorbent will be positively charged [8].

Figure 2 shows the spectra with the characteristic absorption bands obtained from the Fourier transform infrared spectroscopy technique. Adsorbents showed some similar regions, showing that some functional groups remained after the activation process. The first band in the absorption spectra for CNP and CA, in the region above 3000 cm⁻¹, can be attributed to the stretching of O-H groups referring to the adsorbed water molecules or the moisture present in the sample (with greater intensity in CNP).

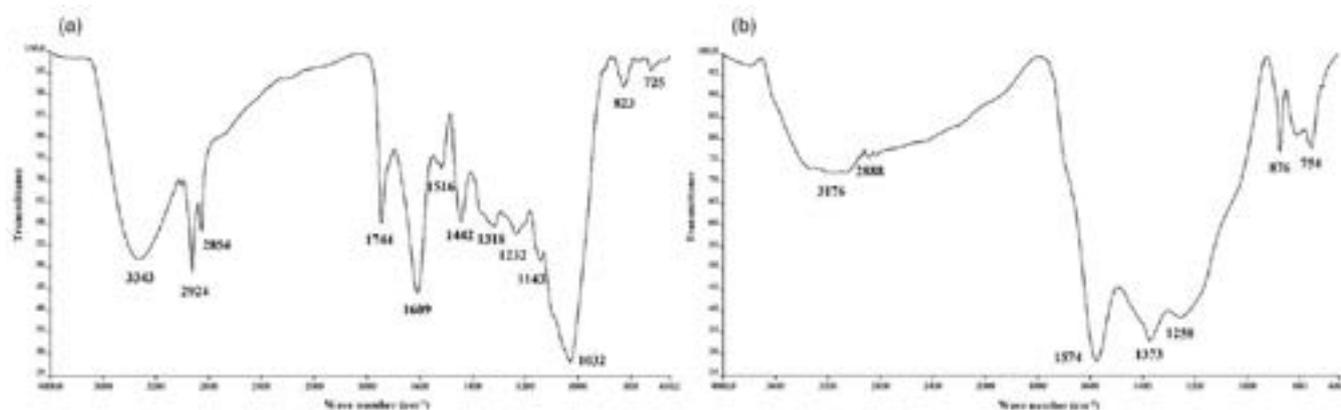


Figure 2: FTIR spectrum of CNP (a) and CA (b).

The peaks at 2888, 2924 and 2854 cm⁻¹ are characteristic of -CH₂- bonds linked to methylene and -CH- of methyl groups. The bands at 1744 and 1609 cm⁻¹ indicate the presence of C=O bonds present in carboxylic acids, the former characteristic of fibrous materials with pectin as a constituent and the latter of acids with intermolecular hydrogen bonds. This band, attributed to the presence of pectin, is not present in CA as it degrades at 227 °C. The 1574, 1516 and 1442 cm⁻¹ bands are representative of the C=C bond in aromatic compounds [26]. The vibrations from 1373 to 1032 cm⁻¹ are indicators of simple phenolic groups and polyphenols, such as tannins [27]. While the last peaks, from 876 to 725 cm⁻¹, reinforce the presence of aromatic compounds [28]. After the activation process, there is a noticeable reduction in the peaks characteristic of phenolic groups. However, some peaks still remain, specifically at 1574, 1373, and 1258 cm⁻¹.

Figure 3 illustrates a clear morphological difference between the two samples. The CNP biosorbent has a rough, irregular surface with visible damaged cell walls from milling. This surface irregularity, characteristic of lignocellulosic materials like hemicellulose, cellulose, and lignin, imparts a porous appearance to CNP, which is crucial for the adsorption process. The activation process reduced the roughness of the cell walls (visible in Figure 3a), resulting in a more uniform surface. Although activation was aimed at increasing the specific surface area and porosity, these changes were not visually apparent on the sample's surface. Pores are present (Figure 3b), but they are less prominent and deep compared to the CNP shown in Figure 3a at the same magnification.

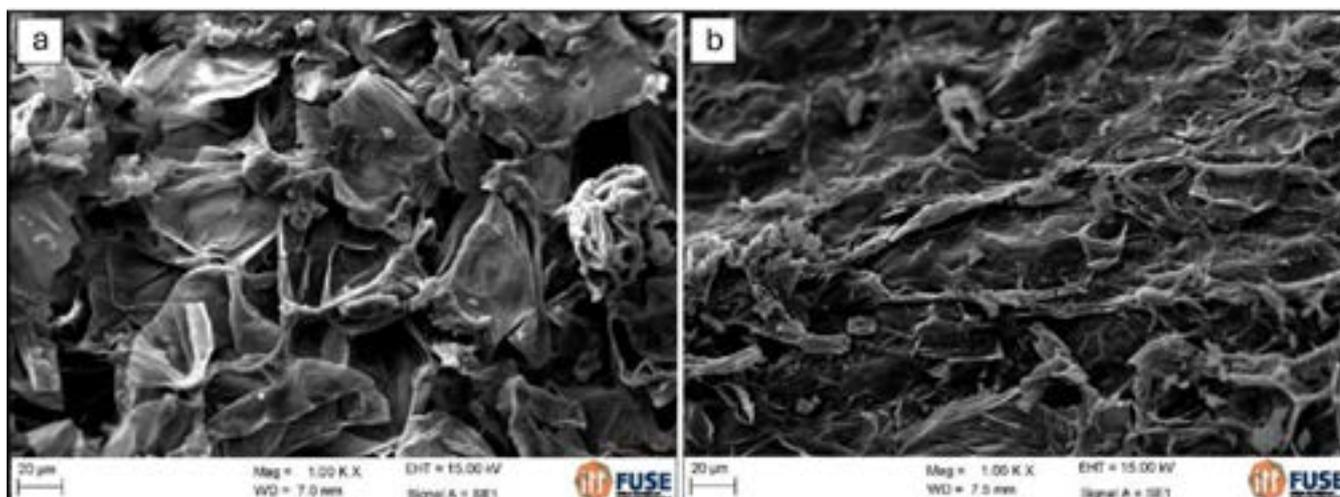


Figure 3: SEM images obtained at 1000x magnification for CNP (a) and CA (b) adsorbents.

