



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 DE UMA CONDIÇÃO DE AUSTENITIZAÇÃO INTERCRÍTICA SOBRE
A DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA SOB RESFRIAMENTO CONTÍNUO EM
UM AÇO DUAL PHASE BAIXO CARBONO**

Caio Eduardo de Paula

Ouro Preto, agosto de 2025.

Caio Eduardo de Paula

**“Efeito de uma Condição de Austenitização Intercrítica sobre a
Decomposição da Austenita sob Resfriamento Contínuo em um Aço Dual
Phase Baixo Carbono”**

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 Engenheiro Metalúrgico.

Orientador: Prof. Dr. Geraldo Lúcio de Faria

Coorientador: Gabriel Martins Chaves Barbosa

Ouro Preto, agosto de 2025.

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

P324e Paula, Caio Eduardo de.

Efeito de uma condição de austenitização intercrítica sobre a decomposição da austenita sob resfriamento contínuo em um aço dual phase baixo carbono. [manuscrito] / Caio Eduardo de Paula. - 2025.
59 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientador: Prof. Dr. Geraldo de Faria.

Coorientador: Gabriel Barbosa.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto.
Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Aço - Dual Phase. 2. Aço - Tratamento térmico - Austenitização Intercrítica. 3. Transformações de fase (Física estatística). 4. Aço - Metalurgia - Dilatometria. I. Faria, Geraldo de. II. Barbosa, Gabriel. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 669.01

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



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO
REITORIA
ESCOLA DE MINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE
MATERIAIS



FOLHA DE APROVAÇÃO

Caio Eduardo de Paula

Efeito de uma condição de austenitização intercrítica sobre a decomposição da austenita sob resfriamento contínuo em um aço dual-phase baixo carbono

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

Aprovada em 27 de agosto de 2025

Membros da banca

Dr. Geraldo Lúcio de Faria - Orientador - Universidade Federal de Ouro Preto
Eng. Gabriel Martins Chaves Barbosa - Coorientador - Rede Temática em Engenharia de Materiais
Dr. Charles Henrique Xavier Morais Magalhães - 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 28/08/2025



Documento assinado eletronicamente por **Geraldo Lucio de Faria, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 28/08/2025, às 15:19, 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, informando o código verificador **0959195** e o código CRC **F1674D87**.

“A persistência é o caminho do êxito”

(Charles Chaplin)

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela vida, pela força nos dias difíceis e pela serenidade nas decisões.

À minha mãe, Fernanda, pelo carinho incansável e pela fé que nunca vacilou; ao meu pai, Edgard, pelo exemplo de trabalho e honestidade; e aos meus irmãos, Julia, Eduarda e Cauã, pela parceria e por celebrarem comigo cada pequena conquista. À Julia, minha companheira, pela paciência, compreensão e incentivo constantes — sua presença tornou o caminho mais leve.

À Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP), pelo ensino público, gratuito e de qualidade que transforma vidas. Ao DEMET, pela formação sólida e pelas oportunidades de aprendizado. Ao LTM, pela infraestrutura e pelo suporte técnico indispensável ao desenvolvimento deste trabalho.

Um agradecimento especial ao meu orientador, Geraldo Faria, pela orientação segura, pelas discussões exigentes e pela confiança depositada. Ao Gabriel, mestrando e coorientador, pelo suporte cotidiano, pelas sugestões precisas e pela disponibilidade em cada etapa.

Ao CNPq, pelo apoio financeiro que viabilizou parte dos ensaios e experimentos aqui apresentados.

Por fim, a todos que, de alguma forma, contribuíram para esta conquista: muito obrigado. Este trabalho é fruto de esforço, confiança e perseverança compartilhados.

RESUMO

A demanda por aços *Dual Phase* (DP) com elevada resistência mecânica, boa conformabilidade e menor peso tem impulsionado rotas termo-mecânicas capazes de modular as frações e distribuição de fases. Este trabalho avaliou, em um DP de ultra-baixo carbono, o efeito de uma austenitização intercrítica (AI) sobre a decomposição da austenita sob resfriamento contínuo, integrando simulações cinéticas, dilatométrica, microscopia óptica e microdureza. Foram investigadas duas condições: austenitização completa a 870 °C e intercrítica a 760 °C ($\approx 25\%$ de austenita), seguidas de resfriamentos entre 3 e 100 °C/s. A condição de austenitização completa gerou austenita essencialmente homogênea e de menor teor de soluto, que se transformou por mecanismos difusionais em temperaturas mais altas; com o aumento da taxa, observou-se a transição para bainita e martensita, com início de transformação martensítica (M_i) experimental de 360 °C em 100 °C/s, muito próximo do valor simulado (352 °C). Já a austenitização intercrítica produziu uma fração de austenita mais refinada e possivelmente enriquecida em C/Mn, elevando a temperabilidade e deslocando para temperaturas menores os inícios de formação de ferrita e bainita, além de reduzir M_i ; por ser uma liga com baixo teor de Si, sob resfriamentos lentos, a facilidade de precipitação de cementita ampliou a janela perlítica. Os diagramas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) refletiram esses comportamentos e as microestruturas confirmaram as previsões: em taxas baixas (≈ 3 °C/s), predominaram transformações difusionais a partir da austenita; em taxas elevadas ($\geq 50\text{--}100$ °C/s), formaram-se majoritariamente martensita/austenita retida e bainita sobre uma matriz ferrítica significativa (compatível com a fração inicial $\approx 75\%$ de ferrita na AI). As simulações capturaram bem a tendência na austenitização completa; para a intercrítica, diferenças residuais decorreram de simplificações do modelo (austenita tratada como homogênea/plenamente formada, desconsiderando efeitos interfaciais e gradientes locais de composição). Conclui-se que a escolha de diferentes temperaturas de austenitização combinada à taxa de resfriamento é ferramenta efetiva para modificar o diagrama de TRC deslocando as curvas de início de formação ferrítica, bainítica e martensítica, refinando a microestrutura e, por consequência, influenciando as propriedades mecânicas essenciais para sua aplicação na indústria automotiva.

Palavras-Chave: Aço *Dual Phase*. Austenitização Intercrítica. Transformações de Fase. Dilatometria.

ABSTRACT

The demand for Dual Phase (DP) steels with high mechanical strength, good formability, and reduced weight has driven thermo-mechanical routes capable of tailoring phase fractions and distributions. This study evaluated, in an ultra-low carbon DP steel, the effect of intercritical austenitizing on austenite decomposition under continuous cooling, integrating kinetic simulations, dilatometry, optical microscopy, and microhardness. Two conditions were investigated: full austenitizing at 870 °C and intercritical austenitizing at 760 °C ($\approx 25\%$ austenite), followed by cooling rates between 3 and 100 °C/s. Full austenitizing produced essentially homogeneous, low-solute austenite that transformed through diffusional mechanisms at higher temperatures; as the cooling rate increased, a transition to bainite and martensite was observed, with an experimental martensite start (M_s) of 360 °C at 100 °C/s, very close to the simulated value (352 °C). In contrast, intercritical austenitizing produced a finer austenite fraction, likely enriched in C/Mn, which increased hardenability and shifted the ferrite and bainite start temperatures to lower values, while reducing M_s . Due to the low Si content of the alloy, slow cooling promoted cementite precipitation, widening the pearlitic region. The continuous cooling transformation (CCT) diagrams reflected these behaviors, and the resulting microstructures confirmed the predictions: at low cooling rates (≈ 3 °C/s), diffusional transformations from austenite predominated; at high cooling rates (≥ 50 –100 °C/s), martensite/retained austenite and bainite formed over a significant ferritic matrix (consistent with the initial $\approx 75\%$ ferrite fraction in IA). Simulations captured the trend under full austenitizing; for the intercritical condition, residual differences arose from model simplifications (austenite treated as homogeneous/fully formed, neglecting interfacial effects and local composition gradients). It is concluded that selecting different austenitizing temperatures combined with cooling rate is an effective tool to modify the CCT diagram by shifting the start of ferrite, bainite, and martensite formation, refining the microstructure and, consequently, influencing the key mechanical properties required for automotive applications.

