



**Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP**  
**Escola de Minas**  
**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**  
**Campus Morro do Cruzeiro**  
**Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil**



MONOGRAFIA DE GRADUAÇÃO  
EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**EFEITO DA TAXA DE AQUECIMENTO SOBRE A CINÉTICA DE  
AUSTENITIZAÇÃO DE UM AÇO AO BORO COMERCIAL BRASILEIRO**

**Alice Silva Gonçalves**

Ouro Preto, fevereiro de 2025

**Alice Silva Gonçalves**

**Efeito da Taxa de Aquecimento Sobre a Cinética de Austenitização de um  
Aço ao Boro Comercial Brasileiro**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Engenharia Metalurgista.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Ouro Preto, fevereiro de 2025

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

G635e Goncalves, Alice Silva.  
EFEITO DA TAXA DE AQUECIMENTO SOBRE A CINÉTICA DE  
AUSTENITIZAÇÃO DE UM AÇO AO BORO COMERCIAL BRASILEIRO.  
[manuscrito] / Alice Silva Goncalves. - 2025.  
38 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria.  
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto.  
Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Aço - Aço ao boro. 2. Aquecimento - Taxa de aquecimento. 3.  
Cinética de austenitização. 4. Microestrutura - Refino microestrutural. I.  
Faria, Geraldo Lúcio de. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU 621

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



## FOLHA DE APROVAÇÃO

**Alice Silva Gonçalves**

### **Efeito da taxa de aquecimento sobre a cinética de austenitização de um aço ao boro comercial brasileiro**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheira Metalurgista

Aprovada em 13 de fevereiro de 2025

#### Membros da banca

Dr. Geraldo Lúcio de Faria - Orientador - Universidade Federal de Ouro Preto  
Dr. Rodrigo Rangel Porcaro - Membro - Universidade Federal de Ouro Preto  
Dr. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães - Membro - Universidade do Estado de Minas Gerais

Geraldo Lúcio de Faria, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 24/02/2025



Documento assinado eletronicamente por **Geraldo Lucio de Faria, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 24/02/2025, às 15:58, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [http://sei.ufop.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0846597** e o código CRC **23A7CD07**.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus por me amparar e guiar meus passos a todo momento.

À minha irmã Ariane, à Isabel, ao Geraldo, ao Eric e aos demais amigos pelo apoio e incentivo oferecidos durante esta jornada.

Ao meu orientador, Geraldo Lúcio de Faria, pela oportunidade de realizar este e outros trabalhos sob sua orientação. Sua paciência, dedicação, além da abordagem humana e compreensiva foram fundamentais para o meu desenvolvimento e tornaram esta jornada muito mais leve e enriquecedora. Sua expertise e incentivo me inspiram a buscar sempre o melhor. Sou imensamente grata pelos ensinamentos, pela confiança depositada em mim e por todo o apoio ao longo deste processo.

Aos demais professores que fizeram parte desta caminhada, foram minha rede de apoio e contribuíram para minha formação pessoal e profissional. Em especial: Johne, Godefroid, Porcaro, Maria Aparecida, Paula, Nayara e Artur.

Aos técnicos Paulo Sérgio Moreira e Denilson Pereira de Melo, por todo o auxílio na realização dos experimentos e pela amizade.

À Fundação Gorceix por toda capacitação e apoio ao longo da graduação.

À UFOP pela estrutura disponibilizada.

Ao CNPq pela bolsa de iniciação científica concedida.

## RESUMO

Embora as metodologias convencionais de tratamentos térmicos sejam amplamente utilizadas há décadas, suas limitações tornam-se cada vez mais evidentes. Ineficiência energética, altos custos operacionais e emissões de gases de efeito estufa relacionadas aos longos ciclos de aquecimento e resfriamento são alguns exemplos. Nesse cenário, a busca por soluções inovadoras e sustentáveis impulsionou o desenvolvimento de técnicas como o Ultra Fast Heating (UFH), que alia eficiência energética e alta produtividade, além de, se bem planejado, propiciar propriedades mecânicas superiores aos aços graças ao refino microestrutural. Nesse contexto, o presente estudo avaliou o efeito da taxa de aquecimento sobre a cinética de austenitização e sobre o refino microestrutural de um aço ao boro. Para esse fim, ensaios dilatométricos e técnicas de caracterização microestruturais foram utilizadas. Concluiu-se que para o aço estudado que as temperaturas críticas de transformação de fase ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) aumentaram à medida que a taxa de aquecimento aumentou. O modelo JMAK utilizado para descrever a cinética de austenitização mostrou-se apropriado neste estudo, com valores de  $R^2$  muito próximos de 1, indicando uma boa adequação aos dados experimentais. O aumento da taxa de aquecimento resultou em um aumento na constante de ajuste  $k$  da equação JMAK, indicando uma influência significativa na velocidade média de austenitização. A taxa de aquecimento influenciou significativamente o Tamanho de Grão Austenítico (TGA), com taxas mais altas geralmente reduzindo o TGA, embora fatores como temperatura, tempo de encharque e elementos de liga também afetem essa relação. Para o aço estudado e considerando as técnicas de caracterização utilizadas, não foi possível perceber influência sobre a estrutura martensítica após têmpera. Esse último resultado destaca a importância de se considerar a utilização de técnicas mais avançadas de caracterização, assim como a influência de outros parâmetros para compreender os efeitos no material.

**Palavras-chave:** Aço ao Boro, Taxa de Aquecimento, Cinética de Austenitização, Refino Microestrutural.

## ABSTRACT

Although conventional heat treatment methodologies have been widely used for decades, their limitations are becoming increasingly evident. Energy inefficiency, high operational costs, and carbon emissions associated with long heating and cooling cycles are some examples. In this context, the pursuit of innovative and sustainable solutions has driven the development of techniques such as Ultra Fast Heating (UFH), which combines energy efficiency and high productivity and, when well-planned, provides superior mechanical properties to steels through microstructural refinement. In this context, the present study evaluated the effect of the heating rate on the austenitizing kinetics and microstructural refinement of boron steel. For this purpose, dilatometric tests and microstructural characterization techniques were employed. It was concluded that for the studied steel, the critical phase transformation temperatures ( $Ac_1$  and  $Ac_3$ ) increased as the heating rate increased. The JMAK model used to describe the austenitizing kinetics proved appropriate in this study, with  $R^2$  values very close to 1, indicating a good fit to the experimental data. The increase in heating rate resulted in an increase in the  $k$  fitting constant of the JMAK equation, indicating a significant influence on the average austenitizing rate. The heating rate significantly influenced the Austenitic Grain Size (AGS), with higher rates generally decreasing grain size, although factors such as temperature, soaking time, and alloying elements also affect this relationship. For the studied steel and considering the characterization techniques used, this influence was not observed on the martensitic structure after quenching. This last result highlights the importance of employing advanced characterization techniques, as well as considering the influence of other parameters to fully understand the effects on the material.

**Keywords:** Boron Steel, Heating Rate, Austenitizing Kinetics, Microstructural Refinement.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 2.1:</b> Microestrutura do aço em seu estado de entrega, obtida via MO (a) aumento de 200x; (b) aumento de 1000x, atacada por oxidação subcrítica, no sentido transversal de laminação. (F = ferrita; P = perlita). .....	13
<b>Figura 2.2:</b> Esquema da obtenção dos corpos de prova de dilatométrica. ....	14
<b>Figura 3.1:</b> (a) Comparação entre as curvas de variação do comprimento relativo em função do tempo medidas para as taxas de aquecimento de 1°C/s, 3°C/s e 5°C/s; (b) efeito da taxa de aquecimento sobre as temperaturas críticas $Ac_1$ e $Ac_3$ . ....	17
<b>Figura 3.2:</b> Efeito da taxa de aquecimento sobre a evolução da fração de austenita em função da temperatura. ....	19
<b>Figura 3.3:</b> (a) Exemplo de ajuste não linear da equação JMAK aos dados de fração de austenita em função do tempo para a taxa de 3°C/s; (b) efeito da taxa de aquecimento sobre a cinética de austenitização. ....	20
<b>Figura 3.4:</b> (a) Parâmetro de ajuste “k” em função da velocidade média ( $v_{0,5}$ ) de transformação austenítica; (b) comparação entre os dados experimentais e a aproximação calculada considerando o valor de k calculado e o “n” médio de 1,81 para a taxa de 30°C/s. ....	23
<b>Figura 3.5:</b> Efeito da taxa de aquecimento sobre a velocidade instantânea (df/dt) de austenitização (a) taxas de 0,092°C/s a 5°C/s (b) taxas de 15°C/s a 100°C/s. ....	23
<b>Figura 3.8:</b> Comparação entre os tamanhos de grãos austeníticos em amostras aquecidas até 1150°C a (a) 0,1°C/s; (b) 1°C/s; (c) 30°C/s; (d) 50°C/s (MO – 200X – Oxidação Subcrítica). ....	25
<b>Figura 3.9:</b> (a) Influência da taxa de aquecimento e temperatura de encharque no TGA; (b) Relação entre número de grão ASTM e taxas de aquecimento a diferentes temperaturas de encharque. ....	26
<b>Figura 3.10:</b> Comparação entre as microestruturas martensíticas de amostras aquecidas até 1150°C a (a) 0,1°C/s; (b) 3°C/s; (c) 15°C/s; (d) 50°C/s (MO – 500X – Nital 4%). ....	29
<b>Figura 3.11:</b> Valores de microdureza Vickers das amostras aquecidas sob diferentes taxas até 1150°C e resfriadas a 200°C/s. ....	30



## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 0.1:</b> Composição química do aço SAE 15B29 (% em massa).....	13
<b>Tabela 3.1:</b> Parâmetros obtidos a partir do ajuste não linear do modelo JMAK nas curvas experimentais.....	21

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>9</b>
<b>2</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>13</b>
<b>3</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>17</b>
3.1	Efeito da Taxa de Aquecimento sobre as Temperaturas Críticas de Austenitização.	17
3.2	Efeito da Taxa de Aquecimento sobre a Cinética de Austenitização .....	19
3.3	Efeito da Taxa de Aquecimento sobre o Tamanho de Grão Austenítico (TGA).....	24
3.4	Efeito da Taxa de Aquecimento sobre a Microestrutura e Microdureza de Amostras Temperadas .....	27
<b>4</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>31</b>
<b>5</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>32</b>
<b>6</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>33</b>

# 1 INTRODUÇÃO

No contexto das indústrias globais interconectadas, os tratamentos térmicos desempenham um papel crucial na modificação das propriedades mecânicas, no desempenho e na durabilidade dos materiais metálicos, em especial dos aços. Setores como o metal-mecânico, aeroespacial e automotivo dependem amplamente desse processo para assegurar a qualidade e a confiabilidade de seus produtos (Chen, Cui e Shen, 2023; Liu *et al.*, 2023; Li *et al.*, 2020; Shah *et al.*, 2015). Na indústria aeroespacial, por exemplo, a integridade estrutural e a segurança de componentes sujeitos a temperaturas extremas dependem diretamente da aplicação de tratamentos térmicos rigorosos (Kumar *et al.*, 2023).