3.2. Adsorption tests

With the pH variation tests, for the CNP biosorbent, the pH with the highest removal was 6.02 ($p < 0.05$), with an efficiency of $75.0 \pm 1.9\%$, which corresponds to the natural pH of the 15 ppm paracetamol solution. This value was significantly higher than the results obtained at pH 2.96

($50.1 \pm 3.0\%$) and 9.18 ($41.5 \pm 1.8\%$). In the case of the CA biosorbent, the highest removal percentages were observed at pH 2.96 ($83.0 \pm 0.3\%$) and pH 9.18 ($77.9 \pm 4.9\%$), with no significant difference between them ($p > 0.05$). The lowest removal percentage ($58.6 \pm 2.3\%$) occurred at pH 6.02.

Regarding the impact of adsorbent amount on the adsorption process, during the paracetamol adsorption process, there was a slight increase in the removal percentage as the amount of adsorbent increased, due to the greater number of active sites available for adsorption. For the CNP biosorbent, the percentage removal of paracetamol increases with the amount of adsorbent, but the values are very close and do not differ significantly. With 0.5 g of CNP, removal was $75.0 \pm 1.9\%$, with 0.75 g it was $78.6 \pm 7.6\%$, and the highest percentage, $81.7 \pm 8.9\%$, was achieved with 1 g. The behavior was different for the CA biosorbent. The highest removal percentage was also obtained with 1 g of CA, reaching $81.0 \pm 11.9\%$. However, for 0.75 g and 0.5 g of adsorbent, removal was lower, with $44.9 \pm 2.3\%$ and $58.6 \pm 3.1\%$, respectively.

With regard to contact time, the highest removal percentage for CNP was obtained at 60 min, totaling $75.0 \pm 1.9\%$. It can also be seen that the desorption process began after 90 min, as the removal percentage fell to $42.7 \pm 3.3\%$. For the CA biosorbent, as the contact time increased, the percentage removal also increased. The last time tested was 210 min, with the best removal of $92.5 \pm 4.0\%$. Fig. 4 shows the curves of the two kinetic models constructed from the parameters for both samples.

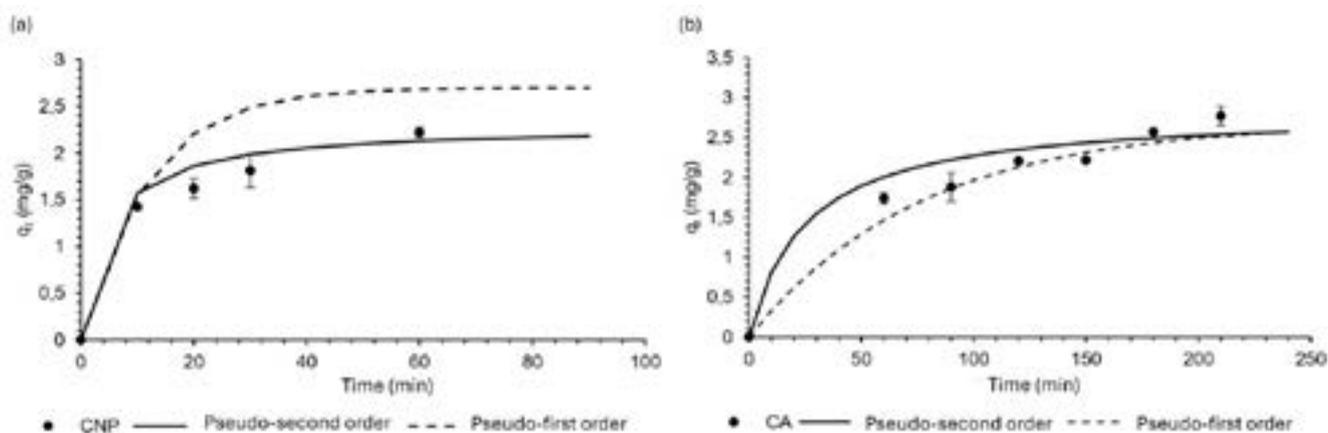


Figure 4: Amount of paracetamol adsorbed (q_t) as a function of adsorption time, pseudo-first and pseudo-second order kinetic models for CNP (a) and CA (b).

The pseudo-second order model [$k_2 = 0.0949$ g/(mg.min)] best described the adsorption of paracetamol by CNP, according to experimental data. This model showed a high fit with r^2 of 0.961, a $RMSE$ of 0.0688, and a χ^2 of 0.0296. It suggests that the adsorption process involves a chemical reaction (chemisorption) and is more efficient at lower solute concentrations. For the CA biosorbent, the adsorption kinetics follow the pseudo-first order model [$k_1 = 0,0131$ min⁻¹], with r^2 of 0.967. The $RMSE$ is 0.0597, and the χ^2 value is 0.0291. This model indicates that the rate of site occupation is proportional to their availability. However, it is only suitable for describing the adsorption process during the initial stages, as it demonstrates linear behavior [29].

Fig. 5 shows the experimental data fitted to the Langmuir and Freundlich isotherm curves. Based on the data obtained, the adsorption of paracetamol by the CNP biosorbent best fits the Langmuir isotherm model. This is indicated by the r^2 (0.976), $RMSE$ (0.0556) and χ^2 (0.0223) values. The Langmuir model suggests that the biosorbent has specific, homogeneous sites of the same energy and that the adsorption of paracetamol occurs in a monolayer on the surface of the CNP. Unlike the CNP biosorbent, CA fits the Freundlich model better, with r^2 of 0.943, $RMSE$ of 0.0842 and χ^2 0.0511. This indicates that the adsorption of paracetamol by CA is non-ideal and reversible, with adsorption sites distributed exponentially and with different energies. Furthermore, a complete monolayer is not formed. The model equation suggests that q_e may increase with increasing C_e , which is physically unfeasible for high C_e values, indicating that the equation is not suitable for these conditions [30].