Keywords: Dual Phase Steel. Intercritical Austenitizing. Phase Transformations. TRC diagrams. Dilatometry.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Microestrutura típica de um aço <i>dual-phase</i> observada em MEV (600x), evidenciando matriz ferrítica (regiões escuras) e ilhas de martensita (regiões claras)	13
Figura 1.2 - Microestrutura típica de aço <i>dual-phase</i> (DP) em MEV, com matriz ferrítica (regiões escuras) e segunda fase composta por bainita e martensita distribuída entre os grãos de ferrita (regiões claras). de um aço DP, com matriz ferrítica e bainita distribuída entre as matrizes.....	14
Figura 1.3 - Evolução da fração de martensita (VM) e da dureza para diferentes tratamentos de austenitização.....	16
Figura 2.1 - Figura esquemática ilustrando a geometria e as dimensões dos corpos de prova de dilatométrica utilizados neste trabalho.....	21
Figura 2.2 – Fotografia de um corpo de prova de dilatométrica com um termopar do tipo K soldado à superfície.....	22
Figura 2.3 - Ciclo térmico de austenitização completa para determinação experimental do diagrama TRC do aço estudado.....	23
Figura 2.4 - Ciclo térmico de austenitização intercrítica para determinação experimental do diagrama TRC do aço estudado.....	23
Figura 3.1 - Micrografias ópticas do aço em estado de entrega: (a) 500x; (b) 1000x; ataque Nital 4%. Microestrutura composta por matriz ferrítica (regiões brancas) e ilhas de MA (cinza-claro)	26
Figura 3.2 - Diagrama de fases no equilíbrio do aço estudado.....	29
Figura 3.3 - Efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre a fração de austenita e o teor de carbono em solução sólida na referida fase.....	31
Figura 3.4 - Efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre a fração de austenita e o teor de manganês em solução sólida na referida fase.....	32
Figura 3.5 – Diagramas TRC simulados para o aço estudado a partir das temperaturas de austenitização de (I) 870 °C, (II) 800 °C, (III) 760 °C e (IV) 720 °C.....	34
Figura 3.6 - Curvas de variação do comprimento relativo versus temperatura para determinação das temperaturas críticas de transformação na condição de	

austenitização completa: A) 3°C/s, B) 10°C/s, C) 25°C/s, D) 50°C/s, E) 100°C/s	37
Figura 3.7 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 3°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, MA-Martensita/Austenita Retida)	38
Figura 3.8 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 10°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida)	39
Figura 3.9 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 25°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida)	39
Figura 3.10 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 50°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida)	41
Figura 3.11 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 100°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% FP-Ferrita Poligonal, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida	41
Figura 3.12 - Curvas de variação do comprimento relativo versus temperatura para determinação das temperaturas críticas de transformação na condição de austenitização intercrítica: A) 3°C/s, B) 10°C/s, C) 25°C/s, D) 50°C/s, E) 100°C/s.	44
Figura 3.13 - Micrografias ópticas da amostra parcialmente austenitizada a 760 °C e resfriada em diferentes taxas: (a–b) 3 °C/s, (c–d) 10 °C/s, (e–f) 25 °C/s, (g–h) 50 °C/s, (i–j) 100 °C/s, ampliadas a 500X e 1000X	45
Figura 3.14 - Representação esquemática da austenitização completa e intercrítica, indicando a diferença de teor de carbono na fase austenita em comparação ao teor global da liga	47
Figura 3.15 - Diagrama TRC experimentalmente determinado para a condição de austenitização completa à 870°C	48
Figura 3.16 - Diagrama TRC experimentalmente determinado para a condição de austenitização completa à 870°C	49

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Composição química do aço <i>Dual Phase</i> estudado (% em peso).	26
Tabela 3.2 – Valores de microdureza Vickers obtidos para o aço estudado em seu estado de entrega, com média aritmética e desvio padrão	28
Tabela 3.3 – Temperaturas de austenitização selecionadas para simulação TRC, com respectivas frações de austenita e teores de C e Mn em solução sólida obtidos por simulação termodinâmica.....	33

LISTA DE SÍMBOLOS

- A_1 – temperatura crítica de transição $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \alpha + \gamma$ no equilíbrio.
- A_3 – temperatura crítica de transição $\alpha + \gamma \rightarrow \gamma$ no equilíbrio.
- A_{e1} – temperatura de equilíbrio do início da formação de perlita (ponto eutetoide).
- A_{e3} – temperatura de equilíbrio do fim da região α/γ (limite superior para γ).
- A_{c1} – temperatura crítica $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \alpha + \gamma$ fora do equilíbrio (aquecimento).
- A_{c3} – temperatura crítica $\alpha + \gamma \rightarrow \gamma$ fora do equilíbrio (aquecimento).
- A_{r1} – temperatura de reação eutetoide $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ no resfriamento.
- A_{r3} – temperatura crítica $\gamma \rightarrow \alpha$ no resfriamento.
- F_i – temperatura de início de ferrita (em TRC/CCT).
- B_i – temperatura de início de bainita (em TRC/CCT).
- M_i – temperatura de início da martensita (em TRC/CCT).
- M_f – temperatura de término da martensita (em TRC/CCT).
- α – ferrita.
- γ – austenita.
- α/γ – interface ferrita/austenita.
- Fe_3C – cementita.
- MA (M/A) – martensita/austenita retida.
- B – bainita.
- P – perlita.
- FP – ferrita poligonal.
- $\Delta L \times T$ – variação de comprimento em função da temperatura (dilatometria).
- $\Delta L/L_0$ – variação relativa de comprimento.
- L_0 – comprimento inicial do corpo de prova de referência (dilatometria).

NOMENCLATURA

DP – *Dual Phase*.

AHSS – *Advanced High Strength Steels*.

HSLA – *High Strength Low Alloy Steels*.

TRC – Transformação por Resfriamento Contínuo.

CCT – *Continuous Cooling Transformation*.

TRIP – *Transformation Induced Plasticity*.

TWIP – *Twinning Induced Plasticity*.

MO – Microscopia Óptica.

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura.

MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão.

EBSD – *Electron Backscatter Diffraction*.

IA – Austenitização Intercrítica.

HV – Dureza Vickers (escala HV).

UFOP – Universidade Federal de Ouro Preto.

EM – Escola de Minas.

DEMET – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

LTM – Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica.

VM – Fração volumétrica de martensita

FB – Ferrita/bainita

FM – Ferrita/martensita

EV - *Electric Vehicles*

BEV – *Battery Electric Vehicle*

HEV – *Hybrid Electric Vehicle*

PHEV - *Plug-in Hybrid Electric Vehicle*

SUMÁRIO

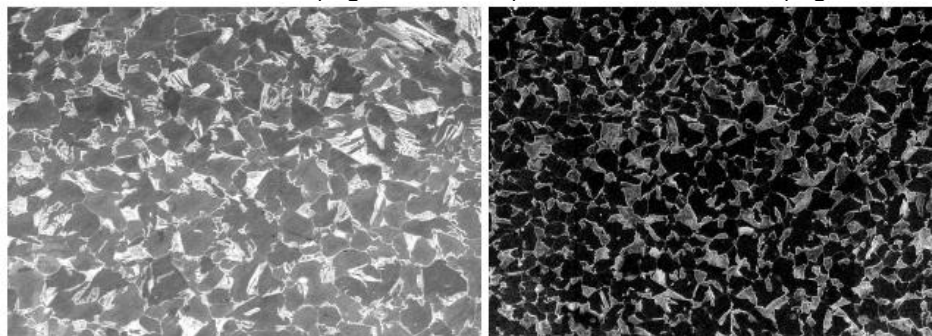
1	INTRODUÇÃO	13
2	MATERIAIS E MÉTODOS	18
2.1	Materiais	18
2.2	Procedimentos Experimentais	18
2.2.1	Análise Química	18
2.2.2	Análise Microestrutural	19
2.2.3	Ensaio de Microdureza Vickers	20
2.2.4	Simulação MatCalc: determinação dos diagramas de fases no equilíbrio e cálculo estimado dos diagramas TRC	20
2.2.5	Determinação experimental dos diagramas TRC.....	20
3	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	25
3.1	Caracterização do Estado de Entrega	25
3.1.1	Caracterização química	25
3.1.2	Caracterização microestrutural.....	26
3.1.3	Microdureza Vickers	27
3.2	Simulação Termodinâmica Computacional: Determinação do Diagrama de Fases no Equilíbrio e Cálculo Estimado de Diagramas TRC em Função da Temperatura de Austenitização.....	27
3.3	Determinação Experimental dos Diagramas TRC	35
3.3.1	Austenitização completa.....	36
3.3.2	Austenitização intercrítica.....	42
3.4	Análise comparativa dos diagramas TRC simulados e experimentais	47
4	CONCLUSÕES	50
5	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	52

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novos materiais tem se intensificado com o objetivo de oferecer propriedades superiores às disponíveis anteriormente. Em grande parte, de ajustes microestruturais realizados nesses materiais. Nesse contexto, as últimas décadas foram marcadas pela consolidação dos aços avançados de alta resistência (AHSS) como referência no setor de conformação de chapas metálicas. (Mazaheri *et al.*, 2025).

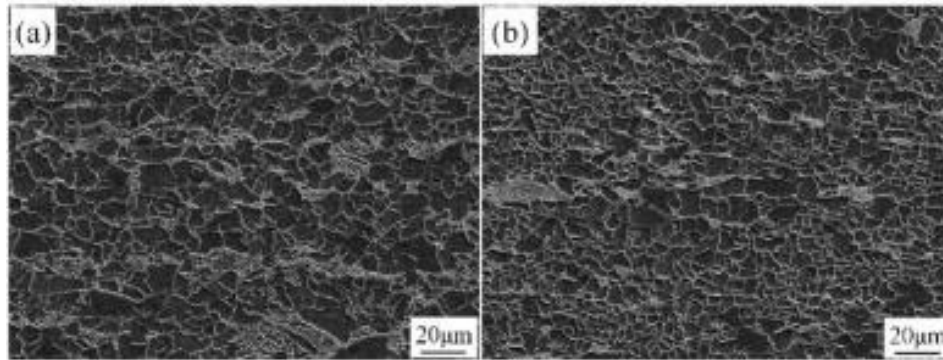
Os aços *Dual Phase* (DP), entre os primeiros AHSS, tem um processamento simples e microestrutura clássica de ferrita-martensita que proporciona uma alta resistência à tração e um alto coeficiente de encruamento nos momentos iniciais de deformação, proporcionando para a indústria automotiva uma liga atrativa para conformação de chapas (Tasan *et al.*, 2015, Liu *et al.*, 2023). Além da configuração clássica dos aços DP formados por ferrita-martensita (FM) apresentados pela Figura 1.1, a literatura contemporânea registra variantes com a presença de aços DP ferrita-bainita (FB) como uma rota distinta de obtenção DP (Figura 1.2). Em termos comparativos, a configuração FM tende a maximizar a resistência e o encruamento inicial porém a transformação gera elevada densidade de discordâncias e tensões residuais que podem penalizar a ductilidade uniforme; já a FB entrega combinações de resistência mecânica e ductilidade com propriedades sensíveis à fração e a morfologia da bainita (Shao *et al.*, 2025).