Embora as metodologias convencionais de tratamentos térmicos sejam amplamente utilizadas há décadas, especialmente nos setores automotivo, naval, óleo e gás e de construção civil, suas limitações tornam-se cada vez mais evidentes. Esses métodos, apesar de eficientes nos resultados, apresentam desafios significativos, como ineficiência energética, altos custos operacionais e emissões de carbono relacionadas aos longos ciclos de aquecimento e resfriamento (Kumar *et al.*, 2023). Além disso, os gradientes térmicos frequentemente gerados resultam em deformações e propriedades não uniformes em peças de grande porte, exigindo etapas adicionais de usinagem e processamento. Um tempo maior de processamento aumenta o desperdício de material, comprometendo tanto a eficiência de recursos quanto a sustentabilidade econômica e ambiental (Ma *et al.*, 2023; Wang *et al.*, 2023; Peng *et al.*, 2023; Xi *et al.*, 2023).

Nesse cenário, a busca por soluções inovadoras e sustentáveis impulsionou o desenvolvimento de técnicas que utilizam indução ou resistência elétrica, como o *Ultra Fast Heating* (UFH). Essa metodologia de aquecimento ultrarrápido se destaca por promover um aquecimento rápido e homogêneo de peças com espessuras relativamente pequenas, reduzindo significativamente o tempo de ciclo, o consumo energético e os gradientes térmicos. Além de melhorar a produtividade, o UFH minimiza deformações e eleva a qualidade final dos materiais (Kumar *et al.*, 2023). Assim, a técnica está alinhada com as crescentes demandas por práticas industriais sustentáveis, contribuindo para a redução das emissões de carbono.

O UFH também permite avanços significativos no refino microestrutural. A rápida taxa de aquecimento, aumenta a densidade de sítios para a nucleação da austenita, assim como limita o tempo para o crescimento dos grãos austeníticos, resultando em microestruturas refinadas que melhoram propriedades mecânicas, como resistência à tração e ductilidade. A literatura mostra

que a utilização de UFH pode ser eficiente, por exemplo, para refinar a microestrutura de aços *Dual Phase* (DP), que usualmente são aplicados como chapas finas, e pode ser utilizado para desenvolver produtos com grãos ultrafinos, reduzindo o tempo de tratamento sem comprometer a relação entre resistência e ductilidade (Banis e Papaefthymiou, 2018; Banis, 2019).

Historicamente, o desenvolvimento de aços avançados de elevada resistência (AHSS) baseou-se no controle da taxa de resfriamento e na adição de elementos de liga. No entanto, técnicas como o UFH estão sendo exploradas para aprimorar ainda mais as propriedades mecânicas, utilizando combinações inovadoras de taxas de aquecimento e controle microestrutural, possibilitando até mesmo a redução da adição de determinados elementos de liga visando a aplicação de uma determinada classe de produto (Knijf, 2015).

Além de ser eficiente sob o ponto de vista energético, o UFH tem demonstrado impacto positivo no desempenho mecânico de aços médio carbono, DP, Q&P (*quenching and partitioning*), entre outros. Estudos recentes indicam que taxas de aquecimento superiores a 100 °C/s promovem refinamento severo de grãos, deslocam as temperaturas críticas de transformação ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) para temperaturas mais altas e aumentam o grau de superaquecimento da transformação austenítica. Essas alterações favorecem a taxa de nucleação da austenita, melhorando tanto a resistência mecânica quanto o alongamento dos materiais tratados (Han *et al.*, 2023; Tan, 2022).

Portanto, o aquecimento ultrarrápido apresenta-se como uma alternativa eficiente e sustentável aos métodos convencionais, combinando refino microestrutural, redução de consumo de energia e melhorias nas propriedades mecânicas. Sua adaptabilidade a diferentes materiais e geometrias, aliada à redução de emissões e ao aumento da produtividade, faz do UFH uma metodologia promissora para atender às demandas atuais das indústrias, com foco na sustentabilidade e no desempenho de materiais avançados. Neste contexto, nos últimos anos, tem despertado interesse de diversos pesquisadores (Kumar *et al.*, 2023; Banis e Papaefthymiou, 2018; Banis, 2019; Knijf, 2015; Han *et al.*, 2023; Tan, 2022).

A formação da austenita ( $\gamma$ ) ocorre por meio das etapas de nucleação e crescimento. A nucleação, teoricamente, pode ser homogênea, com núcleos da nova fase originando-se uniformemente na fase original, ou heterogênea, onde os núcleos preferencialmente se formam em heterogeneidades estruturais pré-existentes. A energia livre de ativação ( $\Delta G^*$ ) é uma barreira a ser superada para iniciar a nucleação, sendo menor o seu valor quando a nucleação é heterogênea, tornando-a preferencial. O crescimento da austenita se inicia quando um embrião excede o tamanho crítico, tornando-se um núcleo estável. Ele é controlado pela difusão atômica

de carbono, com o seu particionamento da matriz ferrítica  $\alpha$  para a austenítica  $\gamma$ . A austenitização cessa quando a nova fase consumir toda a estrutura original, de modo que quanto maior a densidade inicial de núcleos estáveis, mais refinada será a microestrutura final (Callister e Rethwisch, 2019).

É consenso na literatura que a taxa de aquecimento influencia tanto na cinética de austenitização quanto no refino microestrutural, uma vez que tal parâmetro pode regular mecanismos difusionais ou massivos (Oliveira, Faria e Moreira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Meshkov e Pereloma, 2012; Macedo, Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2019; Magalhães, Campos e Faria, 2022). Por exemplo, Lopes e Cota (2014), ao investigar a cinética de austenitização isócrona em um aço baixo carbono microligado com Nb, mostraram que o parâmetro  $k$  da equação de JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov), Equação 1, aumentou proporcionalmente à taxa de aquecimento. A formação da austenita, em baixas taxas de aquecimento, é controlada pela difusão de carbono, enquanto que, para maiores taxas de aquecimento, a formação de austenita é controlada pela migração de interfaces.

Equação 1:

$$f = 1 - \exp(-k \cdot t^n)$$

Para um aço com teor médio de carbono e microestrutura inicial bainítica, foi observado por Javaheri *et al.* (2019) que o aumento na taxa de aquecimento resultou em aumento nas temperaturas críticas de formação de austenita. Ao investigar o efeito da taxa de aquecimento na cinética de austenitização de uma liga C-Mn-Si com composição química típica de um aço TRIP 780, Oliveira, Faria e Moreira (2023) também observaram que as temperaturas críticas de transformação de fase ( $Ac_1$  e  $Ac_3$ ) aumentaram com o aumento da taxa de aquecimento. Esse resultado é atribuído ao fato de que, com o aumento da taxa de aquecimento, o tempo necessário para a ocorrência da transformação de fase diminui, reduzindo o período para o processo de difusão e, conseqüentemente, exigindo maior energia para a mobilidade dos átomos. Aliado a isso, devido à inércia térmica, há uma tendência de que a transformação de fase se inicie e termine mais tardiamente, acarretando o aumento das temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  (Oliveira, Faria e Moreira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Meshkov e Pereloma, 2012; Macedo, Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2020; Magalhães, Campos e Faria, 2022; Andrés *et al.*, 2002; Shahriari *et al.*, 2017).

Ainda no estudo anterior, Oliveira, Faria e Moreira (2023) observaram que utilizando o UFH há evidências de potencial para refinar o tamanho de grão austenítico. De acordo com a

literatura, com o aumento da taxa de aquecimento, há um aumento do grau de superaquecimento da estrutura inicial. Nesse caso, a força motriz para a formação da austenita cresce significativamente, enquanto o tamanho crítico do embrião, bem como a energia para a sua formação diminuem, contribuindo assim para que mais núcleos de austenita surjam na microestrutura do material. Assim, uma vez que cada núcleo formado, com raio igual ou superior ao crítico, origina um grão, a austenita produzida ao atingir a temperatura  $A_{c3}$  tende a apresentar uma granulometria mais refinada (Javaheri *et al.*, 2019; Deng *et al.*, 2019; Valdes-Taberero *et al.*, 2019).

Entretanto, quando a taxa de aquecimento é combinada com tempo de encharque prolongado na temperatura de pico, e, caso o material não tenha mecanismos eficientes para restringir o crescimento de grão, é esperado que ocorra um crescimento destes, eliminando assim o refinamento alcançado na temperatura  $A_{c3}$  (Oliveira, Faria e Moreira, 2023; Brooks, 1992; Banis e Papaefthymiou, 2018). Assim, os autores em questão não perceberam, após o encharque, um efeito significativo sobre o tamanho de grão austenítico (Oliveira, Faria e Moreira, 2023). Isso reforça que cada aço pode apresentar um comportamento particular em relação a esses parâmetros.

Mediante o exposto, é crucial a compreensão desses fenômenos desde a fase inicial da formação da austenita, pois as temperaturas críticas, aliadas à cinética de austenitização, desempenham papel fundamental na definição da microestrutura e das propriedades finais dos materiais. Nesse contexto, este trabalho avaliou o efeito da taxa de aquecimento sobre cinética de austenitização e sobre o refino microestrutural de um aço do tipo SAE 15B29, por meio de ensaios dilatométricos, contribuindo, assim, para a caracterização completa da cinética de austenitização do material.

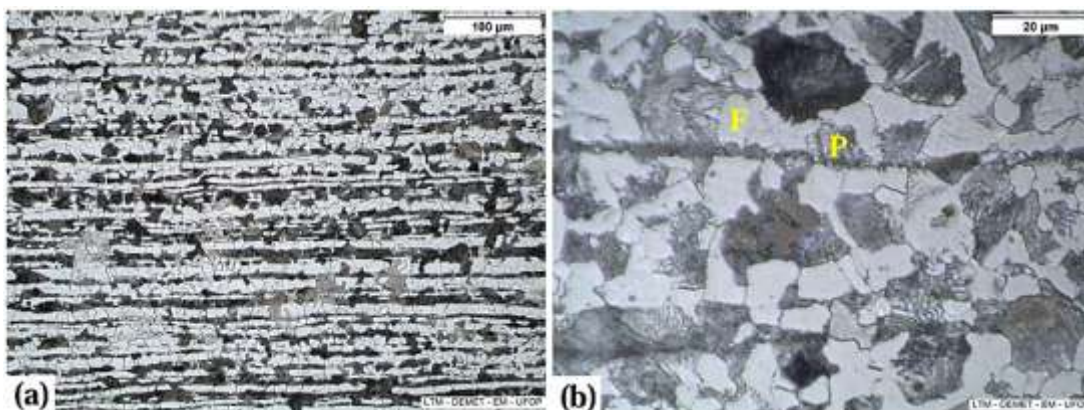
## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo, foi utilizado um aço SAE 15B29, cuja composição química está detalhada na Tabela 2.1. O material foi obtido a partir de uma tira laminada à quente, com cerca de 6 mm de espessura, processada por laminação termomecânica.