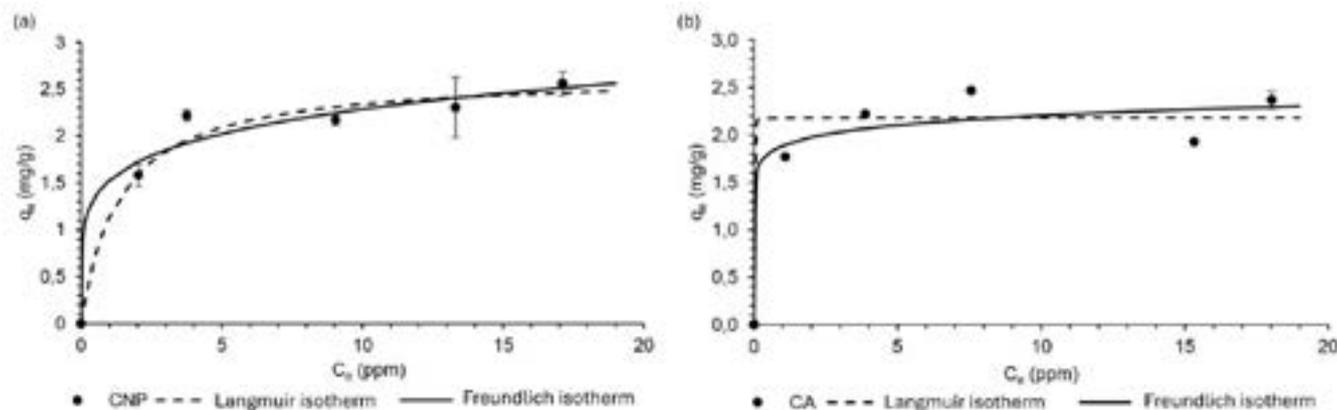


Figure 5: Langmuir and Freundlich adsorption isotherm models for the CNP (a) and CA (b).

4. CONCLUSION

The study concludes that pecan shells can be used to create effective adsorbents for the removal of paracetamol. CNP (crushed and dried shells) removed $75.0 \pm 1.9\%$ and CA (chemically activated shells) removed $92.5 \pm 4.0\%$ of paracetamol. These adsorption conditions were carried out at the natural pH of the paracetamol solution (15 ppm) using 0.5 g of biosorbent, with times of 60 minutes for CNP and 210 minutes for CA.

The use of pecan shells to create biosorbents that remove paracetamol proved to be effective, highlighting the importance of using this agro-industrial waste. Improvements in the characteristics of the biosorbents and research into the removal of other substances could broaden their applications.

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank UNISINOS for the infrastructure made available for the tests and for the support received.

References

- [1] PESQUEIRA, J. F. J. R.; PEREIRA, M. F. R.; SILVA, A. M. T. Environmental impact assessment of advanced urban wastewater treatment technologies for the removal of priority substances and contaminants of emerging concern: A review. *Journal of Cleaner Production*, 2020, 261, 121078.
- [2] TORDIN, C. Contaminantes emergentes podem ser uma ameaça ao consumo humano. Embrapa. Brasília, DF. 2018.
- [3] ROUT, P. R.; ZHANG, T. C.; BHUNIA, P.; SURAMPALLI, R. Y. Treatment technologies for emerging contaminants in wastewater treatment plants: A review. *Science of the Total Environment*, 2021, 753, 141990.
- [4] PETRIE, B.; BARDEN, R.; KASPRZYK-HORDERN, B. A review on emerging contaminants in wastewaters and the environment: Current knowledge, understudied areas and recommendations for future monitoring. *Water Research*, 2015, 72, 3–27.
- [5] RATHI, B. S.; KUMAR, P. S.; SHOW, P. L. A review on effective removal of emerging contaminants from aquatic systems: Current trends and scope for further research. *Journal of Hazardous Materials*, 2021, 409, 124413.
- [6] GARCÍA-MATEOS, F. J.; RUIZ-ROSAS, R.; MARQUÉS, M. D.; COTORUELO, L. M.; RODRÍGUEZ-MIRASOL, J.; CORDERO, T. Removal of paracetamol on biomass derived activated carbon: Modeling the fixed bed breakthrough curves using batch adsorption experiments. *Chemical Engineering Journal*, 2015, 279, 18–30.
- [7] BERNAL, V.; ERTO, A.; GIRALDO, L.; MORENO-PIRAJÁN, J. C. Effect of solution pH on the adsorption of paracetamol on chemically modified activated carbons. *Molecules*, 2017, 22 (7), 1032.
- [8] DEMBOGURSKI, L. S. Remoção dos poluentes emergentes paracetamol e diclofenaco sódico por adsorção em carvão ativado em pó. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Engenharia Química) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019.
- [9] ŽUR, J.; WOJCIESZYŃSKA, D.; HUPERT-KOCUREK, K.; MARCHLEWICZ, A.; GUZIK, U. Paracetamol – toxicity and microbial utilization. *Pseudomonas moorei* KB4 as a case study for exploring degradation pathway. *Chemosphere*, 2018, 206, 192–202.
- [10] CAVALCANTE, M. R. S.; SOARES, A. L. B.; SILVA, F. W. M. Adsorção de paracetamol em carbono ativado. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Ciência e Tecnologia) – Universidade Federal Rural do Semiárido, Moçoró, 2018.