Figura 1.1 - Microestrutura típica de um aço dual-phase observada em MEV (600x), evidenciando matriz ferrítica (regiões escuras) e ilhas de martensita (regiões claras).



Fonte: Braz *et al.*, (2006)

Figura 1.2 - Microestrutura típica de aço dual-phase (DP) em MEV, com matriz ferrítica (regiões escuras) e segunda fase composta por bainita e martensita distribuída entre os grãos de ferrita (regiões claras).



Fonte: Shao *et al.*, (2025)

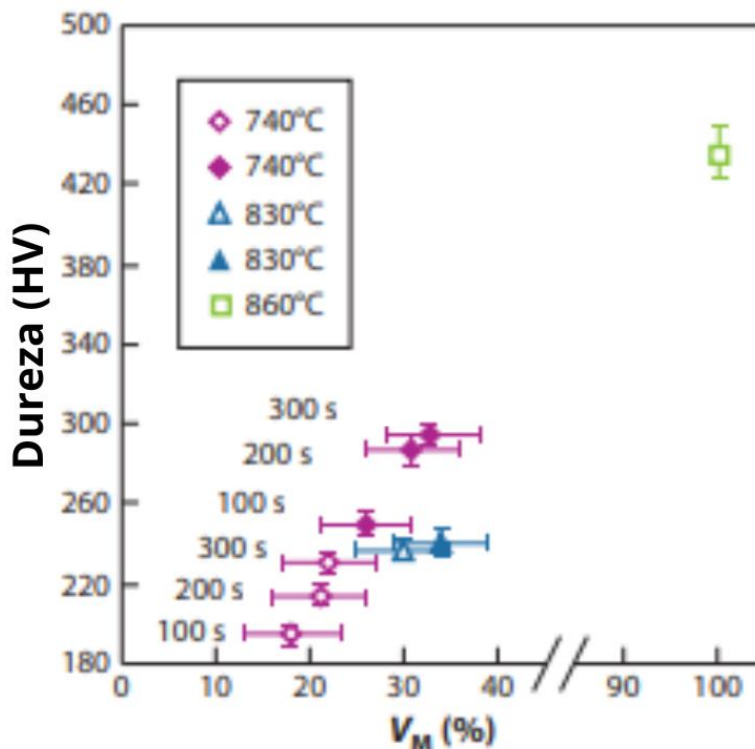
A evolução dos aços *Dual Phase* tem sido impulsionada principalmente pelas demandas da indústria automotiva, que busca materiais com elevada resistência mecânica e baixo peso para melhorar a eficiência energética e reduzir as emissões de carbono, alinhando-se às exigências ambientais globais (Badkoobeh *et al.*, 2022; Tasan *et al.*, 2015). Esse papel permanece decisivo na atual transição para veículos eletrificados, que incluem veículos elétricos a bateria (BEVs), híbridos (HEVs) e híbridos plug-in (PHEVs). Embora esses veículos reduzam substancialmente as emissões na fase de uso, seu processo produtivo tende a aumentar a pegada ambiental em outras categorias de impacto e a intensificar a demanda por matérias-primas críticas, como lítio, níquel e cobalto. O conceito de *lightweighting* refere-se à redução da massa de produtos ou componentes por meio da seleção de materiais, da otimização geométrica e do aperfeiçoamento de processos com o intuito de elevar o desempenho mecânico global do material de modo que cada elemento do sistema utilize o material mais adequado para a sua aplicação (National Research Council, 2011). Nesse contexto, o *lightweighting* permanece uma das estratégias mais eficazes para maximizar a eficiência energética e a autonomia dos EVs, uma vez que a redução de massa do corpo do veículo não só diminui o consumo de energia em operação, mas também possibilita reduções secundárias de peso em sistemas como baterias, suspensões e freios (Cimprich, Sadayappan e Young, 2023; Candela *et al.*, 2024). A relação entre resistência e redução de massa é direta: à medida que se desenvolvem chapas de aço com maior resistência à tração, é possível utilizar espessuras menores para atender aos requisitos estruturais de

segurança veicular, resultando na redução significativa do peso total do automóvel (Baluch, Udin e Abdullah, 2014).

Nesse contexto, otimizar a microestrutura dos aços DP refere-se, principalmente, ao ajuste fino das frações relativas de ferrita e martensita, de modo a alcançar um balanço ideal entre resistência mecânica e ductilidade. A ferrita proporciona boa conformabilidade e tenacidade, enquanto a martensita é responsável pelo aumento da resistência mecânica. Diversos estudos mostram que a variação controlada dessas frações, por meio de parâmetros como temperatura de austenitização, tempo de encharque e taxa de resfriamento, permite modular as propriedades finais do material (Gregui, 2017). Além da fração de fases, a morfologia, a dispersão e o tamanho dos constituintes também são aspectos microestruturais que impactam diretamente a performance do aço, podendo ser manipulados para aplicações específicas na indústria automotiva (Roodgari, Jamaati e Jamshidi, 2021; Oliveira, 2023).

Em altas temperaturas durante o processo de austenitização intercrítica, a evolução da microestrutura é dominada pela austenitização, a qual é fortemente influenciada pela temperatura de encharque. Durante o processo de austenitização, a austenita nucleia preferencialmente nas regiões perlíticas porque a cementita se dissolve e libera carbono; esse carbono difunde rapidamente para os núcleos, enriquecendo a fase γ e reduzindo a barreira de nucleação e favorecendo o crescimento inicial da austenita. Por outro lado, em menores temperaturas de austenitização intercrítica, os mecanismos de recuperação e recristalização da ferrita tornam-se predominantes. Esse comportamento é refletido nas propriedades mecânicas do material após a têmpera, como evidenciado na Figura 1.3, que mostra que a dureza da martensita se eleva conforme o teor de carbono na austenita aumenta. Essa interação entre a composição química e as condições de tratamento térmico desempenha um papel importante na caracterização do desempenho mecânico do aço *Dual-Phase* (Tasan *et al.*, 2015).

Figura 1.3 - Evolução da fração de martensita (VM) e da dureza para diferentes tratamentos de austenitização



Fonte: Adaptado de Tasan *et al.*, (2015)

A temperatura de austenitização intercrítica (AI) governa simultaneamente a fração de austenita formada e a sua química (C e Mn), refletindo tanto na fração de martensita após o resfriamento quanto no teor de carbono dessa martensita. Durante a AI, a austenita se enriquece em C e Mn, o que retarda transformações difusionais durante o resfriamento contínuo e tende a reduzir a M_i (Magalhães, Corrêa e Faria, 2024). Entretanto, elevar a temperatura de AI aumenta a fração de austenita e, por efeito de “diluição”, diminui as concentrações médias de C e Mn na austenita intercrítica, alterando sua estabilidade; ou seja, cresce a fração de γ , mas com menor enriquecimento em solutos (Pimenta, 2021).

Apesar dos avanços significativos, ainda há lacunas na literatura quanto ao mapeamento sistemático do efeito da temperatura de austenitização intercrítica nas transformações de fase em aços DP, especialmente aqueles com ultrabaixo carbono (Liu *et al.*, 2023). Estudos detalhados sobre esse tema são fundamentais para fornecer bases científicas que possam alavancar inovações no processamento desses materiais, contribuindo para o desenvolvimento de soluções mais eficientes e sustentáveis.

Nesse contexto, a presente monografia se propôs a analisar a influência da temperatura de austenitização intercrítica na decomposição da austenita sob resfriamento contínuo de um aço *Dual Phase* ultrabaixo carbono (0,07%) atualmente utilizado para a fabricação de rodas automotivas. Para este fim, buscou-se caracterizar as transformações de fases nesse material por meio do diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC) e avaliação das microestruturas resultantes comparando, especialmente, um cenário de austenitização completa com um de austenitização intercrítica.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

O material de estudo e análise nesta monografia foi um aço *Dual Phase* ultrabaixo carbono com baixa temperabilidade utilizado atualmente na indústria automobilística para a fabricação de rodas automotivas. As amostras de aço utilizadas neste trabalho foram amostradas em uma etapa intermediária do processo de laminação à quente resfriadas ao ar forçado. Elas foram coletadas a partir de uma chapa com 4mm de espessura e, a partir dela, todos os corpos de prova utilizados neste trabalho foram usinados.