**Tabela 2.1:** Composição química do aço SAE 15B29 (% em massa).

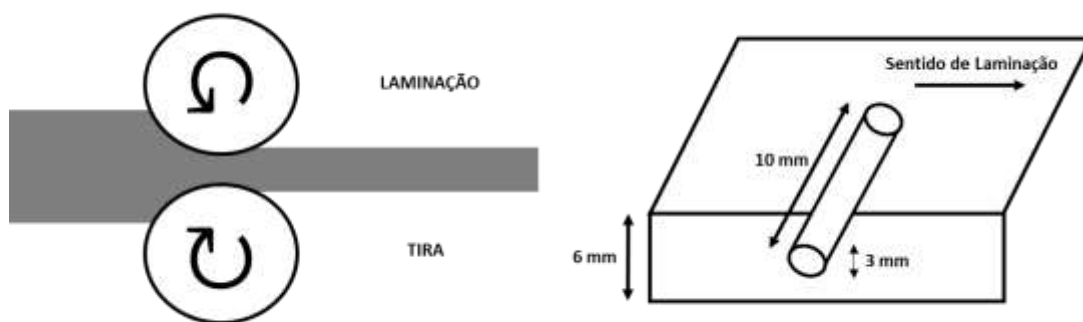
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ti	Cu	B	V	Ni	Cr	Mo	N
0,29	1,24	0,23	0,019	0,008	0,033	0,001	0,029	0,01	0,0032	0,005	0,01	0,23	0,002	0,0053

Amostras foram retiradas dessa tira para a usinagem dos corpos de prova (CPs) de dilatometria, os quais apresentavam inicialmente uma microestrutura composta por ferrita e perlita, conforme Figura 2.1.



**Figura 2.1:** Microestrutura do aço em seu estado de entrega, obtida via MO (a) aumento de 200x; (b) aumento de 1000x, atacada por oxidação subcrítica, no sentido transversal de laminação. (F = ferrita; P = perlita).

Estes corpos de prova foram usinados na forma de cilindros maciços, com 10 mm de altura e 3 mm de diâmetro, de maneira que sua altura estivesse alinhada perpendicularmente ao sentido de laminação da tira, conforme ilustrado na Figura 2.2.



**Figura 2.2:** Esquema da obtenção dos corpos de prova de dilatométrica. Fonte: Autor.

Para a avaliação do efeito da taxa de aquecimento sobre a cinética de austenitização do aço estudado, nove CPs de dilatométrica foram aquecidos com diferentes taxas até a temperatura de 1150°C, onde foram mantidos por 1 segundo e então resfriados a 200°C/s até a temperatura ambiente por meio do fluxo controlado de gás hélio analítico 5.0. As taxas de aquecimento avaliadas neste trabalho foram: 0,092; 0,10; 1; 3; 5; 15; 30; 50 e 100 °C/s. Todos os experimentos foram executados em um dilatômetro de têmpera R.I.T.A L78 da fabricante LINSEIS.

Três amostras complementares foram aquecidas da temperatura ambiente até 1000°C, permanecendo nessa temperatura por 1 segundo, nas seguintes taxas de aquecimento: 3°C/s, 30°C/s, 100°C/s. Posteriormente, cada corpo de prova foi resfriado a uma taxa específica de 200°C/s até a temperatura ambiente, visando a obten o de microestruturas majoritariamente martensíticas. A motiva o para os 3 ensaios complementares se deu em fun o da necessidade de se utilizar uma temperatura de austenitiza o relativamente elevada (1150°C), em rela o a  $A_{c3}$ , nas 9 amostras iniciais.

Para a precisa determina o das temperaturas críticas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$  por meio do método do desvio mínimo, foi necessário definir as regiões lineares que antecedem e sucedem a austenitiza o. No entanto, havia a possibilidade de crescimento de grão austenítico neste cenário, sendo difícil afirmar que o efeito da taxa de aquecimento sobre o refino estrutural ao final da austenitiza o seria mantido. Portanto, nos 3 ensaios complementares uma temperatura de austenitiza o mais próxima de  $A_{c3}$  foi definida, 1000°C, possibilitando investigar a reten o, ou não, do refino microestrutural.

Após a conclusão dos tratamentos térmicos, para cada uma das taxas de aquecimento estudadas, os dados de dilata o ( $\Delta L$ ) em fun o da temperatura ( $T$ ), registrados pelo software do dilatômetro durante o aquecimento contínuo, foram coletados e transferidos para o software



OriginPro 9.0. Nele, foram traçadas as curvas dilatométricas de comprimento relativo ( $\Delta L/L_0$ ) em função da temperatura (T), onde  $L_0$  é a altura inicial do corpo de prova. Inicialmente, o método dos desvios mínimos foi utilizado para determinar as temperaturas críticas de início ( $Ac_1$ ) e final ( $Ac_3$ ) de austenitização para cada uma das taxas. Em seguida, procedeu-se à aplicação da regra da alavanca (Magalhães, Campos e Faria, 2022; Oliveira, Faria e Moreira, 2023) e à avaliação cinética.

Para estudar a cinética de austenitização, inicialmente, foi necessário determinar as curvas de fração de austenita em função da temperatura para cada condição de aquecimento. Para isso, foi aplicada a regra da alavanca aos dados experimentais de cada curva dilatométrica obtida durante o aquecimento contínuo ( $\Delta L/L_0$  versus temperatura) (Magalhães, Campos e Faria, 2022; Oliveira, Faria e Moreira, 2023). Uma vez obtidas as curvas de fração de austenita em função da temperatura, foi realizada uma manipulação matemática para se obter, para cada condição de aquecimento, curvas de fração de austenita em função do tempo seguida da avaliação da possibilidade de ajuste do modelo JMAK a esses dados, resultando em equações de previsibilidade. Posteriormente, aplicou-se a derivada de primeira ordem para se obter as curvas de velocidade instantânea de austenitização em relação ao tempo. Adicionalmente, determinou-se a velocidade média de transformação ( $v_{0,5} = 1/t_{0,5}$ ) e comparou-se os valores medidos com os valores das constantes k obtidas através dos ajustes da equação JMAK (Equação 1).

Todas as amostras submetidas aos ciclos térmicos foram metalograficamente preparadas para a caracterização microestrutural dos produtos de transformação por meio de microscopia óptica (MO) seguindo a Norma ASTM E3-11 (2017). O ataque químico foi realizado com o reativo Nital 4%, composto por ácido nítrico diluído em álcool etílico com concentração de 4%. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio de um MO LEICA DM2700M acoplado a uma câmera MC170HD com resolução padrão de captura de 5MP.

Para concluir o processo de caracterização, a amostra de aço submetida à preparação metalográfica também passou por um ensaio mecânico de microdureza global Vickers, em que foram realizadas 10 medições aleatórias com uma carga de 500gf e um tempo de aplicação de 5 segundos (Rios, Faria e Faria, 2016). O ensaio foi executado em um microdurômetro da marca Pantec, modelo HXD 1000TM, seguindo os procedimentos padrões da norma ASTM E384 (2017).

Para revelar os grãos austeníticos prévios, as amostras, após passarem pelo processo de preparação metalográfica, foram submetidas a um tratamento térmico de oxidação em um forno

tubular com atmosfera inerte, conforme descrito por Faria, Cardoso e Moreira (2018), Lelis (2022) e Magalhães; Campos e Faria (2022). Nesse processo, as amostras foram aquecidas até atingir a temperatura de oxidação desejada, variando entre 640°C e 660°C. Vale destacar que a temperatura de oxidação escolhida em todos os ensaios foi sempre inferior à temperatura de início de austenitização do aço ( $A_{c1}$ ), caracterizando assim um tratamento térmico de oxidação subcrítico. Após atingir a temperatura de oxidação, as amostras permaneceram nessa condição por 12 minutos, sendo em seguida resfriadas até a temperatura ambiente sob fluxo controlado de argônio.

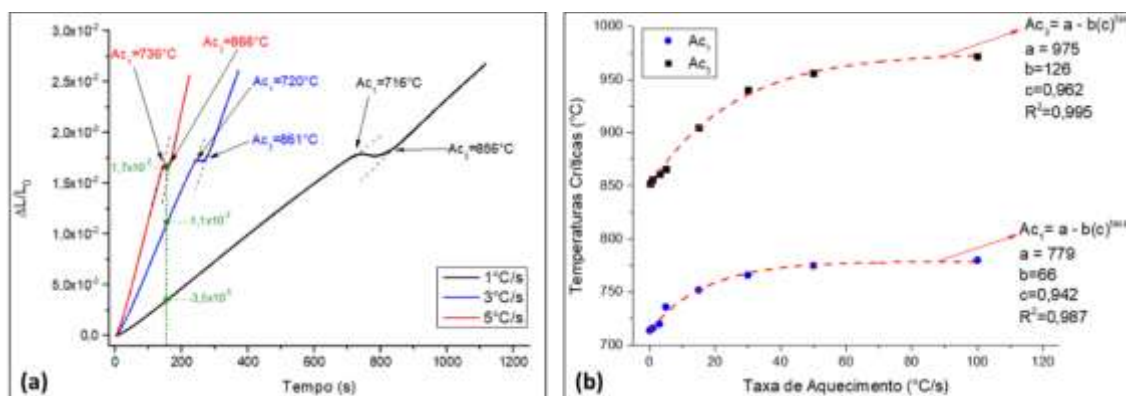
Posteriormente, para cada corpo de prova oxidado, foram adquiridas 10 micrografias ópticas com uma ampliação de 200 vezes para a quantificação do tamanho dos grãos austeníticos prévios. Ressalta-se que a amostragem das imagens se deu a partir de campos distintos, e o microscópio óptico utilizado nessa etapa do trabalho foi o mesmo aplicado nas caracterizações microestruturais. Os tamanhos médios dos grãos austeníticos prévios (TGAPs) foram determinados aplicando-se o método dos interceptos, seguindo os procedimentos recomendados pela norma ASTM E112-13 (2021).

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Efeito da Taxa de Aquecimento sobre as Temperaturas Críticas de Austenitização

A Figura 3.1(a) apresenta exemplos de curvas de variação do comprimento relativo  $\Delta L/L_0$  versus temperatura do aço estudado quando aquecido em três diferentes taxas de aquecimento, sendo elas 1, 3 e 5 °C/s. Nesta figura, é possível observar a aplicação do método dos desvios mínimos para a determinação das temperaturas críticas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ . Esse mesmo método foi empregado para todas as taxas de aquecimento avaliadas e os resultados estão resumidos na Figura 3.1(b), destacando o efeito da taxa de aquecimento sobre as referidas temperaturas de austenitização.

Na Figura 3.1(a), observa-se também que, nesse intervalo de taxas de aquecimento, por exemplo, uma peça de grande porte deste aço submetida a aproximadamente 150 segundos de aquecimento, com uma região aquecida a 1 °C/s e outra a 5 °C/s, apresenta uma diferença de cerca de 80% no comportamento de dilatação. A região aquecida a 5 °C/s terá expandido quase cinco vezes mais do que aquela aquecida a 1 °C/s. O cenário se torna ainda mais crítico ao se verificar que para estas mesmas taxas, há uma diferença temporal de 550 segundos entre os instantes de início da austenitização. Isso indica que tais gradientes térmicos significativos no aquecimento podem induzir campos de tensões severos em peças espessas de aço.