- [11] BEHREND, S. L. Utilização da cinza de casca de arroz como adsorvente na remoção de paracetamol. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Engenharia Química) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2019.
- [12] ANDRADE, M. P.; PIAZZA, D.; POLETO, M. Pecan nutshell: morphological, chemical and thermal characterization. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 13, 2229–2238.
- [13] DE COSTA, P. D.; FURMANSKI, L. M.; DOMINGUINI, L. Produção, caracterização e aplicação de carvão ativado de casca de nozes para adsorção de azul de metileno. *Revista Virtual de Química*, 2015, 7 (4), 1272–1285.
- [14] GEORGIN, J. Avaliação do potencial de cascas residuais como biossorventes para o tratamento de efluentes de simulados têxteis. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) – Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2019.
- [15] MOREIRA, D. R. Desenvolvimento de adsorventes naturais para tratamento de efluentes de galvanoplastia. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.
- [16] INSTITUTO ADOLFO LUTZ. Métodos físico-químicos para análise de alimentos. Instituto Adolfo Lutz: 4. ed., São Paulo, 2008.
- [17] AHMEDNA, M. Granular Activated Carbon From Agricultural ByProducts: Carbon Properties and Their Relationship to Sugar Decolorization Potential. 1998. Dissertação (Doutorado) - Universidade Estadual da Louisiana, LA, 1998.
- [18] REGALBUTO, J. R.; ROBLES, J. The engineering of Pt/Carbon Catalyst Preparation. University of Illinois, Chicago, 2004.
- [19] DANIEL, C. I. L. Remoção do fenol em solução aquosa por adsorção em carvão ativado. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química e Bioquímica). Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2009.
- [20] NG, C.; LOSSO, J. N.; MARSHALL, W. E.; RAO, R. M. Physical and chemical properties of selected agricultural byproduct-based activated carbons and their ability to adsorb geosmin. *Bioresource Technology*, 2002, 84, 177–185.
- [21] RHEINHEIMER, M. O. W. Remoção de paracetamol por adsorção em carvão ativado: processo em batelada e coluna de leito fixo. Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.
- [22] ALDANA, H.; LOZANO, F. J.; ACEVEDO, J.; MENDOZA, A. Thermogravimetric characterization and gasification of pecan nut shells. *Bioresource Technology*, 2015, 198, 634–641.
- [23] LITTLEFIELD, B.; FASINA, O. O.; SHAW, J.; ADHIKARI, S.; VIA, B. Physical and flow properties of pecan shells-Particle size and moisture effects. *Powder Technology*, 2011, 212 (1), 173–180.
- [24] YAKOUT, S. M.; SHARAF EL-DEEN, G. Characterization of activated carbon prepared by phosphoric acid activation of olive stones. *Arabian Journal of Chemistry*, 2016, 9, S1155–S1162.
- [25] MANFRIN, J. Desenvolvimento de carvão ativado a partir de tabaco visando remediação de águas contaminadas por metais tóxicos. Dissertação (Mestrado em Agronomia) – Universidade Estadual do Oeste do Paraná, Marechal Cândido Rondon, 2019.
- [26] VAGHETTI, J. C. P. Utilização de biossorventes para remediação de efluentes aquosos contaminados com íons metálicos. Tese de Doutorado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [27] ABATTI, L. Efeito do pó de casca de noz pecan nas propriedades de bandas de rodagem de pneus. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2019.
- [28] AGUAYO-VILLARREAL, I. A.; BONILLA-PETRICIOLET, A.; MUÑIZ-VALENCIA, R. Preparation of activated carbons from pecan nutshell and their application in the antagonistic adsorption of heavy metal ions. *Journal of Molecular Liquids*, 2017, 230, 686–695.
- [29] ROUMIÉ, J. P. R. Estudo da cinética e do equilíbrio de adsorção de FE(II) por biossorvente de fibra de coco. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Engenharia Química) – Universidade Federal do Maranhão, São Luís, 2019.
- [30] NASCIMENTO, R. F.; LIMA, A. C. A.; VIDAL, C. B.; MELO, D. Q.; RAULINO, G. S. C. Adsorção: aspectos teóricos e aplicações ambientais. 2a edição. Fortaleza: Imprensa Universitária da Universidade Federal do Ceará (UFC), 2020.

**43° SENAFOR**

27th International Forging Conference
26th National Sheet Metal Forming Conference / 13th International Sheet Metal Forming Conference / 10th BrDDRG Congress
13th International Conference on Materials and Processes for Renewable Energies – Brazil/RS
2nd International Conference on Innovation in Materials and Manufacturing
Hotel Plaza São Rafael – P. Alegre RS, October 2-4, 2024

NANOPARTÍCULAS DE PRATA ASSISTIDA POR TAPIOCA PARA APLICAÇÃO EM TECIDOS.

Leticia N. da Silva, Rijeza Industria Meralurgia ⁽¹⁾
Cristiane K. Santin*, Universidade do Vale dos Sinos ⁽²⁾

RESUMO

A nanotecnologia permite obter substratos com propriedades únicas e, ao ser empregada na área textil, origina produtos com funções como conforto, maior desempenho e ação bactericida. A preocupação ambiental incentiva a busca por métodos de obtenção e impregnação de nanopartículas em tecidos usando matéria-prima de fontes naturais, atóxicas, de processamento fácil e de baixo custo. Neste contexto, este trabalho teve como objetivo sintetizar as nanopartículas de prata (AgNPs) *in-situ* pelo método sol-gel, utilizando a tapioca como agente quelante. Os produtos obtidos foram avaliados quanto a síntese, morfologia, dispersão e ação bactericida tanto dos pós quanto dos tecidos frente a bactéria *Pseudomonas aeruginosa*. Resultados demonstraram a viabilidade do sistema proposto, além de atividade bactericida.

Palavras-chave: "Nanopartículas de prata", "tapioca", "método sol-gel", "ação bactericida".

TAPIOCA-ASSISTED SILVER NANOPARTICLES FOR FABRIC APPLICATION

Leticia N. da Silva, Rijeza Industria Metalurgia ⁽¹⁾
Cristiane K. Santin*, Universidade do Vale dos Sinos ⁽²⁾

ABSTRACT

Nanotechnology allows obtaining substrates with unique properties and, when combined with the functionalization of textile products, originates products with functions such as comfort, greater performance and bactericidal action. Environmental concern encourages the search for methods to obtain and impregnate nanoparticles in fabrics using raw material from natural, non-toxic, easy to process and low-cost sources. In this context, this work aimed to synthesize silver nanoparticles (AgNPs) in-situ by the sol-gel method, using tapioca as a chelating agent. The products obtained were evaluated for synthesis, morphology, dispersion in the impregnated tissue and bactericidal action of both powders and tissues against the bacterium *Pseudomonas aeruginosa*. Results showed the viability of the proposed system, as well as bactericidal activity.