2.2 Procedimentos Experimentais

Os experimentos foram executados nas instalações do Laboratório de Tratamentos Térmicos e de Microscopia Óptica (LTM) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da Escola de Minas (EM), na Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP). Os principais procedimentos que foram desenvolvidos para realização do seguinte estudo estão descritos abaixo:

- Análise Química;
- Análise Microestrutural;
- Ensaio de Microdureza Vickers
- Simulação *MatCalc*: Determinação do Diagrama de Fases no Equilíbrio e cálculo estimado de diagramas TRC em função da temperatura de austenitização;
- Determinação experimental de Diagramas TRC (austenitização completa e intercrítica)
- Análise Final dos Resultados

2.2.1 Análise Química

A análise química do aço foi realizada utilizando duas técnicas complementares. Primeiramente, uma amostra representativa do aço foi submetida à determinação das concentrações de carbono e enxofre utilizando o equipamento LECO-CS844, que opera por absorção de infravermelho após

fusão. Este equipamento utiliza a técnica de combustão, onde a amostra é queimada em uma corrente de oxigênio purificado, resultando na oxidação do carbono para dióxido de carbono (CO_2) e do enxofre para dióxido de enxofre (SO_2). Os gases resultantes são então analisados por células de infravermelho não dispersivo (NDIR), permitindo a detecção precisa dos elementos.

Em seguida, para a quantificação dos demais elementos químicos presentes na amostra, foi empregado o espectrômetro de emissão óptica Thermo ARL-4460. O ARL-4460 utiliza um *polichromador* de vácuo *Paschen-Runge* o que permite a determinação de até 60 elementos simultaneamente em cerca de 50 segundos com limites de detecção adequados para o material.

2.2.2 Análise Microestrutural

Para a análise microestrutural do aço estudado, foram empregados procedimentos de preparação metalográfica de acordo com a norma ASTM E3-11 (2017) em dois momentos do trabalho: (i) para a caracterização do estado de entrega do material; e (ii) para a caracterização de amostras provenientes dos ciclos térmicos de dilatométrica, utilizadas na determinação dos diagramas de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC). Em ambos os casos, a superfície analisada correspondeu à seção transversal ao sentido de laminação.

Inicialmente, as amostras foram seccionadas na seção transversal utilizando cortadeira de bancada AROTEC, com refrigeração por óleo solúvel em água para evitar superaquecimento durante o corte. Em seguida, as superfícies passaram por desbaste em lixadeira elétrica Duomet Belt Surfer da fabricante Buehler e por lixamento manual com lixas de carboneto de silício, mantendo-se água corrente durante todo o processo para controlar a temperatura e remover resíduos abrasivos. Para eliminar riscos remanescentes e obter acabamento espelhado, procedeu-se ao polimento com suspensão de alumina de 1 μm (micrômetro) por 10 min, seguido de pasta de diamante de 1 μm e 0,25 μm , em politrizes Aropol 2V-PU (AROTEC). Após a preparação, as amostras foram atacadas com Nital 4% para revelação da microestrutura e, por fim, submetidas à microscopia óptica em LEICA DM2700M para aquisição das imagens.

2.2.3 Ensaios de Microdureza Vickers

Uma amostra representativa do aço em seu estado de entrega foi submetida a dez medições aleatórias de microdureza Vickers em sua seção transversal para a determinação da dureza média da amostra por média aritmética. Para este fim, um microdurômetro digital PANTEC modelo HXD 1000TM com cargas de 300gf e tempo de aplicação de 5 segundos foi utilizado.

2.2.4 Simulação MatCalc: determinação do diagrama de fases no equilíbrio e cálculo estimado dos diagramas TRC

Para determinar a estabilidade relativa das fases formadas em condições de equilíbrio, foi realizada uma simulação termodinâmica computacional utilizando o *software MatCalc®*. A composição química do aço, obtida por meio da análise química, foi usada como dado de entrada para cálculos no *software*. Esta simulação permitiu a construção do diagrama de fases no equilíbrio da liga estudada e a obtenção das temperaturas críticas de transformação de fases, A_{e1} e A_{e3} . Além disso, foi avaliada a evolução da concentração de carbono na austenita em função da temperatura de austenitização intercrítica, bem como as frações volumétricas das fases ferrita e austenita no equilíbrio termodinâmico e a temperatura de completa dissolução da cementita.

O referido *software* também foi utilizado para simular os diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) do aço. Para este fim, além da composição química do aço, diferentes temperaturas de austenitização foram utilizadas como dados de entrada. O objetivo destas simulações foi, mesmo considerando as limitações dos modelos matemáticos para condições fora do equilíbrio, estimar o efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre o deslocamento dos diagramas TRC. Os resultados de simulação foram utilizados como base para a definição das condições experimentais que foram aplicadas nos ensaios dilatométricos.

2.2.5 Determinação experimental dos diagramas TRC

Com o objetivo de se determinar as curvas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) do aço para diferentes duas condições de

austenitização, foram realizados ensaios dilatométricos utilizando o dilatômetro de têmpera **R.I.T.A. 78** da fabricante alemã *Linseis*. A Figura 2.1 exemplifica, esquematicamente a geometria e as dimensões dos corpos de prova de dilatometria utilizados, sendo elas cilíndricas e maciças, com 10 mm de comprimento e 3mm de diâmetro. As amostras foram usinadas de forma em que a sua seção longitudinal coincida com o sentido longitudinal ao de laminação da chapa.

Figura 2.1 - Figura esquemática ilustrando a geometria e as dimensões dos corpos de prova de dilatometria utilizados neste trabalho



Fonte: Próprio autor

Para realização da medição da temperatura durante todo o ensaio dilatométrico termopares do tipo K (Cromel/Alumel) foram soldados na superfície central das amostras para medição precisa da temperatura durante os ensaios, conforme ilustrado na Figura 2.2.

Figura 2.2 – Fotografia de um corpo de prova de dilatometria com um termopar do tipo K soldado à superfície

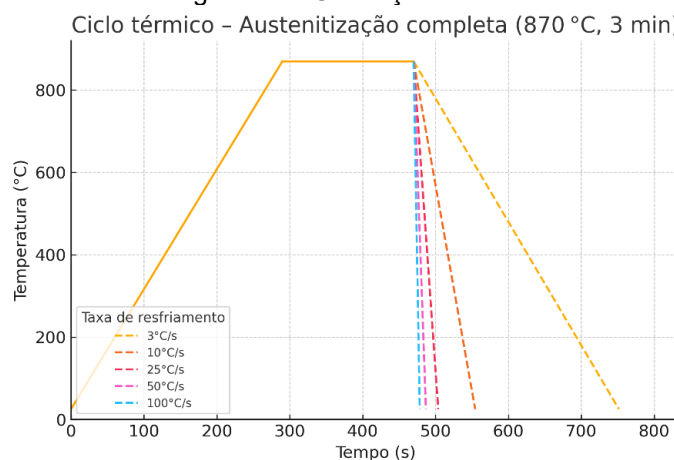


Fonte: Schuttenberg (2023)

Foram realizadas duas baterias de ensaios dilatométricos: uma com austenitização completa e outra com austenitização parcial das amostras. Na primeira bateria, as amostras foram aquecidas a uma taxa de $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ até a temperatura de $870\text{ }^{\circ}\text{C}$, permanecendo nesta temperatura por 3 minutos para a completa austenitização, seguida de resfriamento contínuo até a temperatura ambiente ($25\text{ }^{\circ}\text{C}$) sob diferentes taxas de resfriamento: $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, $25\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ e $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, conforme ilustra a Figura 2.3. A taxa de aquecimento de $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ foi escolhida por representar uma condição típica utilizada em estudos experimentais com aços de baixa liga, garantindo aquecimento homogêneo e minimizando gradientes térmicos que poderiam influenciar a medição dimensional durante o ensaio. Já as taxas de resfriamento selecionadas abrangem desde velocidades relativamente baixas ($3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), que favorecem predominantemente transformações difusionais, até resfriamentos extremamente rápidos ($100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), nos quais podem predominar transformações displacivas. Essa variação permite mapear de forma abrangente a cinética de transformação do material, em condições comparáveis às empregadas na indústria automotiva e em tratamentos térmicos de aços avançados. Conforme a ordem crescente das taxas de resfriamento.

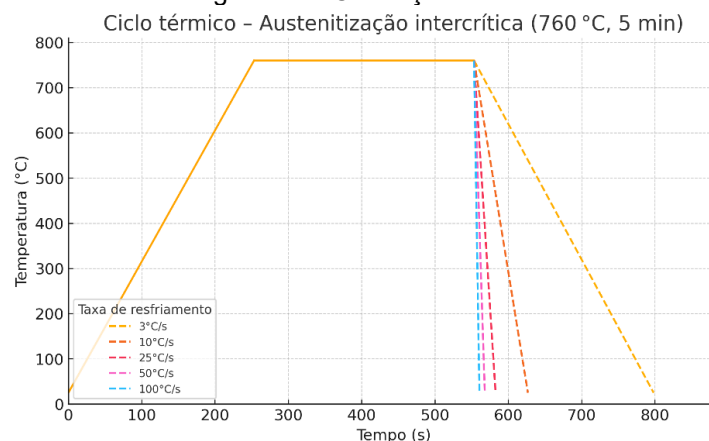
Na segunda bateria, com austenitização intercrítica, as amostras também foram aquecidas a 3 °C/s, porém até a temperatura de 760 °C, visando obter uma fração aproximada de 25% de austenita na microestrutura (baseado nos dados de simulação computacional). O tempo de encharque adotado foi de 5 minutos, seguido novamente de resfriamento contínuo até 25 °C sob as mesmas taxas de resfriamento anteriormente mencionadas (3 °C/s, 10 °C/s, 25 °C/s, 50 °C/s e 100 °C/s), conforme ilustra a Figura 2.4.