**Figura 3.1:** (a) Comparação entre as curvas de variação do comprimento relativo em função do tempo medidas para as taxas de aquecimento de 1 °C/s, 3 °C/s e 5 °C/s; (b) efeito da taxa de aquecimento sobre as temperaturas críticas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ .

A significativa influência da taxa de aquecimento sobre essas temperaturas críticas para o aço estudado evidencia um aumento considerável das mesmas à medida em que a taxa de aquecimento é aumentada. Ao confrontar esses resultados com a literatura existente, é relevante apontar que outros autores já observaram esse fenômeno em diferentes tipos de aços (Zorin, Podkorytove e Zakharov, 2005; Oliveira, Faria e Moreira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Macedo,

Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2020). Ao comparar o aço SAE 15B29, objeto deste estudo, com o aço C-Mn-Si descrito por Oliveira, Faria e Moreira (2023), observa-se que o primeiro é mais afetado pela variação da taxa de aquecimento durante a austenitização devido à sua composição química complexa, caracterizada por um maior teor de carbono e adições de cromo e boro. Essa complexidade dificulta a austenitização, uma vez que a difusão é prejudicada quanto maiores os teores de carbono e de elementos de liga no aço.

Conforme apresentado na introdução deste trabalho, a austenitização é um fenômeno majoritariamente controlado por difusão. Logo, durante um aquecimento contínuo, considerando um processo de austenitização fora do equilíbrio, quanto mais limitada for a difusão atômica, maior será o aumento das temperaturas críticas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  para uma dada taxa de aquecimento. Neste contexto, considerando as diferenças químicas entre o aço SAE 15B29 e o aço C-Mn-Si, justifica-se a maior sensibilidade do aço estudado neste trabalho à variação da taxa de aquecimento durante a austenitização.

De forma geral, o efeito da taxa de aquecimento sobre as temperaturas críticas de austenitização pode ser atribuído à redução do tempo disponível para a transformação de fase ocorrer com o aumento desta variável. Essa redução no período para o processo de difusão implica em uma maior demanda energética para a mobilidade atômica. Em virtude dessa inércia térmica, há uma tendência para que a transformação de fase se inicie e finalize tardiamente. Esse fenômeno resulta no aumento de  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , corroborando com as observações realizadas neste estudo (Zorin, Podkorytov, Zakharov, 2005; Oliveira, Faria e Moreira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Macedo, Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2020).

Para o aço SAE 15B29, aqui avaliado (Figura 3.1(b)), notou-se que o efeito da taxa de aquecimento tanto sobre  $Ac_1$  quanto sobre  $Ac_3$  parece seguir uma tendência de uma lei de potência. Neste contexto, a Equação 2 foi proposta com o objetivo de avaliar a possibilidade de obtenção de uma equação de previsibilidade para este fenômeno. Nota-se que a equação proposta possui uma boa aderência aos dados experimentais de  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , com valores de  $R^2$  da ordem de 0,99 para os dois casos. Por exemplo, para a taxa de aquecimento de 30°C/s os valores medidos de  $Ac_1$  e  $Ac_3$  foram, respectivamente, 766°C e 940°C enquanto os calculados pelo modelo proposto pela Equação 2 foram, respectivamente, 768°C e 936°C.

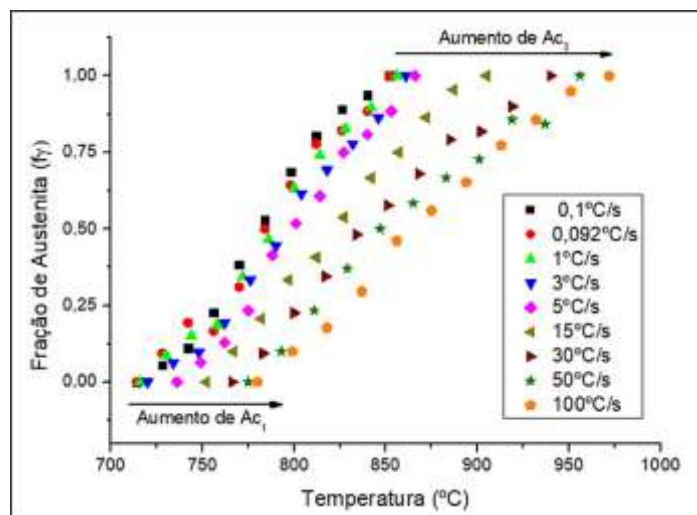
Equação 2:

$$Ac = a - b \cdot (c)^{taxa}$$

### 3.2 Efeito da Taxa de Aquecimento sobre a Cinética de Austenitização

Conforme descrito na metodologia, não apenas o efeito da taxa de aquecimento sobre as temperaturas críticas de austenitização foi avaliado, mas, também o efeito sobre a evolução cinética da austenitização. Neste sentido, por meio da aplicação da regra da alavanca aos dados dilatométricos, foi possível obter curvas de fração de austenita formada versus temperatura. A Figura 3.2 resume os resultados obtidos. Nota-se que, confirmando os resultados do item 3.1, com o aumento da taxa de aquecimento há uma translação das curvas para a direita. Isso indica que quanto maior for esta variável, menor será a fração de austenita formada para uma mesma temperatura. Em outras palavras, pode-se afirmar que mais distante o sistema estará do equilíbrio termodinâmico.

Por exemplo, para o aço SAE 15B29, quando aquecido a uma taxa de  $1^{\circ}\text{C/s}$ , 50% de austenita terá se formado na temperatura aproximada de  $792^{\circ}\text{C}$ , enquanto quando aquecido a  $50^{\circ}\text{C/s}$ , a mesma fração só será alcançada a  $847^{\circ}\text{C}$ . Este resultado destaca a importância de se considerar o efeito da taxa de aquecimento sobre a evolução da austenitização neste aço, principalmente em processos onde pode haver um significativo gradiente de taxa de aquecimento, como por exemplo soldagem, aquecimento indutivo de peças para tratamento térmico, *hot stamping* e aquecimento de peças de grande porte (elevada inércia térmica) em fornos elétricos ou a combustão.

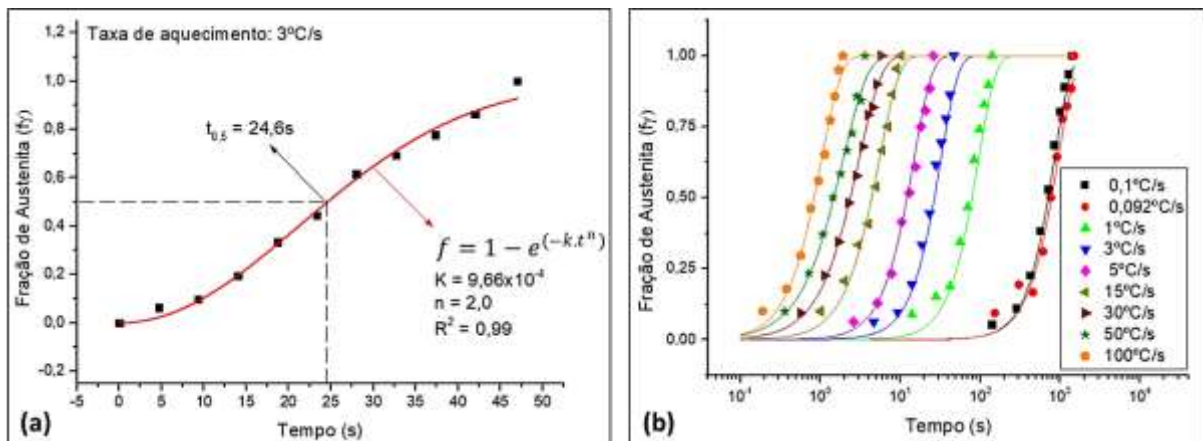


**Figura 3.2:** Efeito da taxa de aquecimento sobre a evolução da fração de austenita em função da temperatura.

Apesar do aumento da taxa de aquecimento claramente deslocar as temperaturas de início e final de austenitização para cima, não se pode afirmar que haverá uma diminuição da velocidade de austenitização. É importante destacar que haverá apenas uma translação das temperaturas de transformação, mas, não necessariamente implicando em uma diminuição da

velocidade de formação da austenita. Neste contexto, com o objetivo de se avaliar a cinética de austenitização, curvas de fração de austenita versus tempo de transformação foram obtidas a partir da Figura 3.2. Ao se considerar que as taxas de aquecimento para cada uma das curvas apresentadas na Figura 3.3 foram constantes, foi possível obter a evolução das frações de austenita em função do tempo.

A Figura 3.3(a) apresenta um exemplo de uma dessas curvas determinada para a taxa de 3°C/s. Nela, nota-se um perfil sigmoidal, característico de transformações de fases controladas por difusão. Segundo a literatura (Zorin *et al.*, 2005; Oliveira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Macedo, Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2020), neste tipo de caso a equação JMAK (Equação 1) pode ser aplicada como modelo de previsibilidade da evolução temporal da fração de austenita durante aquecimento contínuo. Portanto, a Figura 3.3(a) também ilustra um exemplo de regressão não linear dessa equação aos dados experimentais medidos para a taxa de 3°C/s. Percebe-se, em concordância com a literatura (Zorin *et al.*, 2005, Oliveira, 2023; Javaheri *et al.*, 2019; Macedo, Cota e Araújo, 2011; Settimi *et al.*, 2020), um bom ajuste com  $R^2$  de 0,99. Os mesmos procedimentos aqui descritos foram aplicados a todas as taxas de aquecimento avaliadas e os resultados obtidos são apresentados na Figura 3.3(b).



**Figura 3.3:** (a) Exemplo de ajuste não linear da equação JMAK aos dados de fração de austenita em função do tempo para a taxa de 3°C/s; (b) efeito da taxa de aquecimento sobre a cinética de austenitização.

O padrão sigmoidal de todas as curvas apresentadas na Figura 3.3(b) sugere que a transformação austenítica envolve principalmente o processo de nucleação e crescimento, com a difusão desempenhando papel fundamental. Também é observado que, à medida que a taxa de aquecimento aumenta, as curvas tendem a se deslocar para a esquerda, indicando uma redução no tempo necessário para o processo de nucleação e crescimento da austenita e, conseqüentemente, uma transformação de fase mais rápida.

No modelo JMAK, o parâmetro "n" – o expoente de Avrami – reflete características de nucleação da transformação, enquanto o parâmetro "k" está diretamente relacionado à velocidade média da transformação de fase (Oliveira, 2023; Hernández-Morale *et al.*, 2014; Lopes e Cota, 2014; Porter, Easterling e Sherif, 2009; Pang *et al.*, 2015). Com base nos dados apresentados na Tabela 3.1, verifica-se que, para o aço analisado, a taxa de aquecimento parece ter um efeito significativo sobre os valores de "k", ou seja, quanto maior a taxa, maiores os valores da referida constante.