Keywords: Silver nanoparticles, tapioca, sol-gel method, bactericidal action

1. INTRODUÇÃO

Infecções hospitalares advindas geralmente de vírus, bactérias, fungos e parasitas são um agravante mundial, principalmente em pacientes hospitalizados e que estão com baixa imunidade. Dentro deste cenário, a nanotecnologia tem atraído a atenção de estudos e inovações, já que permite obter substratos com dimensões nanométricas, de propriedades únicas e, dependendo de sua natureza, com ótimo efeito antimicrobiano que, ao ser aliada à funcionalização de produtos têxteis, origina produtos com funções como conforto, maior desempenho e ação bactericida. Quanto aos materiais têxteis, a nanotecnologia possui duas áreas de aplicação importantes: o desenvolvimento de nanofibras e o desenvolvimento de acabamentos funcionais [1]. Ainda, a preocupação com o meio ambiente torna cada vez mais atrativo a busca por métodos de obtenção e impregnação de nanopartículas em tecidos usando matéria-prima de fontes naturais, atóxicas, de processamento fácil e de custo baixo.

Segundo BHUSHAN [2]; CAO [3]; LEYDECKER [4], a nanotecnologia pode ser dita como um conjunto de técnicas que permite que o homem crie e manipule os materiais em uma escala abaixo de 100 nanômetros, sendo possível construir materiais estruturados na nanoescala com propriedades novas e interessantes. Existem duas formas capazes de sintetizar nanomateriais e fabricar as nanoestruturas, conhecidas como top-down (na qual estruturas maiores vão sendo reduzidas em tamanho até chegarem na escala nanométrica) e a bottom-up (na qual utiliza-se processos químicos, físicos, ou integrados para a produção de nanomateriais, como por exemplo, o método sol-gel, que permite a utilização de agentes quelantes variados). [3, 5]

Devido a seu efeito eficaz no combate de bactérias, as nanopartículas de prata são largamente utilizadas em produtos comercializados do mercado, como em tecidos funcionais, máscaras médicas, creme dental, xampu, curativos, cateteres. Ainda, estudos [6,7] descrevem sobre sua atividade oxidativa, em cujo processo ocorre a liberação de íons prata promovendo citotoxicidade. Contudo, ressaltam que o uso das nanopartículas de prata e suas sínteses precisam ser amplamente estudadas já que

as propriedades físicas e químicas como tamanho, distribuição, forma, composição, morfologia, reatividade de partículas em solução, liberação de íons, tipo de agentes redutores usados para síntese, são parâmetros que influenciam na ocorrência ou não desta característica [6,8]. Existem muitas rotas de sínteses disponíveis, mas é crucial o estudo para escolher os melhores produtos químicos precursores, agente redutor, concentração e razão molar entre os reagentes, garantindo o controle do processamento, da estrutura e propriedades alcançadas [7]. Dentre os métodos de síntese, estudos relataram que as nanopartículas sintetizadas pela forma verde (usando reagentes menos nocivos e de fontes renováveis), possuem baixos níveis de toxicidade quando comparadas as preparadas por síntese química sintética [6]. Neste cenário, diversas pesquisas vêm sendo realizadas com o intuito de utilizar o amido como agente redutor da reação promovendo com que os íons do metal de interesse se reduzam e se estabilizem [9-13] visto que o amido é um polímero natural, biodegradável e atóxico, encontrado em grãos de cereais (como trigo, milho, arroz, etc.) e tubérculos (como batata e mandioca). Classifica-se como um polissacarídeo, ou seja, um carboidrato composto por estruturas de glicose, principalmente a amilose e a amilopectina, que variam em suas proporções de acordo com a origem do amido [14].

Assim, este trabalho tem como objetivo obter nanopartículas de prata pelo método sol-gel, utilizando a tapioca como agente quelante e fonte de amido e realizar a síntese *in-situ* de nanopartículas de prata (AgNPs) em tecido. As nanopartículas foram avaliadas quanto a síntese, morfologia, dispersão no tecido impregnado e ação bactericida tanto dos pós quanto dos tecidos frente a bactéria *Pseudomonas aeruginosa*. Para tal, as amostras foram analisadas quanto a sua granulometria, área superficial, espectrofotometria UV-Vis, difração de raio-x (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) com EDS, Análise Termogravimétrica (TGA) e ação bactericida.

Os resultados demonstraram a viabilidade e capacidade em reduzir os íons prata utilizando a tapioca como agente quelante, obtendo-se assim uma rota de síntese sol-gel usando matéria-prima de fonte natural, de fácil processamento e de baixo custo. Foram evidenciados a formação de cristais na escala nanométrica, porém observou-se também a presença de aglomeração e/ou agregação das AgNPs em algumas regiões, evento que pode ter ocorrido durante o processo de calcinação realizado. Atividade bactericida foi observada para as amostras na forma de pós desenvolvidas, assim como para os tecidos impregnados, fato valioso para o setor de tecidos bactericidas, utilizados em roupas hospitalares e/ou curativos, reduzindo assim riscos de infecções.

2. METODOLOGIA

A metodologia utilizada nesta pesquisa foi o método sol-gel, no qual tem-se soluções do substrato provedor dos íons metálicos de interesse e do agente quelante, as quais são posteriormente misturadas sob agitação e temperatura pré-definidas. Para tal, foram preparadas 3 soluções - amostras de nitrato de prata com concentrações de 0,1M, 0,3M e 0,6M. Foi utilizado apenas uma única concentração para a solução do agente quelante e redutor sendo este a tapioca (amido de mandioca), cuja concentração foi de 0,206 M.

As soluções de nitrato de prata e de tapioca foram preparadas separadamente e, após, foram misturadas de forma contínua e devagar, sob agitação, seguido de aquecimento até a temperatura de 75°C (favorecendo a hidrólise do amido), durante uma hora. Ao final da síntese as amostras foram colocadas em estufa e mantidas a 100°C até evaporação completa da água. Depois de secas foram trituradas e algumas amostras foram submetidas a tratamento térmico (calcinação) por 2 horas em forno mufla. A Tabela 1 apresenta as identificações das amostras conforme suas diferenças de preparação.