Figura 2.3 - Ciclo térmico de austenitização completa para determinação experimental do diagrama TRC do aço estudado



Fonte: Próprio autor

Figura 2.4 - Ciclo térmico de austenitização intercrítica para determinação experimental do diagrama TRC do aço estudado



Fonte: Próprio autor

Durante todos os ensaios, foram registrados gráficos da variação de comprimento em função da temperatura ($\Delta L \times T$), os quais subsidiaram a análise das transformações de fase. Esses dados foram posteriormente utilizados para

a determinação das temperaturas críticas de transformação e construção dos diagramas TRC.

Os dados obtidos foram tratados para a construção dos diagramas TRC, utilizando o *software Origin®* para análise detalhada das variações de comprimento relativo ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura. As temperaturas críticas de transformação de decomposição da austenita durante o resfriamento foram determinadas com base em dois métodos complementares. O método principal foi o dos desvios mínimos, que consiste em prolongar os trechos lineares das curvas de expansão térmica para identificar os pontos de transformação durante o aquecimento (Garcia *et al.*, 2002). Como método auxiliar, foi utilizada a derivada da curva dilatométrica, que define as temperaturas críticas como os pontos onde a derivada começa a se desviar da linearidade (Pawlowski, Bala e Dziurka, 2014). Os diagramas TRC experimentalmente obtidos comparados com os resultados de simulação computacional, bem como com os dados do diagrama de transformação por resfriamento contínuo obtidos em estudos anteriores. Este procedimento permitiu a avaliação dos efeitos dos diferentes ciclos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre a cinética de decomposição da austenita e as frações volumétricas das fases ferrita e austenita, contribuindo para uma melhor compreensão das transformações de fase fora do equilíbrio neste aço.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização do Estado de Entrega

3.1.1 Caracterização química

A Tabela 3.1 apresenta a composição química do aço *Dual Phase*, objeto de estudo deste trabalho.

Tabela 3.1 – Composição química do aço *Dual Phase* estudado (% em peso)

C	Si	Mn	Al	P	S
0,070	0,020	1,54	0,037	0,017	0,004

A composição acima encontra-se dentro da faixa típica para aços DP comerciais utilizados na indústria automotiva, os quais geralmente apresentam teores de carbono menores que 0,12% e manganês entre 1,0 e 3,5%, visando garantir a formação de martensita dispersa em matriz ferrítica após o procedimento de têmpera (Tasan *et al.*, 2015; Keeler, Kimchi e Mooney, 2017). O teor de carbono de 0,070% é considerado baixo, favorecendo a soldabilidade e ductilidade do material (Dulucceanu *et al.*, 2022; Rashid, 1981).

O manganês, presente em 1,54%, atua como elemento endurecedor por solução sólida na ferrita e, principalmente, como estabilizador da austenita, aumentando a temperabilidade do aço e promovendo maior fração de martensita durante o resfriamento contínuo (Granbom, 2010; Tasan *et al.*, 2015). Esse teor é compatível com aços DP de resistência média, como o DP600 e o DP800, amplamente empregados em componentes estruturais automotivos (Keeler; Kimchi; Mooney, 2017).

Por outro lado, o teor de silício da liga analisada é extremamente baixo (0,020%), ficando abaixo das concentrações mais comuns para este tipo de aço geralmente entre 0,2 e 0,5%. O silício é também um importante inibidor da formação de cementita e um promotor da formação de martensita, especialmente em aços TRIP e DP (Granbom, 2010).

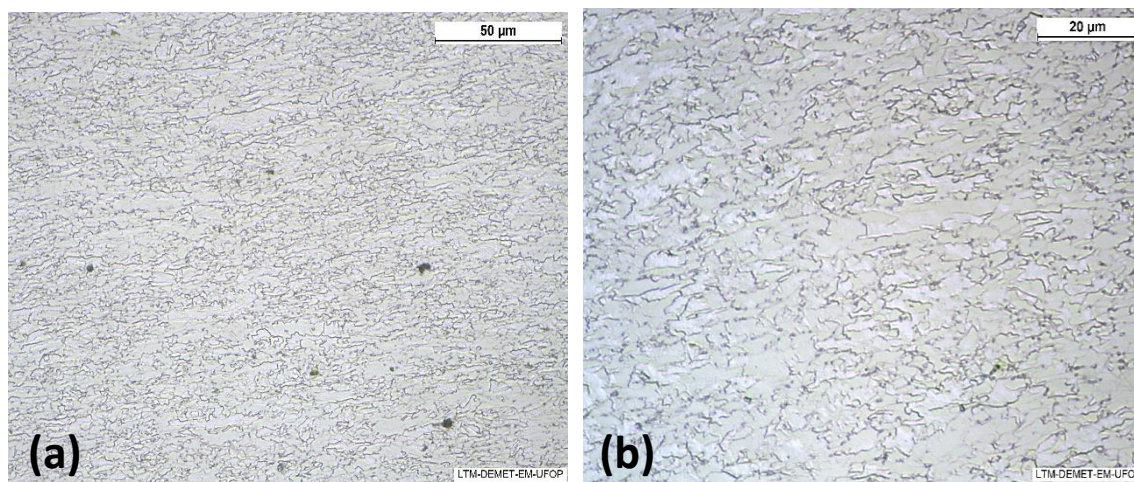
Os teores medidos de fósforo (0,017%), alumínio (0,037%) e enxofre (0,004%) estão em conformidade com valores reportados para aços *Dual Phase* automotivos. É importante esclarecer que o limite “abaixo de 1%” mencionado

na literatura aplica-se a elementos de liga como silício, manganês, cromo ou molibdênio (Dulucleanu *et al.*, 2022), e não a fósforo e enxofre. Para estes dois elementos, busca-se teores extremamente baixos, da ordem de poucos milésimos de por cento, pois mesmo pequenas variações podem comprometer o desempenho do aço. No caso do fósforo, embora pequenas adições possam contribuir para aumento de resistência por solução sólida, o excesso fragiliza os contornos de grão e reduz a tenacidade. Já o enxofre é controlado em níveis mínimos para evitar a formação de inclusões grosseiras, que diminuem a ductilidade (Tasan *et al.*, 2015; Dulucleanu *et al.*, 2022).

3.1.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica, utilizando amostras da seção transversal ao sentido de laminação obtidas a partir de uma chapa de aço com 4 mm de espessura, retirada em etapa intermediária do processo de laminação a quente. As micrografias foram obtidas sob aumentos de 500x e 1000x, como ilustrado na Figura 3.1.

Figura 3.1 – Micrografias ópticas do aço em estado de entrega: (a) 500x; (b) 1000x; ataque Nital 4%. Microestrutura composta por matriz ferrítica (regiões brancas) e possíveis ilhas de MA (cinza-claro)



Fonte: Próprio autor

A micrografia óptica obtida do aço em seu estado de entrega revela uma microestrutura composta predominantemente por ferrita quase poligonal como matriz contínua, com a possível presença de ilhas de MA (martensita-austenita retida), alinhadas preferencialmente paralelas à direção de laminação,

associadas a regiões de segregação de manganês. Essa morfologia indica que o material não foi submetido a um tratamento de recozimento pós-laminação, preservando as deformações típicas do processo de conformação plástica. De acordo com a classificação proposta por De-Castro *et al.* (2022), estruturas desse tipo podem ser enquadradas como bainita granular, a qual consiste em ripas de cristais de ferrita alongados, com baixos ângulos de desorientação entre si e elevada densidade de discordâncias, contendo ilhas aproximadamente equiaxiais de constituintes MA enriquecidos em carbono, no qual só poderiam ser observadas por técnicas de alta resolução.

3.1.3 Microdureza Vickers

A Tabela 3.2 apresenta os valores obtidos nos ensaios de microdureza Vickers realizados sobre a amostra no estado de entrega, ou seja, tal como obtida após a laminação a quente e subsequente resfriamento ao ar. As medições foram conduzidas na seção transversal do material, visando caracterizar a dureza média da matriz inicial e possibilitar comparações diretas com os corpos de prova tratados termicamente nas etapas posteriores. Foram efetuadas dez impressões aleatórias utilizando uma carga de 300 gf e tempo de aplicação de 5 segundos. Os valores individuais, bem como a média aritmética e o desvio padrão, são apresentados na tabela a seguir.