A equação JMAK apresentou uma boa aderência aos dados experimentais, com constantes de determinação R<sup>2</sup> superiores a 0,98 em todos os ajustes realizados, conforme pode ser observado na Tabela 3.1. Esses resultados indicam que a Equação 1 pode ser empregada com boa precisão para prever a cinética de austenitização. É relevante ressaltar que os valores da constante "n" não apresentaram variações significativas com a mudança da taxa de aquecimento, mantendo-se entre 1,40 e 2,10, sem uma tendência clara de alteração. Entretanto, observa-se que a constante "k" parece estar diretamente relacionada com a taxa de aquecimento. Verifica-se que, conforme a taxa aumenta, há um significativo aumento de "k", sugerindo uma possível relação com a velocidade de austenitização, conforme descrito na literatura (Oliveira, 2023; Cardoso e Faria, 2019). Os parâmetros obtidos a partir do ajuste não linear do modelo JMAK nas curvas experimentais são apresentados de forma detalhada na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1:** Parâmetros obtidos a partir do ajuste não linear do modelo JMAK nas curvas experimentais.

Taxa (°C/s)	k	n	R <sup>2</sup>
<b>0,092</b>	1,14E-06	2,00	0,98
<b>0,1</b>	7,14E-07	2,10	0,99
<b>1</b>	1,11E-04	2,00	0,99
<b>3</b>	9,66E-04	2,00	0,99
<b>5</b>	6,03E-03	1,90	0,99
<b>15</b>	5,61E-02	1,70	0,99
<b>30</b>	1,89E-01	1,50	0,99
<b>50</b>	4,00E-01	1,40	0,99
<b>100</b>	9,45E-01	1,73	0,99

Esses resultados corroboram estudos anteriores que também apontaram para uma associação entre a constante "k" e a taxa de aquecimento (Oliveira, 2023). Por exemplo, outros autores (Oliveira, 2023; Hernández-Morale *et al.*, 2014; Lopes e Cota, 2014; Porter, Easterling e Sherif, 2009; Pang *et al.*, 2015) observaram fenômenos semelhantes em diferentes tipos de aços, o que reforça a consistência dos resultados encontrados neste estudo. Essas evidências

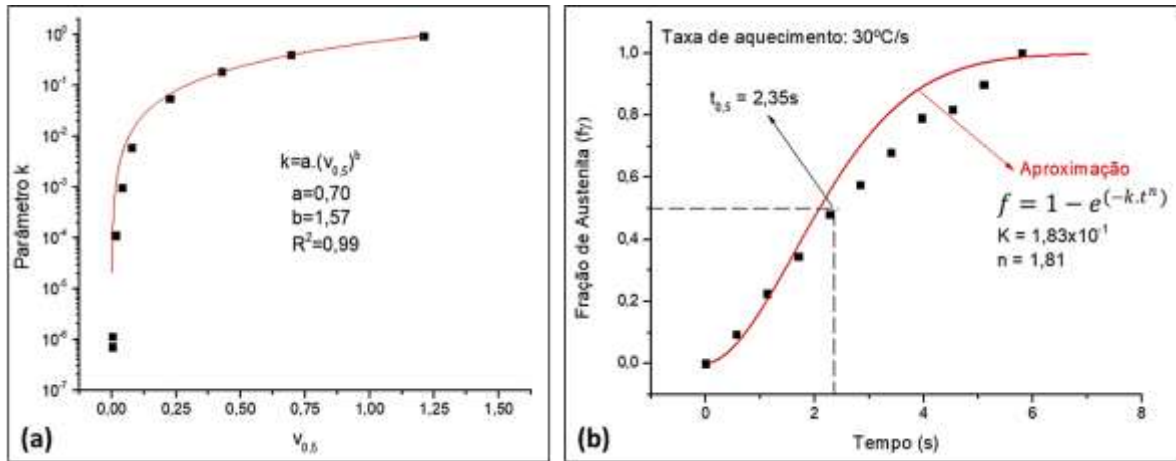
respaldam a utilidade e a confiabilidade do modelo JMAK na predição da cinética de austenitização em diversos contextos metalúrgicos.

Considerando a discussão apresentada, o gráfico da Figura 3.4(a) foi elaborado com o propósito de investigar a natureza dessa relação entre “k” e a velocidade média de austenitização ( $v_{0,5}$ ), sugerindo uma tendência de seguir uma lei de potência (Equação 3). Para mostrar que esta equação pode ser utilizada de forma satisfatória para descrever o efeito da taxa de aquecimento sobre a evolução da austenitização, pode-se sugerir que um valor de “n” médio igual a 1,81 seja adotado para este aço.

Desta forma, por exemplo, para a taxa de 30°C/s a única informação necessária seria a determinação da velocidade média de austenitização, que neste caso é  $v_{0,5} = 4,26 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ . Ao substituir este valor na Equação 3, tem-se que  $k = 1,83 \times 10^{-1}$ . Ao se comparar com a Tabela 3.1, percebe-se que o valor real de “k” é  $1,89 \times 10^{-1}$ , portanto, muito próximo. Ao se utilizar o valor de “n” médio e o valor de “k” calculado, pode-se calcular, de forma aproximada, a evolução da fração de austenita em função do tempo sem a necessidade de aplicação da regra da alavanca a toda extensão da curva dilatométrica, implicando em grande economia de tempo e processamento de dados.

A Figura 3.4(b) compara os dados experimentais e a curva calculada por meio da aplicação desta metodologia para a taxa de aquecimento de 30°C/s. A análise dos resultados indica uma boa eficiência do modelo em prever a evolução da fração de austenita. Portanto, a utilização do valor médio de “n” e do valor de “k” calculado por meio da Equação 3 permite uma estimativa aproximada da cinética de austenitização em função da taxa de aquecimento, eliminando a necessidade de aplicação de métodos mais complexos. Este tipo de abordagem, apesar da existência de alguma dispersão, pode ser muito útil em ambientes industriais, onde estimativas desta natureza podem auxiliar no planejamento de processo.



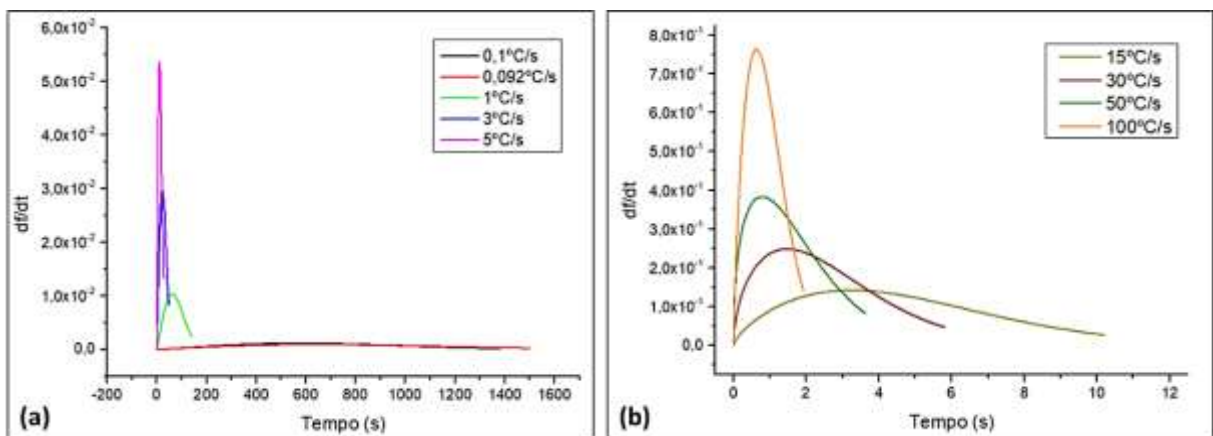


**Figura 3.4:** (a) Parâmetro de ajuste “k” em função da velocidade média ( $v_{0,5}$ ) de transformação austenítica; (b) comparação entre os dados experimentais e a aproximação calculada considerando o valor de k calculado e o “n” médio de 1,81 para a taxa de 30°C/s.

Equação 3:

$$k = a \cdot (V_{0,5})^b$$

A Figura 3.5(a) ilustra o efeito da taxa de aquecimento sobre a velocidade instantânea de austenitização para taxas de 0,092°C/s a 5°C/s enquanto a Figura 3.5(b) para aquelas de 15°C/s a 100°C/s. A partir das discussões acerca da taxa de aquecimento e da velocidade de austenitização, é possível constatar que quanto maior a taxa, maior a velocidade de transformação. Observa-se também que, para todas as taxas de aquecimento, a velocidade de austenitização apresenta um padrão característico: inicia baixa, atinge um valor máximo e depois diminui à medida que o tempo passa. Esse comportamento é descrito por outros autores (Oliveira, 2023; Brooks, 1992) e pode ser atribuído à variação da força motriz para a transformação ao longo do tempo.



**Figura 3.5:** Efeito da taxa de aquecimento sobre a velocidade instantânea ( $df/dt$ ) de austenitização (a) taxas de 0,092°C/s a 5°C/s (b) taxas de 15°C/s a 100°C/s.

Segundo a literatura (Javaheri *et al.*, 2019; Deng *et al.*, 2019; Valdes-Tabernerero *et al.*, 2019), no início da transformação, a força motriz é baixa devido ao pequeno superaquecimento da estrutura original. À medida em que o superaquecimento aumenta, a força motriz também aumenta, o que justifica o rápido crescimento inicial da velocidade de transformação. No entanto, ao passo que a fração transformada aumenta, a força motriz diminui novamente, o que explica a redução subsequente da velocidade de transformação. A referida análise reforça a importância da taxa de aquecimento na cinética de austenitização e destaca a complexidade dos mecanismos envolvidos nesse processo. Esses resultados contribuem para uma melhor compreensão dos fenômenos de transformação de fase em materiais metálicos e podem auxiliar no desenvolvimento de estratégias mais eficazes de tratamentos térmicos.