Tabela 1: Identificação das amostras

Identificação da Amostra	Amostra
AM1 _{solução}	0,1M de AgNO ₃ em solução (antes da secagem)
AM2 _{solução}	0,3M de AgNO ₃ em solução (antes da secagem)
AM3 _{solução}	0,6M de AgNO ₃ em solução (antes da secagem)
AM1 _{seca}	0,1M de AgNO ₃ apenas seca em estufa a 100°C
AM2 _{seca}	0,3M de AgNO ₃ apenas seca em estufa a 100°C
AM3 _{seca}	0,6M de AgNO ₃ apenas seca em estufa a 100°C
AM1 _{350°C}	0,1M de AgNO ₃ calcinada a 350°C
AM2 _{350°C}	0,3M de AgNO ₃ calcinada a 350°C
AM2 _{450°C}	0,3M de AgNO ₃ calcinada a 450°C
AM3 _{350°C}	0,6M de AgNO ₃ calcinada a 350°C

O valor de pH das soluções foi verificado ao longo do processo, com o auxílio de um pHmetro, visto que o meio ácido é fator influente no processo de hidrólise do amido, proveniente da tapioca.

2.1. Síntese *in-situ* das Ag-NPs em tecidos de algodão

O momento ideal para que o tecido seja imerso em solução foi definido a partir da análise de espectroscopia UV-vis, utilizada como controle da formação das nanopartículas de prata, e favorecendo, portanto, a formação das Ag-NPs *in situ* e diretamente na superfície do tecido, utilizando a própria fibra do tecido para estabilizar e controlar o crescimento das partículas.

2.3. Caracterização das Ag-NPs obtidas

A formação de nanopartículas de prata foi acompanhada a partir da análise de espectroscopia UV-vis utilizando-se um espectrofotômetro de bancada da marca PerkinElmer, modelo Lambda Bio, e cubeta de quartzo. A faixa estudada compreendeu os comprimentos de onda entre 300 a 700 nm e as medições ocorreram de cinco em cinco minutos durante o processo de síntese.

O comportamento térmico, assim como a temperatura de calcinação ideal para as amostras, foi obtido através da análise termogravimétrica utilizando o equipamento TGA-51, marca SHIMADZU. A faixa de temperatura avaliada foi entre 20°C a 800°C, com taxa de aquecimento de 5°C/min, em atmosfera inerte (nitrogênio a 50 mL/min).

Para observar as fases cristalinas da amostra e também determinar o tamanho dos cristalitos presentes, as amostras foram submetidas a análise de difração de raios-X utilizando-se o equipamento Difrátômetro Bruker, modelo D2 Phaser Bruker, com tubo de cobre (radiação K α = 1,5418 Å), tensão de 30 kV, corrente de 10 mA e intervalo 2 θ de 5° a 70°. As amostras foram preparadas passando as mesmas por uma peneira de malha de #200. O tamanho de cristalito foi calculado considerando o pico mais intenso do difratograma. A análise de área superficial específica foi realizada equipamento da marca Micromeritics, modelo Tristar II Plus, utilizando o gás nitrogênio. Análise de granulometria a Laser equipamento da marca Microtrac, modelo S3500, em via úmida utilizando água.

A análise da morfologia das amostras e a presença das nanopartículas de prata impregnadas nos tecidos estudados foi realizada por microscopia eletrônica de varredura utilizando o equipamento da marca ZEEISS, modelo EVO LS 15, detector de Elétrons Secundários (SEI) e 15 kV.

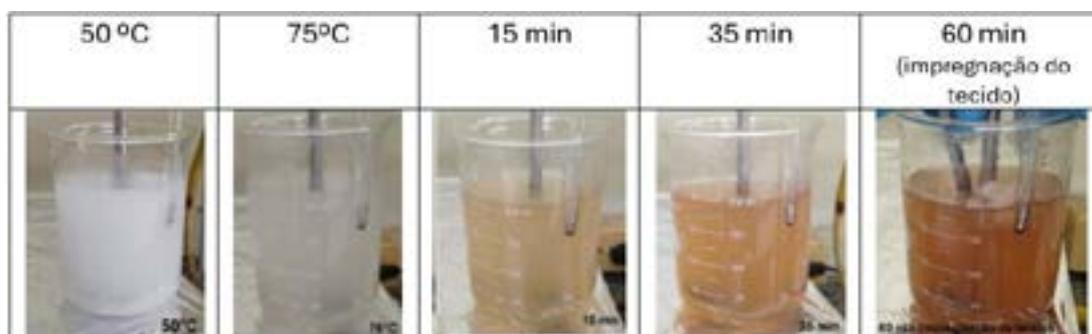
A ação bactericida foi estudada utilizando-se o método de difusão em Ágar/Halo de inibição. A bactéria utilizada foi a *Pseudomonas aeruginosa*, com 108 UFC/mL (Unidades Formadoras de Colônias) utilizando o grau de turvação da escala 0,5 de Mac Farland. A ação bactericida foi avaliada nos pós, nas soluções diluídas dos pós e nos tecidos.

3.RESULTADOS

3.1 Síntese de nanopartículas de prata

A Figura 1 apresenta a síntese das nanopartículas de prata, a partir da qual é possível perceber uma mudança de coloração ao longo do tempo, assim como um aumento de sua viscosidade ao longo do processo.

Figura 1. Síntese da amostra AM2solução, com concentração de 0,3M.



O monitoramento dos valores de pH realizados durante as sínteses demonstrou a predominância da característica ácida do meio ao longo do processo, cujos valores ficaram na faixa entre 3,15 a 3,3. Este fato favorece a reação de hidrólise do amido, dispensando a adição de outros elementos na solução. Após secagem e trituração as amostras apresentaram um aspecto de pó marrom-escuro e textura fina e, após a calcinação, uma textura mais compacta e colocação branca.