Tabela 3.2 – Valores de microdureza Vickers obtidos para o aço estudado em seu estado de entrega, com média aritmética e desvio padrão

Medida	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Dureza (HV)	245	247	250	250	245	255	248	259	256	249
Média	250									
Desvio Padrão	5									

3.2 Simulação Termodinâmica Computacional: Determinação do Diagrama de Fases no Equilíbrio e Cálculo Estimado de Diagramas TRC em Função da Temperatura de Austenitização

Com o objetivo de compreender a estabilidade das fases em função da temperatura para o aço estudado, foram realizadas simulações computacionais utilizando o *software MatCalc*, com base na composição química determinada experimentalmente. Por meio dessas simulações, foi possível obter o diagrama

de equilíbrio de fases do sistema, além de curvas que relacionam a fração de austenita e os teores de carbono e manganês em solução sólida ao longo da faixa de temperaturas de austenitização intercrítica. Esses resultados permitiram prever as condições mais adequadas para os tratamentos térmicos subsequentes, especialmente no que diz respeito à fração de austenita formada e sua composição química local, que influenciarão diretamente a quantidade e a resistência da martensita obtida após o resfriamento contínuo.

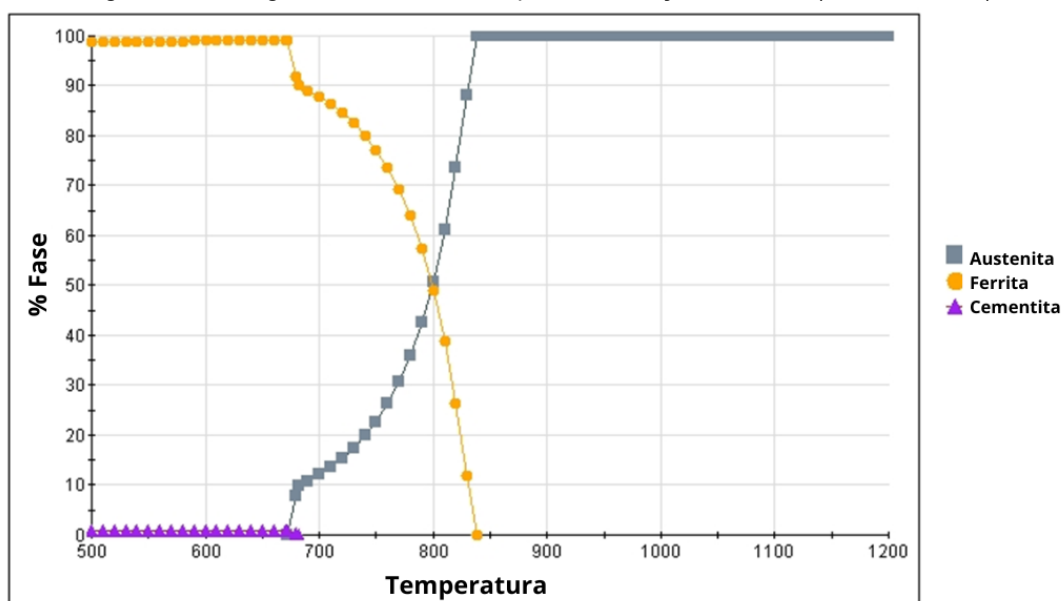
Erisir e Bilir (2014), ao investigarem aços *Dual Phase*, observaram que o aumento da temperatura de austenitização intercrítica promoveu, após a têmpera, a formação de uma martensita com morfologia mais grosseira e distribuição mais homogênea. Esse comportamento está associado ao crescimento de grão da austenita e à diminuição da fração de ferrita pré-existente, que influenciam diretamente o modo de nucleação e a morfologia da martensita resultante.

De forma complementar, Hao *et al.* (2020) mostraram que o aumento da temperatura de austenitização intercrítica não apenas altera a morfologia da martensita, como também eleva sua fração volumétrica na microestrutura final. Esse acréscimo está relacionado a uma maior dissolução da ferrita durante o aquecimento, proporcionando maior volume de austenita para transformação martensítica. Como consequência, foram verificadas elevações significativas na dureza global da amostra, no limite de escoamento e, simultaneamente, reduções na ductilidade e na resistência ao impacto, características observadas em aços comerciais da classe *Dual Phase*.

Além da temperatura de austenitização, o tempo de encharque na faixa intercrítica também exerce influência marcante sobre a microestrutura final. Banadkouki e Fereiduni (2014) identificaram que tempos mais longos de permanência nas isotermas favorecem a difusão de átomos de carbono da ferrita para a austenita, aproximando o sistema da condição de equilíbrio termodinâmico. Como resultado, a austenita enriquecida transforma-se em uma martensita mais dura após o tratamento térmico, aumentando assim a resistência mecânica do material.

A Figura 3.2 mostra o diagrama de fases em equilíbrio do aço simulado, evidenciando a presença de três fases principais: ferrita, austenita e cementita. Observa-se que a formação de austenita se inicia por volta de 670 °C (temperatura A_{e1}), atingindo 100% por volta de 840 °C (temperatura A_{e3}). A cementita, presente em menores, se dissolve completamente a cerca de 681,8 °C, indicando que qualquer tratamento térmico visando a transformação total da perlita em austenita deve ocorrer acima desse valor.

Figura 3.2 - Diagrama de fases no equilíbrio do aço estudado (% em volume)



Fonte: Próprio autor

Esses resultados são consistentes com os dados relatados por Calcagnotto, Ponge e Raabe (2012), que estudaram um aço com composição química semelhante (~0,17%C – 1,63%Mn) e relataram valores de A_{e1} e A_{e3} em torno de 704 °C e 836 °C, respectivamente, com a dissolução completa da cementita ocorrendo logo acima do início da austenitização, próximo de 700 °C. A divergência observada entre os valores de A_{e1} e A_{e3} reportados por Calcagnotto, Ponge e Raabe (2012) e os valores obtidos neste estudo pode ser atribuída às diferenças na composição de carbono do aço. Como o carbono é um elemento fundamental na estabilidade da fase austenita e na dissolução da cementita, variações em sua concentração impactam diretamente as temperaturas de transformação. Além disso, Couchet *et al.* (2023) observaram

comportamento semelhante em aços com ~0,1%C e 1,9%Mn, confirmando que o aumento do teor de manganês (elemento γ -gêneo) reduz tanto A_{e1} quanto A_{e3} .

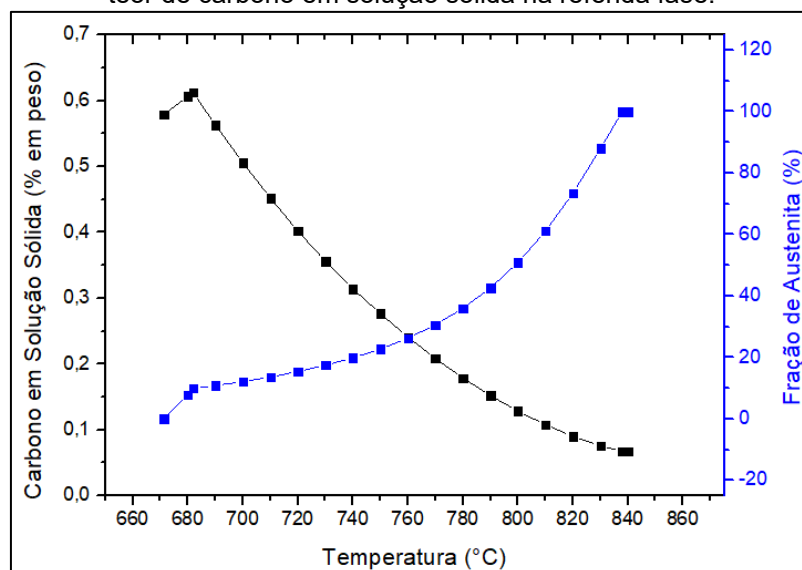
Os estudos de Speich, Demarest e Miller (1981), que observaram que a fração de austenita se eleva rapidamente após o início da austenitização, especialmente nas regiões previamente perlíticas, e passa a crescer de forma mais lenta à medida que consome a ferrita remanescente. Os autores também destacam que a cinética da transformação passa a ser controlada pela difusão de manganês à medida que se aproxima de A_{e3} , justificando a necessidade de controlar cuidadosamente o tempo de encharque.

A curva de frações de fase obtida indica que, na temperatura de 800 °C, ocorre a coexistência de 50% de ferrita e 50% de austenita, condição considerada interessante para a obtenção de microestruturas típicas de aços *Dual Phase*. A literatura mostra que essa proporção pode oferecer um bom equilíbrio entre resistência e ductilidade, como reportado por Movahed *et al.*, (2009), que observaram propriedades mecânicas superiores em microestruturas com frações aproximadamente iguais de ferrita e martensita. Resultados semelhantes foram descritos por Bag, Ray e Dwarakadasa (1999), que identificaram desempenho ótimo em aços com cerca de 55% de martensita. Entretanto, nem sempre a fração 50/50 é o objetivo em aços comerciais: em graus como o DP600, Avramovic-Cingara *et al.*, (2009) destacam que frações próximas de 20% de martensita, desde que bem distribuídas, favorecem a ductilidade e a resistência ao dano. Dessa forma, a condição 50/50 obtida deve ser compreendida como uma entre várias possibilidades de projeto microestrutural, cuja adequação depende das propriedades finais almejadas para a aplicação automotiva.