### **3.3 Efeito da Taxa de Aquecimento sobre o Tamanho de Grão Austenítico (TGA)**

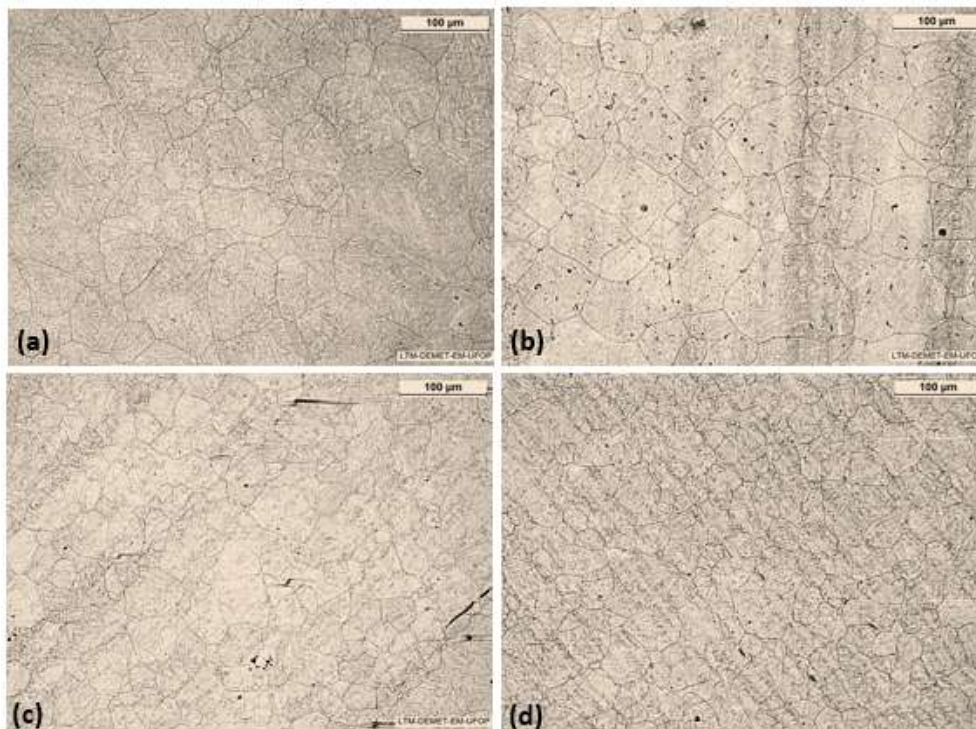
A taxa de aquecimento tem um efeito significativo no tamanho dos grãos de austenita em várias composições químicas de aço. Uma taxa de aquecimento mais alta geralmente resulta em grãos de austenita mais refinados. Javaheri *et al.*, (2018) demonstram que, para um aço baixa liga microligado ao nióbio, uma taxa de aquecimento máxima de 50 °C/s resulta em grãos de austenita notavelmente pequenos e uma microestrutura martensítica final muito refinada após um tratamento térmico de têmpera. De forma semelhante, Liu, Li e Dang (2013) indicam que o tamanho dos grãos de austenita em um aço 300M diminui com o aumento da taxa de aquecimento.

Contraditoriamente, embora um aumento na taxa de aquecimento geralmente reduza o tamanho dos grãos, a relação não é linear e é influenciada por outros fatores, como a temperatura de encharque e a presença de elementos de liga. Por exemplo, Maropoulos, Karagiannis e Ridley (2007) sugerem que a presença de carbonetos de vanádio afeta o crescimento dos grãos, e Hu *et al.*, (2014) observaram que os grãos de austenita crescem rapidamente com o aumento da temperatura de encharque, indicando que a temperatura também desempenha um papel importante. Além disso, alguns autores argumentam que a relação entre a taxa de aquecimento e o tamanho dos grãos de austenita também depende do tempo na temperatura de encharque. Segundo eles, o efeito da temperatura seria exponencial sobre o tamanho de grão austenítico, enquanto em relação ao tempo, o tamanho seria diretamente proporcional à raiz quadrada do tempo.

Em resumo, a taxa de aquecimento é um fator crítico no controle do tamanho dos grãos de austenita, com uma taxa de aquecimento mais alta geralmente levando a grãos menores. No

entanto, essa relação é complexa e pode ser influenciada por outros fatores, como temperatura e tempo de encharque, e a presença de elementos de liga que podem dificultar o crescimento por meio de mecanismos como precipitação e/ou arraste de soluto.

Na Figura 3.6, observa-se, qualitativamente, uma tendência clara de refino dos grãos austeníticos com o aumento da taxa de aquecimento. Esse comportamento é ilustrado pelas taxas de aquecimento de 0,1°C/s, 1°C/s, 30°C/s e 50°C/s, evidenciando a relação entre o refinamento microestrutural e a velocidade de aquecimento.



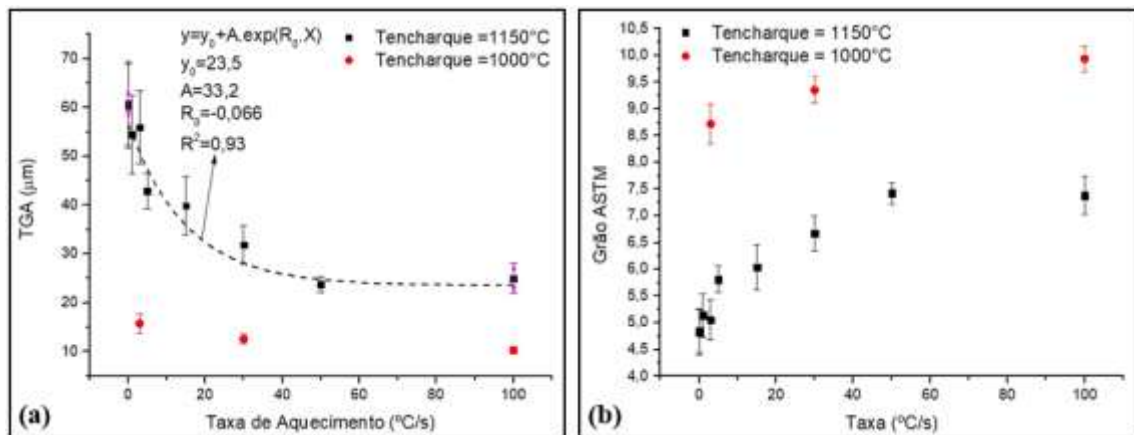
**Figura 3.6:** Comparação entre os tamanhos de grãos austeníticos em amostras aquecidas até 1150°C a (a) 0,1°C/s; (b) 1°C/s; (c) 30°C/s; (d) 50°C/s (MO – 200X – Oxidação Subcrítica).

Esse comportamento pode ser explicado, inicialmente, pelo efeito do aquecimento na etapa de nucleação. O aumento da taxa de aquecimento diminui o raio crítico dos núcleos, favorecendo a taxa de nucleação, o que resulta em um maior número de núcleos estáveis entrando no estágio de crescimento. Essa maior densidade de núcleos, por sua vez, contribui para o refino dos grãos austeníticos.

Além disso, à medida que o aquecimento se torna mais rápido, o tempo disponível para a difusão atômica – necessário para a etapa de crescimento dos grãos – é reduzido, limitando o tamanho final dos grãos. Em contrapartida, taxas de aquecimento mais lentas proporcionam mais tempo para a difusão atômica, permitindo que os grãos cresçam mais antes que a transformação de fase se complete. Portanto, o refinamento dos grãos austeníticos resulta tanto

do favorecimento da nucleação quanto da restrição da difusão em taxas de aquecimento maiores.

A Figura 3.7 ilustra o efeito combinado da taxa de aquecimento e da temperatura de encharque no tamanho de grão austenítico e no número de grão ASTM. Além da taxa de aquecimento, outros fatores desempenham um papel crucial no controle do TGA. Por exemplo, ao comparar as temperaturas de austenitização de 1150°C e 1000°C observa-se que a redução da temperatura de encharque pode ter um efeito significativo no refinamento dos grãos austeníticos. Por exemplo, para uma taxa de aquecimento de 30°C/s, a diminuição da temperatura de encharque de 1150°C para 1000°C resulta em uma redução de quase 60% no tamanho de grão austenítico. Essa diferença é notável e ressalta a importância de se controlar não apenas a taxa de aquecimento, mas também a temperatura de encharque.



**Figura 3.7:** (a) Influência da taxa de aquecimento e temperatura de encharque no TGA; (b) Relação entre número de grão ASTM e taxas de aquecimento a diferentes temperaturas de encharque.

Uma equação de previsibilidade para a cinética de austenitização do aço em estudo foi desenvolvida (Equação 4), considerando a temperatura máxima de 1150°C, evidenciando uma tendência exponencial de refinamento do grão austenítico. Contudo, em taxas de aquecimento muito elevadas, a redução no tamanho dos grãos torna-se menos acentuada. Esse comportamento pode ser explicado pela diminuição do raio crítico de nucleação da austenita, que atinge um valor tão pequeno que leva a uma saturação dos sítios de nucleação disponíveis. Nesse estágio, praticamente todos os sítios preferenciais já estão ocupados, limitando o aumento no número de núcleos estáveis. Portanto, em taxas de aquecimento extremamente altas, a diferença no tamanho dos grãos se estabiliza, o que pode ser atribuído também à restrição significativa da difusão atômica nessas condições (Brooks, 1992; Javaheri *et al.*, 2019; Deng *et al.*, 2019; Valdes-Tabernerero *et al.*, 2019).

Equação 4:

$$y = y_0 + A \cdot \exp(R_0 \cdot X)$$

Altas temperaturas de encharque, como 1150°C, fornecem maior energia térmica ao material, promovendo difusão atômica mais intensa e, conseqüentemente, maior crescimento dos grãos. Além disso, tempos prolongados de encharque aumentam o tempo disponível para a difusão, permitindo um crescimento mais significativo dos grãos. No entanto, ao reduzir a temperatura de encharque para 1000°C, a energia térmica disponível é inferior, mesmo para as menores taxas de aquecimento, o que restringe o crescimento dos grãos. Destaca-se que em função do pequeno número de pontos, não se cogitou ajustar a Equação 4 aos dados experimentais medidos para a temperatura de 1000°C.

Ao correlacionar esses resultados com os dados mostrados na Figura 3.1(b), que apresenta as temperaturas  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ , é possível entender por que o efeito da taxa de aquecimento sobre o TGA se mostrou mais acentuado a 1150°C do que a 1000°C. Em baixas taxas de aquecimento, as temperaturas  $A_{c3}$  são relativamente baixas, o que significa que o aço já está completamente austenítico em temperaturas menores. Por exemplo, a 0,1°C/s, a austenitização completa ocorre por volta de 850°C, enquanto a 100°C/s, essa temperatura se aproxima de 975°C. Isso implica que, ao aquecer até 1150°C, o material submetido a uma menor taxa de aquecimento permanece por um intervalo maior de tempo no estágio de crescimento de grão, recebendo mais energia para a difusão e, conseqüentemente, favorecendo o seu crescimento. Por outro lado, ao reduzir a temperatura de encharque para 1000°C, esse intervalo de tempo na região de crescimento dos grãos é diminuído, limitando o crescimento mesmo para as menores taxas de aquecimento.

Esse comportamento demonstra a importância de controlar tanto a taxa de aquecimento quanto a temperatura de encharque para otimizar o TGA em processos de UFH, especialmente em aplicações onde o refinamento microestrutural é desejado. Portanto, o controle preciso da taxa de aquecimento, juntamente com a temperatura, o tempo de encharque e a presença de elementos de liga que possam restringir a migração de contornos de grão, permite adaptar a microestrutura do aço para aplicações específicas.