Os tecidos foram impregnados depois dos 55 minutos de síntese, tempo pré-definido a partir da análise prévia por espectroscopia UV-Visível, Figura 2(b). Após, os tecidos foram secos em estufa a 50°C por cerca de 30 minutos e também deixados sob temperatura ambiente até sua secagem, Figura 2(c) e 2(d). Foi possível perceber um escurecimento do tecido devido a oxidação da prata, sendo mais intenso no tecido que secou sob temperatura ambiente. Em relação ao seu toque, os tecidos perderam parte de sua maciez, possivelmente pela presença da tapioca, que torna a solução viscosa ao ser hidrolisada.

Figura 2. Imagens dos tecidos (a) antes da impregnação, (b) após impregnação, (c) após secagem em estufa e (d) após secagem a Ambiente.



As análises por TGA apresentaram três eventos de perda de massa demonstrados na Tabela 2.

Tabela 2. Estágios de perda de massa das amostras AM1seca, AM2seca e AM3seca.

Amostra	Estágio	Faixa de Temperatura (°C)	Perda de massa (%)	Massa remanescente (%)
AM1 _{seca}	1 ^o	184,78 – 199,76	12,127	40,281
	2 ^o	315,25 – 349,40	47,592	
AM2 _{seca}	1 ^o	166,05 – 170,94	37,558	41,781
	2 ^o	303,29 – 338,23	20,651	
AM3 _{seca}	1 ^o	161,97 – 167,76	48,620	47,734
	2 ^o	296,81 – 336,94	3,646	

A partir da Tabela x, observa-se que o primeiro evento de perda de massa inicia antes dos 200°C e pode estar associado a água intermolecular, gases e compostos de baixa massa molecular, cujo comportamento também foi evidenciado por Almeida *et al.* [13]. O segundo estágio de degradação, considerando as três amostras, ocorreu entre as temperaturas 296,81°C e 349,40°C, que segundo Janković [15] são temperaturas características para a decomposição do amido. Sendo assim o último estágio, indicado como massa remanescente, refere-se ao percentual de AgNPs presentes no substrato. Comportamento similar foram descritos nos estudos realizados por Ponsanti *et al.* [16].

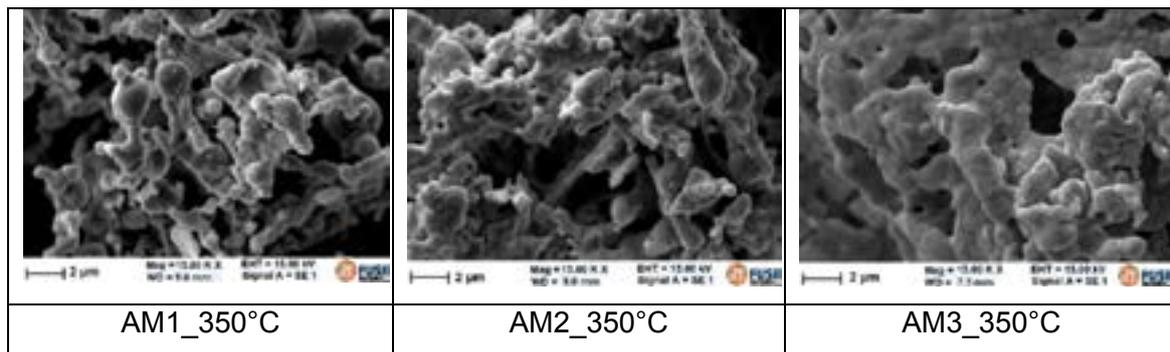
A partir das análises de Raio-X realizadas a fim de avaliar o perfil cristalino-amorfo das AgNPs desenvolvidas, foi possível observar, para a amostra AM1seca (0,1M), a presença de regiões amorfas em conjunto com regiões cristalinas. Já as amostras AM2seca e AM3seca apresentaram um perfil típico de amostras cristalinas. Visando entender como a temperatura de calcinação pode afetar as fases cristalinas da amostra, assim como o tamanho de cristalito, amostras de mesma concentração (0,3M), variando sua temperatura de calcinação (250°C, 350°C e 450°C) foram submetidas a análise, cujos difratogramas demonstraram três picos intensos com planos cristalinos sendo (111), (200) e (220). Independente da temperatura, os planos mais intensos observados foram os mesmos, em ângulos similares, apresentando pequenas diferenças na intensidade dos picos.

Com relação ao tamanho de cristalitos, calculados de acordo com a fórmula de Scherrer, resultados entre 44,6 nm e 53,3 nm foram evidenciados na AM2_0,3M nas diferentes temperaturas de calcinação estudadas. Para as amostras diferenciadas pela concentração de nitrato de prata usado não se percebeu variação significativa para este parâmetro.

Valores quanto a área superficial de nanopartículas desenvolvidas, sendo AM1, AM2 e AM3, todas calcinadas a 350°C, observados foram, respectivamente, $1,2251 \pm 0,0027 \text{ m}^2/\text{g}$, $0,3812 \pm 0,0010 \text{ m}^2/\text{g}$ e $0,3952 \pm 0,0031 \text{ m}^2/\text{g}$, valores estes bem distantes do valor de interesse, como o reportado por Zhou *et al.* [17], sendo de $23,81 \text{ m}^2/\text{g}$ para nanopartículas com tamanho médio de 26 nm. O comportamento evidenciado pode ser relacionado a uma possível aglomeração e/ou agregação das nanopartículas, fato também observado nas análises de UV- Visível, cujos picos apresentaram-se largos. Corroborando com esta evidência, comportamento similar foi observado ao realizar a análise de granulometria a laser cujos valores, para as amostras citadas, foram 7,82 μm , 15,53 μm e 17,88 μm , respectivamente.

Visando avaliar a morfologia das nanopartículas desenvolvidas e os elementos predominantes, amostras calcinadas e os tecidos investigados foram submetidos a análise por MEV-EDS. As imagens de MEV das amostras AM1, Am2 e Am3, calcinadas a 350°C, são demonstradas na Figura 3.

Figura 3. Imagens de Microscopia eletrônica de varredura das amostras AM1, AM2 e AM3, calcinadas a 350°C, na forma de pós.