Além da fração de fases, foram também simulados os teores de carbono e manganês em solução sólida na austenita ao longo da faixa de temperatura intercrítica. A Figura 3.3 mostra que, à medida que a temperatura aumenta, o teor de carbono na austenita inicialmente alto, diminui progressivamente à medida que a austenita cresce consumindo ferrita. Esse comportamento foi igualmente observado por Mou *et al.*, (2019) e Magalhães, Correa e Faria (2024),

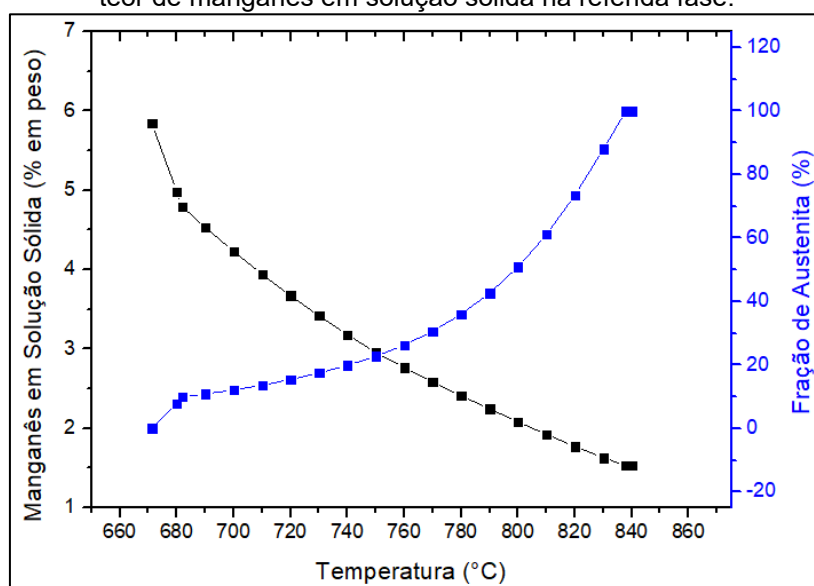
que associaram essa evolução à redistribuição do carbono das regiões ricas (como a perlita) para novas regiões transformadas a partir da ferrita. Em relação ao manganês, a Figura 3.4 mostra que, à medida que a temperatura aumenta, há uma elevação significativa na fração volumétrica de austenita, enquanto a concentração de Mn em solução sólida na fase diminui. Esse resultado é consistente com o papel do Mn como elemento γ -gêneo e com a cinética limitada de sua difusão em temperaturas intercríticas. A austenita tende a nuclear preferencialmente em regiões localmente enriquecidas em Mn (Krugla *et al.*, 2024). Contudo, por ser um elemento substitucional a difusão de Mn é limitada, dificultando a partição desse elemento durante o processo. Assim, inicialmente, o crescimento da austenita é controlado pela difusão de carbono, que ocorre de forma rápida, enquanto a difusão de Mn só acontece em tempos mais longos. Nessas circunstâncias, por balanço de massa, a concentração média de Mn na austenita diminui à medida que sua fração volumétrica aumenta (Mehrabi *et al.*, 2023).

Figura 3.3 - Efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre a fração de austenita e o teor de carbono em solução sólida na referida fase.



Fonte: Próprio autor

Figura 3.4 - Efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre a fração de austenita e o teor de manganês em solução sólida na referida fase.



Fonte: Próprio autor

Com base nos resultados obtidos por simulações termodinâmicas de equilíbrio de fases, foram selecionadas condições representativas de austenitização para a realização de simulações cinéticas com o objetivo de se calcular os diagramas de Transformação sob Resfriamento Contínuo (TRC) do aço estudado. As temperaturas de austenitização escolhidas, apresentadas na Tabela 3.3, foram definidas a partir da fração de austenita formada em equilíbrio e das respectivas composições químicas de C e Mn em solução sólida, permitindo uma comparação entre diferentes condições de partida.

Tabela 3.3 – Temperaturas de austenitização selecionadas para simulação TRC, com respectivas frações de austenita e teores de C e Mn em solução sólida obtidos por simulação termodinâmica.

Temperatura (°C)	Fração de Austenita (%)	C em Solução Sólida (%)	Mn em Solução Sólida (%)	Tipo
870	100	0,07	1,53	Completa
800	50	0,13	2,08	Intercrítica
760	26	0,24	2,76	Intercrítica
720	15	0,40	3,67	Intercrítica

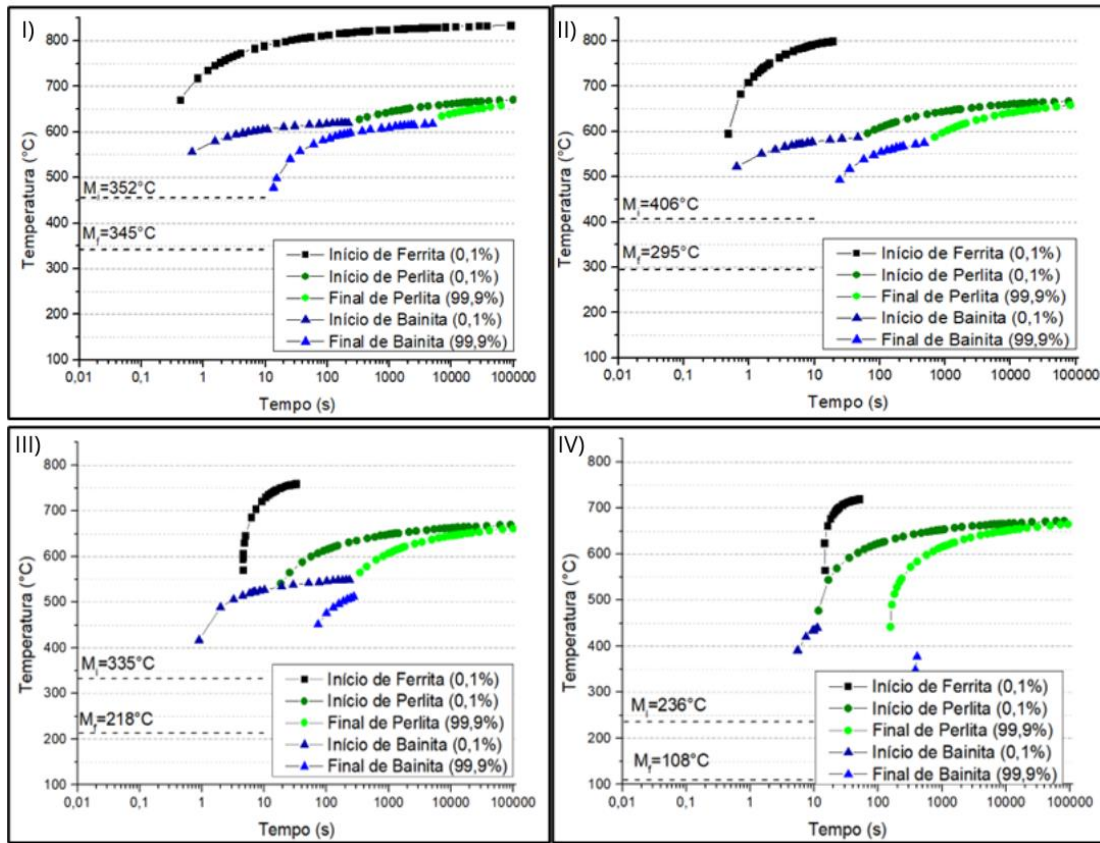
Observa-se na Figura 3.5 que a variação da temperatura de austenitização modifica de forma significativa o comportamento da austenita formada, tanto em relação à sua fração quanto à sua composição química, o que

impacta diretamente as posições das curvas de sua decomposição difusional e a transformação martensítica nos diagramas simulados.

Na condição de austenitização a 870 °C, correspondente à austenitização completa, forma-se 100% de austenita com composição homogênea e baixo teor de carbono e manganês dissolvidos (C = 0,07%; Mn = 1,53%). Isso resulta em menor estabilidade térmica da austenita, o que se traduz em curvas de transformação deslocadas para tempos mais curtos, com início rápido de formação de ferrita logo nos primeiros instantes de resfriamento. Além disso, as temperaturas de início (M_i) e fim (M_f) da martensita são maiores ($M_i = 452\text{ °C}$ e $M_f = 345\text{ °C}$), refletindo que menor teor de elementos γ -gêneos favorece a transformação martensítica com menor super-resfriamento (Mariano *et al.*, 2010; Pimenta *et al.*, 2021).

Na simulação para a condição de austenitização de 800 °C, que resulta em aproximadamente 50% de austenita, os teores de carbono e manganês na fase γ aumentam consideravelmente (C = 0,13%; Mn = 2,08%), devido à partição seletiva desses elementos. Essa composição mais rica em elementos γ -gêneos estabiliza termodinamicamente a austenita, retardando o início da formação de martensita, como evidenciado pela diminuição da temperatura crítica para $M_i = 406\text{ °C}$. Tal enriquecimento seletivo é descrito por Pimenta *et al.* (2021), que demonstraram, por meio de simulação termodinâmica e dilatométrica, que a fração de austenita diminui com a redução da temperatura de austenitização, mas as concentrações de carbono e manganês aumentam significativamente.