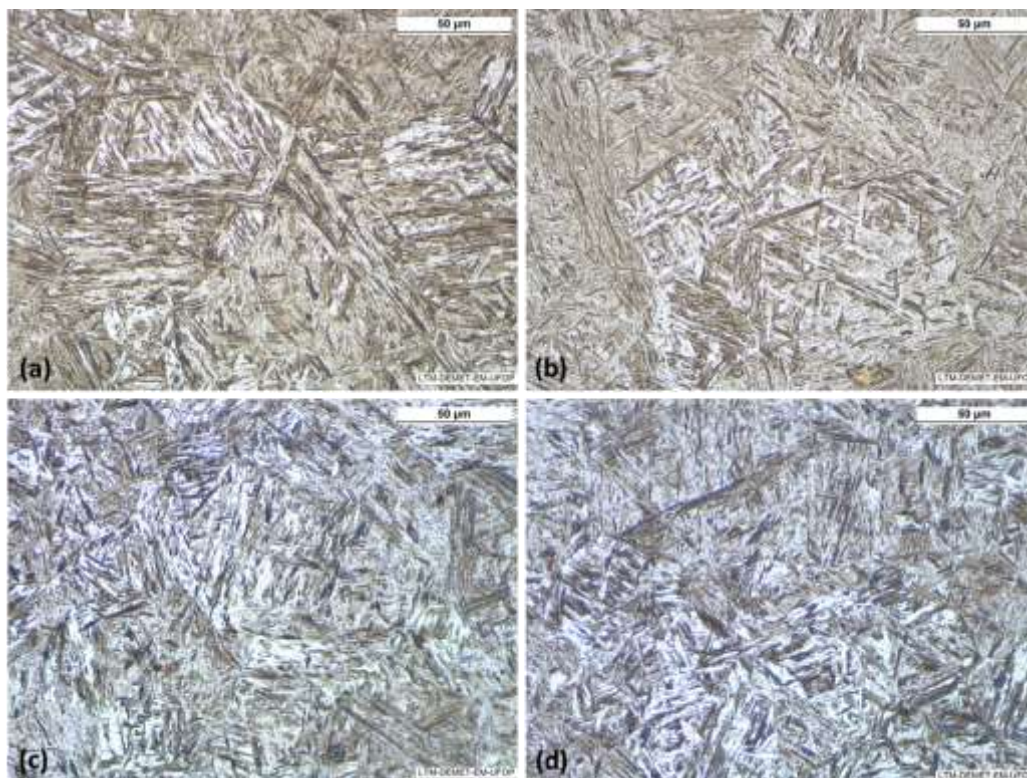
### **3.4 Efeito da Taxa de Aquecimento sobre a Microestrutura e Microdureza de Amostras Temperadas**

A Figura 3.8 apresenta uma comparação entre as microestruturas martensíticas obtidas a partir de amostras aquecidas sob diferentes taxas até 1150°C e temperadas, conforme descrito

na metodologia. Observou-se uma sutil tendência de diminuição do tamanho das agulhas de martensita com o aumento da taxa de aquecimento. Segundo a literatura (Souza, Moreira e Faria, 2020), caso o aumento da taxa de aquecimento promova diminuição do tamanho de grão austenítico e, conseqüentemente, aumento da resistência mecânica dessa fase (Efeito *Hall-Petch*), esperar-se-ia um refino da estrutura martensítica proveniente da têmpera. No entanto, considerando as grandes diferenças entre as taxas de aquecimento, essa tendência parece ser muito pequena ao se observar as microestruturas por microscopia óptica. Assim, para uma caracterização mais detalhada e precisa, é importante o uso de técnicas de microscopia com maior poder de resolução.

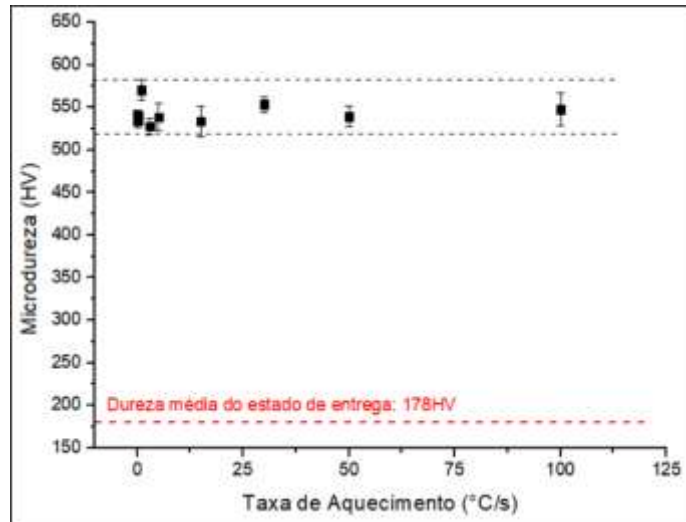
Neste contexto, no que diz respeito à influência da taxa de aquecimento sobre a microestrutura temperada, nas condições estudadas, a análise por microscopia óptica sugere uma diminuição do tamanho das agulhas de martensita com o aumento da taxa de aquecimento. Contudo, para confirmar essa observação, é importante que análises por meio de técnicas de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) em microscópio eletrônico de varredura (MEV) ou microscopia eletrônica de transmissão (MET) sejam realizadas em um trabalho futuro. Esses resultados ressaltam a importância de considerar não apenas a taxa de aquecimento, mas também outros parâmetros do tratamento térmico, como a temperatura final de aquecimento e o tempo de encharque, para uma compreensão mais completa dos efeitos sobre a microestrutura final do material.





**Figura 3.8:** Comparação entre as microestruturas martensíticas de amostras aquecidas até 1150°C a (a) 0,1°C/s; (b) 3°C/s; (c) 15°C/s; (d) 50°C/s (MO – 500X – Nital 4%).

Finalmente, a Figura 3.9 apresenta os valores de microdureza Vickers das amostras submetidas a diferentes taxas de aquecimento até 1150°C e, em seguida, resfriadas a 200°C/s. Segundo a literatura (Digges, 1941; Sheard e Nutting, 1979; Alogab *et al.*, 2007) quanto maior a taxa de aquecimento e, portanto, maior o superaquecimento da estrutura original, menor será o raio crítico de nucleação da austenita. Como consequência, ao final da austenitização em  $A_{c3}$  haverá uma tendência de refino de grão austenítico com o aumento da taxa de aquecimento, conforme mostrado no item 3.3.



**Figura 3.9:** Valores de microdureza Vickers das amostras aquecidas sob diferentes taxas até 1150°C e resfriadas a 200°C/s.

A microdureza não foi sensível para mostrar algum tipo de tendência relacionada ao efeito da taxa de aquecimento sobre as propriedades. No entanto, como a literatura (Banis e Papaefthymiou, 2018; Banis, 2019; Han *et al.*, 2023; Tan, 2022; Souza, Moreira e Faria, 2020) mostra que o refino de grão austenítico pode ser um mecanismo eficiente para aumentar a resistência mecânica em tração e a tenacidade, sugere-se que ensaios complementares sejam feitos para avaliar as referidas propriedades.



## 4 CONCLUSÕES

O aumento da taxa de aquecimento resultou em um aumento significativo, que aparenta seguir uma lei de potência, nas temperaturas críticas  $Ac_1$  e  $Ac_3$  para o aço estudado, assim como no aumento da velocidade de austenitização. Para avaliar este fenômeno foi proposta uma equação de previsibilidade para o aço estudado, apresentando boa aderência aos dados experimentais.

Aliado a isso, o modelo JMAK mostrou boa correspondência com os dados experimentais, com  $R^2$  sempre acima de 0,98 em todos os ajustes. Isso indica que a equação pode prever com boa precisão a cinética de austenitização. Os valores de "n" não variaram significativamente com a taxa de aquecimento, mas a constante "k" aumentou significativamente em relação a este parâmetro, relacionando-se com a velocidade de austenitização por meio de uma lei de potência.

O efeito da taxa de aquecimento sobre o TGA é significativo, influenciando diretamente a microestrutura do aço estudado. A taxa de aquecimento é crucial para controlar o tamanho dos grãos de austenita, com taxas mais altas geralmente resultando em grãos menores. No entanto, essa relação é influenciada por fatores como temperatura e tempo de encharque, além da presença de elementos de liga que podem dificultar o crescimento dos grãos.

Por fim, a análise da influência da taxa de aquecimento sobre a microestrutura temperada, utilizando microscopia óptica, foi considerada pequena nas condições estudadas. Mas, para confirmar essa observação, é necessário que análises por técnicas de caracterização microestrutural com maior poder de resolução, como MEV-EBSD ou MET, sejam realizadas além de ensaios mecânicos complementares. Isso também destaca a importância de se considerar outros parâmetros do tratamento térmico, como a temperatura final de aquecimento, para compreender completamente os efeitos sobre a microestrutura final do material.

## 5 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o efeito da taxa de aquecimento sobre a microestrutura martensítica por meio da utilização de técnicas avançadas como MEV-EBSD e MET.
- Avaliar o efeito da taxa de aquecimento sobre propriedades mecânicas, como tração e tenacidade.
- Utilizar os resultados deste trabalho como dados de entrada (modelos de materiais) em simulações computacionais, por exemplo no software *Ansys*, que descrevam o efeito da taxa de aquecimento sobre a evolução do estado de tensões em materiais de grande espessura, a exemplo de placas de aço ao boro durante aquecimento contínuo em linhas de laminação.

## 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

CHEN, Jiaxing; CUI, Guomin; SHEN, Shuqi. An polymorphic firefly algorithm with self-adaptation strategy for process system heat integration. *Case Studies in Thermal Engineering*, v. 47, p. 103116, 2023. ISSN 2214-157X. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214157X23004227>. Acesso em: 23 jan. 2025. <https://doi.org/10.1016/j.csite.2023.103116>.

LIU, Shengnan; BAI, Xiaoxia; DENG, Shiming; ZHANG, Long; WEI, Minchen. Developing a novel control strategy for frosting suppression based on condensing–frosting performance maps for variable speed air source heat pumps. *Energy and Buildings*, v. 289, p. 113049, 2023. ISSN 0378-7788. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0378778823002797>. Acesso em: 23 jan. 2025. <https://doi.org/10.1016/j.enbuild.2023.113049>.

LI, Lan-Qian; ZHAN, Zi-Ming; HUANG, Ben-Qing; XUE, Shuang-Mei; JI, Chen-Hao; WANG, Rui-Zhe; TANG, Yong-Jian; XU, Zhen-Liang. RO membrane fabricated via a facile modified heat-treating strategy for high-flux desalination. *Journal of Membrane Science*, v. 614, p. 118498, 2020. ISSN 0376-7388. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0376738820310759>. Acesso em: 23 jan. 2025. <https://doi.org/10.1016/j.memsci.2020.118498>.

SHAH, S.; NOOKA, A.; LONIAL, S.; BOISE, L. H. Characterization of Heat Shock Factor 1 in Response to Proteasome Inhibition Unveils a Novel Therapeutic Strategy for Multiple Myeloma Treatment. *Clinical Lymphoma, Myeloma and Leukemia*, v. 15, p. e244-e245, 2015. ISSN 2152-2650. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.clml.2015.07.520>. Acesso em: 23 jan. 2025.

KUMAR, Kaushal; DIXIT, Saurav; HAQ, Md. Zia ul; VATEVA, Khristina Maksudovna; VATIN, Nikolai Ivanovich; REKHA, M.; AWAAR, Vinay Kumar; SINGLA, Atul; JHADE, Srinivas. Revolutionising Heat Treatment: Novel Strategies for Augmented Performance and Sustainability. *E3S Web Conf.*, v. 430, 2023. 15th International Conference on Materials Processing and Characterization (ICMPC 2023), art. 01200. Disponível em: <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202343001200>. Publicado em: 06 out. 2023.