Com base nas imagens acima, pode-se concluir que as partículas estavam aglomeradas e/ou agregadas, dificultando as medições de tamanho via análise microscópica, assim como confirmando as hipóteses quanto as discrepâncias nos valores das análises granulométricas e de área superficial evidenciadas para tais amostras e descritas anteriormente.

Amostras dos tecidos de algodão e de gaze impregnados nas soluções referentes as amostras AM1solução e AM2solução também foram submetidas a análise por MEV-EDS, a partir da qual evidenciou-se a presença de nanopartículas de prata nas fibras do tecido e na gaze. Pelos percentuais obtidos através do EDS, maior quantidade de prata impregnou no tecido de algodão, quando comparado a compressa de gaze, muito provavelmente associado a trama mais fechada do tecido de algodão.

Frente ao teste de ação bactericida, as amostras diluídas (10µg/mL) não conseguiram inibir o crescimento da bactéria *Pseudomonas aeruginosa*. Porém, as amostras na forma de pós, portanto calcinadas, e os tecidos impregnados demonstram atividade bactericida, apresentando um halo de inibição em torno dos mesmos, mostrando a inibição do crescimento da bactéria em sua volta.

4.CONCLUSÃO

A utilização da tapioca como agente quelante se mostrou viável e capaz de reduzir os íons de prata, obtendo uma rota de síntese sol-gel usando matéria-prima de fonte natural, de processamento fácil e de custo baixo. O comprimento de onda evidenciado na espectroscopia de UV-vis foi similar ao pico de ressonância de plasmon de superfície para nanopartículas de prata. A análise de difração de raio-X revelou que os cristais primários que formam as amostras estão na escala nanométrica, além disso, a comparação dos difratogramas experimentais com os difratogramas padrões comprovou a formação da prata com as fases (111), (200) e (220), indicando que as Ag-NPs estão na estrutura cúbica de face centrada.

Nas análises por MEV foi observado que as amostras estavam possivelmente agregadas e/ou aglomeradas. Isso corrobora com os resultados da área superficial que se apresentaram baixos e os da granulometria que se apresentaram altos. Foi possível comprovar também a presença de prata nos tecidos impregnados, evidenciando que a síntese *in-situ* permitiu a impregnação das mesmas. A atividade bactericida foi comprovada para os pós obtidos, assim como para os tecidos impregnados, o que pode ser muito atrativo para aplicações como tecidos bactericidas, utilizando em roupas hospitalares e curativos, reduzindo os riscos de infecções.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos aos Laboratórios da Universidade do Vale do Rio dos Sinos, Laboratório de Estudos Avançados em Materiais da Universidade FEEVALE, Universidade Federal de Santa Maria e ao Instituto Tecnológico em Ensaios e Segurança Funcional, ittFuse _Unisinos pelas análises realizadas.

Referencias

- [1] RANGEL, Wellington M. Aplicações da nanotecnologia na indústria têxtil. Revista Técnico Científica do IFSC, v. 1, n. 5, p. 21, 2013
- [2] BHUSHAN, Bharat. Springer handbook of nanotechnology. 3. ed. Berlin: Springer, 2010.
- [3] CAO, Guozhong. Nanostructures and nanomaterials: synthesis, properties and applications. Londres: Imperial College Press, 2004.
- [4] LEYDECKER, Sylvia. Nano-Materials in Architecture, Interior Architecture and Design. 1. ed. Berlin: Birkhäuser, 2008.
- [5] VERMA, Sudhir; GOKHALE, Rajeev; BURGESS, Diane J. A comparative study of top-down and bottom-up approaches for the preparation of micro/nanosuspensions. International journal of pharmaceutics, v. 380, p. 216–222, 2009
- [6] AKTER, Mahmuda *et al.* A systematic review on silver nanoparticles-induced cytotoxicity: Physicochemical properties and perspectives. Journal of advanced research, v. 9, p. 1-16, 2018.
- [7] ZHANG, Xi-Feng *et al.* Silver nanoparticles: synthesis, characterization, properties, applications, and therapeutic approaches. International journal of molecular sciences, v. 17, n. 9, p. 1534, 2016.
- [8] KHODASHENAS, Bahareh; GHORBANI, Hamid Reza. Synthesis of silver nanoparticles with different shapes. Arabian Journal of Chemistry, v. 12, n. 8, p. 1823-1838, 2019.
- [9] FREITAS, Isabel de. Síntese verde para obtenção de nanopartículas de prata a partir de extratos naturais. 2019. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2019.
- [10] LEE, Sang Hun; JUN, Bong-Hyun. Silver nanoparticles: synthesis and application for nanomedicine. International journal of molecular sciences, v. 20, n. 4, p. 865, 2019.
- [11] NAKAMURA, Shingo *et al.* Synthesis and application of silver nanoparticles (Ag NPs) for the prevention of infection in healthcare workers. International journal of molecular sciences, v. 20, n. 15, p. 3620, 2019.
- [12] ZAK, A. Khorsand *et al.* Starch-stabilized synthesis of ZnO nanopowders at low temperature and optical properties study. Advanced Powder Technology, v. 24, n. 3, p. 618-624, 2013.
- [13] ALMEIDA, Willians Lopes de *et al.* Eco-friendly and cost-effective synthesis of ZnO nanopowders by Tapioca-assisted sol-gel route. Ceramics International, v. 46, n. 8, p. 10835–10842, 2020.
- [14] TESTER, Richard F.; KARKALAS, John; QI, Xin. Starch—composition, fine structure and architecture. Journal of cereal science, v. 39, n. 2, p. 151-165, 2004.
- [15] JANKOVIĆ, Bojan. Thermal characterization and detailed kinetic analysis of Cassava starch thermo-oxidative degradation. Carbohydrate polymers, v. 95, n. 2, p. 621-629, 2013.
- [16] PONSANTI, Khanittha *et al.* A flower shape-green synthesis and characterization of silver nanoparticles (AgNPs) with different starch as a reducing agent. Journal of materials Research and Technology, v. 9, n. 5, p. 11003-11012, 2020.
- [17] ZHOU, Mingru *et al.* Particle size and pore structure characterization of silver nanoparticles prepared by confined arc plasma. Journal of Nanomaterials, v. 2009, 2009.