MA, Shuo; YANG, Xiaobin; FU, Liming; SHAN, Aidang. Achieving high strength-ductility synergy in nickel aluminum bronze alloy via a quenching-aging-tempering heat treatment. *Materials Letters*, v. 333, 2023, p. 133661. ISSN 0167-577X. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.133661>. Acesso em: 23 jan. 2025.

WANG, Yawen; YU, Haoran; YU, Mengyuan; LIU, Hui; ZHANG, Bing; WANG, Yuanyuan; ZHAO, Simin; XIA, Qingxin. CD24 blockade as a novel strategy for cancer treatment. *International Immunopharmacology*, v. 121, 2023, p. 110557. ISSN 1567-5769. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.intimp.2023.110557>. Acesso em: 23 jan. 2025.

PENG, Zhen; XU, Xiaoyan; FAN, Pengrong; QIAO, Baoling; XIE, Mingyong; HUANG, Tao; XIONG, Tao. Identification and characterization of a novel pH and heat stable bacteriocin-like substance lactococcin036019 with food preserving potential. *Food Control*, v. 148, 2023, p. 109682. ISSN 0956-7135. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.foodcont.2023.109682>. Acesso em: 23 jan. 2025.

XI, Naiyuan; TANG, Kexin; FANG, Xuwei; LI, Yan; DUAN, Yusong; HUANG, Ke. Enhanced comprehensive properties of directed energy deposited Inconel 718 by a novel integrated deposition strategy. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 141, 2023, p. 42-55. ISSN 1005-0302. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.09.026>. Acesso em: 23 jan. 2025.

BANIS, Alexandros; PAPAETHYMIU, Spyros. Microstructure Characterization of an Ultra-Fast Heated Medium Carbon Chromium-Manganese High Strength Steel. *International Journal of Metallurgy and Metal Physics*, 25 out. 2018. DOI: [10.35840/2631-5076/9221](https://doi.org/10.35840/2631-5076/9221).

BANIS, Alexandros et al. The Effect of Ultra-Fast Heating on the Microstructure, Grain Size and Texture Evolution of a Commercial Low-C, Medium-Mn DP Steel. *Metals*, 9 ago. 2019, v. 9, p. 877. DOI: [10.3390/met9080877](https://doi.org/10.3390/met9080877).

KNIJF, Dorien et al. The influence of ultra-fast annealing prior to quenching and partitioning on the microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 11 mar. 2015, v. 627. DOI: [10.1016/j.msea.2014.12.118](https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.118).

HAN, Jungang et al. Study of the softening behavior of cold-rolled ribbed steel bars under ultra-fast heating. *Journal of Materials Science*, 1 dez. 2023, v. 58, n. 47, p. 17873-17889. DOI: [10.1007/s10853-023-09127-6](https://doi.org/10.1007/s10853-023-09127-6).

TAN, Xiaodong; LU, Wenjun; RAO, Xi. Effect of ultra-fast heating on microstructure and mechanical properties of cold-rolled low-carbon low-alloy Q&P steels with different austenitizing temperature. *Materials Characterization*, v. 191, 2022, p. 112086. ISSN 1044-5803. DOI: [10.1016/j.matchar.2022.112086](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112086).

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. *Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Abordagem Integrada*. Grupo GEN, 2019. E-book. ISBN 9788521636991. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521636991/>. Acesso em: 23 out. 2023.

OLIVEIRA, D. F. M.; FARIA, G. L. de; MOREIRA, P. S. Efeito da microestrutura prévia e da taxa de aquecimento no processo de austenitização de um aço C-Mn-Si aplicado na indústria automotiva. In: 76º Congresso Anual da ABM - Internacional, São Paulo, 2023. p. 2545-2558. ISSN: 2594-5327. DOI:10.5151/2594-5327-39383.

JAVAHERI, V.; KOLLI, S.; GRANDE, B.; PORTER, D. Insight into the induction hardening behavior of a new 0.40% C microalloyed steel: Effects of initial microstructure and thermal cycles. *Materials Characterization*, v. 149, p. 165-183, 2019.

MESHKOV, Y. Y.; PERELOMA, E. V. The effect of heating rate on reverse transformations in steels and Fe-Ni-based alloys. In: PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. (Eds.). *Phase Transformations in Steels: Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations*. Woodhead Publishing, 2012, p. 581-618.

MACEDO, M. Q.; COTA, A. B.; ARAÚJO, F. G. S. The Kinetics of Austenite formation at high heating rates. *Revista Escola de Minas*, v. 64, n. 2, p. 163-167, 2011.

SETTIMI, A. G.; CHUKIN, D.; PEZZATO, L.; GENNARI, C.; BRUNELLI, K.; DABALÀ, M. The impact of high heating rates on the austenitization process of 18NiCrMo5 steel. *Materials Physics and Mechanics*, v. 42, n. 6, p. 717-730, 2019.

MAGALHÃES, C. H. X. M.; CAMPOS, P. H. K.; FARIA, G. L. Efeito da temperatura de austenitização no tamanho de grão austenítico e nas temperaturas de início de transformação de fases em um aço do tipo TRIP 780. In: 75º Congresso da ABM, 2022, São Paulo. Anais... São Paulo: ABM, 2022. p. 58-67.

LOPES, M. M. B.; COTA, A. B. A. Study of isochronal austenitization kinetics in a low carbon steel. *Revista Escola de Minas*, v. 67, n. 1, p. 61-66, 2014.

OLIVEIRA, D. F. M.; FARIA, G. L. de; MOREIRA, P. S. Efeito da microestrutura prévia e da taxa de aquecimento no processo de austenitização de um aço C-Mn-Si aplicado na indústria automotiva. In: 76º Congresso Anual da ABM - Internacional, São Paulo, 2023. p. 2545-2558. ISSN: 2594-5327. doi:10.5151/2594-5327-39383.

ANDRÉS, C. G.; CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ALVAREZ, L. F. Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*, v. 48, p. 101-111, 2002.

SHAHRIARI, B.; VAFAEI, R.; SHARIFI, E.M.; FARMANESH, K. Continuous cooling transformation behavior and the kinetics of bainite formation in a bainitic-martensitic steel. *International Journal of Materials Research*, v. 108, p. 715-724, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 12 p.

RIOS, M. C. G.; FARIA, G. A.; FARIA, G. L. Estudo da influência de parâmetros de medição sobre a representatividade e dispersão dos resultados do ensaio de microdureza Vickers. In: 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 6-10 nov. 2016, Natal, RN. Anais... Natal, RN, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. E384 – 17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2017. 40 p.

FARIA, G.; CARDOSO, R.; MOREIRA, P. Development of an Oxidation Method for Prior Austenite Grain Boundary Revelation. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, v. 5, p. 533–541, 2018.

LELIS, A. J. D. Proposição e avaliação da eficácia de um método de contraste por oxidação subcrítica para revelação de grãos austeníticos prévios em aços. 2022. 42 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2022.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. E112 – 13: Standard Test Method for Determining Average Grain Size. West Conshohocken: ASTM International, 2021. 28 p.

ZORIN, A. I. et al. Production of Boron-Bearing Grades of Steel with a Regulated Sulfur Content at the Chelyabinsk Metallurgical Plant. *Mettalurgist*, [S.l.], v. 49, p. 34, jan. 2005.

OLIVEIRA, D. F. M. Efeito da microestrutura prévia e da taxa de aquecimento sobre as cinéticas de austenitização e das transformações sob resfriamento contínuo em um aço de aplicação automotiva. Relatório de Iniciação Científica PIBITI/CNPq. Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2022.

Hernández-Morale B, Vázquez-Gómez O, López-Martínez E, Vergara-Hernández HJ, Olmos L. Effect of Heating Rate and Silicon Content on Kinetics of Austenite Formation during Continuous Heating. *MSF*. 2014;783-786:771–776.

Porter DA, Easterling KE, Sherif MY. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. 3rd. ed. Boca Roton: CRC Press-Taylor & Francis Group; 2009. 520 p.

Pang EL, Vo NQ, Philippe T, Voorhees PW. Modeling interface-controlled phase transformation kinetics in thin films. *J Appl Phys*. 2015;117(17):175304.

Cardoso R, Faria G. Characterization of Austenite Decomposition in Steels with Different Chemical Concepts and High Potential to Manufacture Seamed Pipes for Oil and Gas Industry. *Materials Research*. 2019;22. doi:10.1590/1980-5373-mr-2019-0378.

Brooks CR. *Principles of the Austenitization of Steels*. London: Elsevier Science Publishers; 1992. 217 p.

Deng YG, Li Y, Di H, Misra RDK. Effect of Heating Rate during Continuous Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Dual-Phase Steel. *JMEP*. 2019;28(8):4556-4564.

Valdes-Taberner MA, Celada-Casero C, Sabirov I, Kumar A, Petrov RH. The effect of heating rate and soaking time on microstructure of an advanced high strength steel. *Mater Charact*. 2019;155:109822.

SOUZA, S.; MOREIRA, P.; FARIA, G. L. Austenitizing Temperature and Cooling Rate Effects on the Martensitic Transformation in a Microalloyed-Steel. *Materials Research*, v. 23, 2020. doi:10.1590/1980-5373-mr-2019-0570.

Digges TG. Influence of Austenite Grain Size on the Critical Cooling Rate of High Purity Iron-Carbon Alloys. *Trans. ASM*. 1941;29:285.

Sheard G, Nutting J. Examination of recrystallization and grain growth of austenite with the photoemission electron microscope. *Metal Science*. 1979;13(3–4):131–135. doi:10.1179/msc.1979.13.3-4.131.

Alogab K, Matlock D, Speer J, Kleebe HJ. The Effects of Heating Rate on Austenite Grain Growth in a Ti-modified SAE 8620 Steel with Controlled Niobium Additions. *Isij International*. 2007;47:1034-1041. doi:10.2355/isijinternational.47.1034.

JAVAHERI, V.; KHODAEI, N.; NYO, T.; PORTER, D. A. Induction Hardening of a 0.40 % C Novel Microalloyed Steel: Effects of Heating Rate on the Prior Austenite Grain Size. *Materials Science Forum*, v. 941, p. 64–70, 2018. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.941.64>.

LIU, Y. G.; LI, M. Q.; DANG, X. L. Effect of Heating Temperature and Heating Rate on Austenite in the Heating Process of 300M Steel. *Materials Science Forum*, v. 749, p. 260–267, 2013. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.749.260>.

MAROPOULOS, S.; KARAGIANNIS, S.; RIDLEY, N. Factors affecting prior austenite grain size in low alloy steel. *Journal of Materials Science*, v. 42, p. 1309–1320, 2007. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-1191-4>.

HU, K. H.; LIU, X. D.; FENG, G. W.; HAN, R. D. The Effect of Heating Process on Strength and the Original Austenite Grain Size of Hot Forming Parts. *Advanced Materials Research*, v. 1063, p. 28–31, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.1063.28>.