Figura 3.5 – Diagramas TRC simulados para o aço estudado a partir das temperaturas de austenitização de (I) 870 °C, (II) 800 °C, (III) 760 °C e (IV) 720 °C.



Fonte: Próprio autor

Nas temperaturas mais baixas de austenitização, 760 °C e 720 °C, a fração de austenita é reduzida para 25% e 15%, respectivamente. Contudo, há um enriquecimento ainda mais acentuado de C e Mn na austenita: C = 0,24% e Mn = 2,76% para 760 °C; C = 0,40% e Mn = 3,67% para 720 °C. Segundo Gregui (2017), esse enriquecimento ocorre porque a ferrita residual não dissolve quantidades significativas desses elementos, favorecendo sua partição para a austenita parcialmente formada. Como consequência, as curvas de transformação martensítica se deslocam para temperaturas progressivamente mais baixas, com M_i de 335 °C e 236 °C, respectivamente. Esse comportamento é coerente com os resultados de Schuttenberg *et al.*, (2023), que relacionam a elevação dos teores de solutos γ -gêneos com a depressão acentuada da temperatura M_i .

Entretanto, não apenas a transformação martensítica é afetada: observa-se também o deslocamento das linhas de início e final das transformações de

ferrita, perlita e bainita. O maior teor de carbono na austenita desloca o início da ferrita (F_i) para temperaturas mais baixas e retarda a bainita (B_i), ao mesmo tempo em que amplia a região de formação de perlita no diagrama de resfriamento contínuo (Wang, van der Wolk e van der Zwaag, 1999). Esse efeito é ainda mais pronunciado em aços de baixo teor de silício, como o estudado, pois a ausência significativa desse elemento não inibe a formação de cementita sob condições de resfriamento mais lentas, favorecendo sua precipitação e, conseqüentemente, a decomposição perlítica (Kozeschnik e Bhadeshia, 2008).

Outro aspecto importante observado nos diagramas simulados é o estreitamento das curvas de transformação difusional, especialmente da ferrita, à medida que se reduz a temperatura de austenitização. Esse fechamento das curvas indica que a formação de ferrita se torna mais restrita e cineticamente dificultada nas condições intercríticas inferiores. Como descrito por Schuttenberg *et al.*, (2023) e Pimenta *et al.*, (2021), esse fenômeno ocorre devido à menor quantidade de austenita disponível, à sua maior estabilidade e à redução da mobilidade atômica em temperaturas mais baixas. Assim, o tempo disponível para que a transformação difusional ocorra se reduz, o que se reflete nos diagramas por curvas mais estreitas e posicionadas em intervalos de tempo curtos.

3.3 Determinação Experimental dos Diagramas TRC

Conforme explicitado no item 2.2.5, foram realizados ensaios dilatométricos com o objetivo de investigar, experimentalmente, as transformações de fase do aço estudado sob diferentes condições de resfriamento contínuo. Para isso, foram adotadas duas temperaturas de austenitização estrategicamente selecionadas: uma promovendo a completa transformação da microestrutura em austenita, e outra situada na faixa intercrítica, permitindo a formação parcial de austenita em coexistência com ferrita. Os resultados experimentais estão organizados nos subtópicos a seguir, de modo a facilitar a comparação entre as duas condições analisadas e permitir a correlação com os dados simulados previamente.

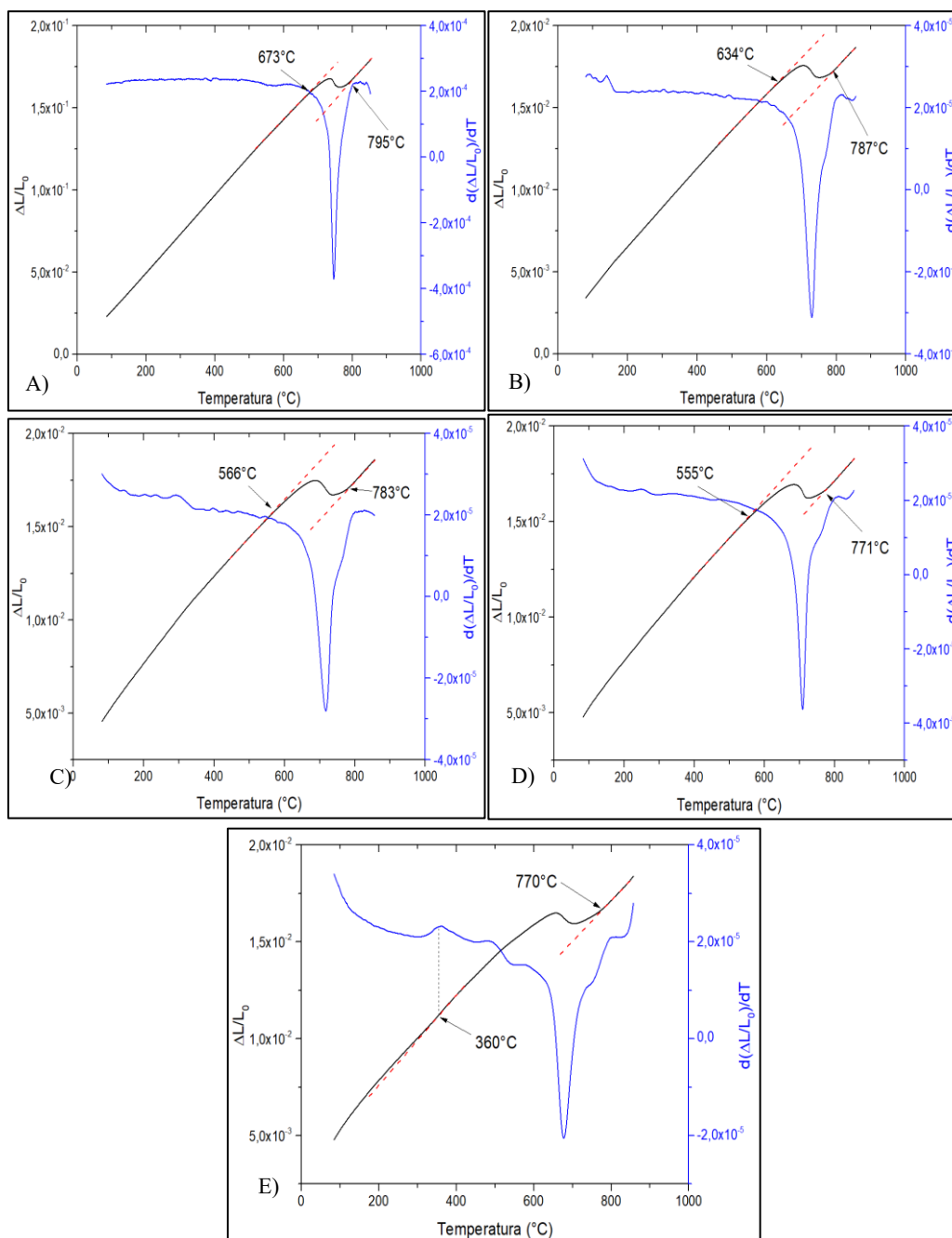
3.3.1 Austenitização completa

A condição de austenitização completa a 870 °C foi selecionada para avaliar o comportamento de decomposição da austenita em um regime em que toda a microestrutura se encontra homogênea, com a austenita possuindo uma composição química média equivalente à do aço. Como descrito por Costa *et al.*, (2022), a completa transformação da matriz em austenita ocorre quando a temperatura de tratamento térmico supera a linha crítica superior (Ac_3), suprimindo a presença de ferrita e perlita e promovendo a dissolução total de carbonetos preexistentes. Tal condição gera uma austenita com composição uniforme, com menor teor de carbono em solução sólida do que aquela formada em regime intercrítico, influenciando significativamente a cinética e os produtos de transformação durante o resfriamento.

A evolução das transformações foi monitorada por meio de curvas dilatométricas, obtidas em cinco taxas de resfriamento distintas: 3, 10, 25, 50 e 100 °C/s. A Figura 3.6 apresenta as curvas de variação do comprimento relativo em função da temperatura para cada uma dessas condições, permitindo identificar visualmente os desvios associados às transformações de fase e extrair as temperaturas críticas de início (A_{r3}) e término (A_{r1}) da decomposição da austenita.

De acordo com a literatura, as inflexões nas curvas dilatométricas indicam o início de transformações difusionais, enquanto as variações abruptas em temperaturas mais baixas refletem transformações martensíticas (Bharadwaj, Sarkar e Rakshe, 2022). Observa-se que, com o aumento da taxa, as transformações deslocam-se para temperaturas mais baixas, refletindo a necessidade de maior super-resfriamento para a nucleação e crescimento das fases. Essa tendência é amplamente documentada para aços de baixa liga e médio carbono (MacKenzie, 2023).

Figura 3.6 - Curvas de variação do comprimento relativo versus temperatura para determinação das temperaturas críticas de transformação na condição de austenitização completa: A) 3°C/s, B) 10°C/s, C) 25°C/s, D) 50°C/s, E) 100°C/s.

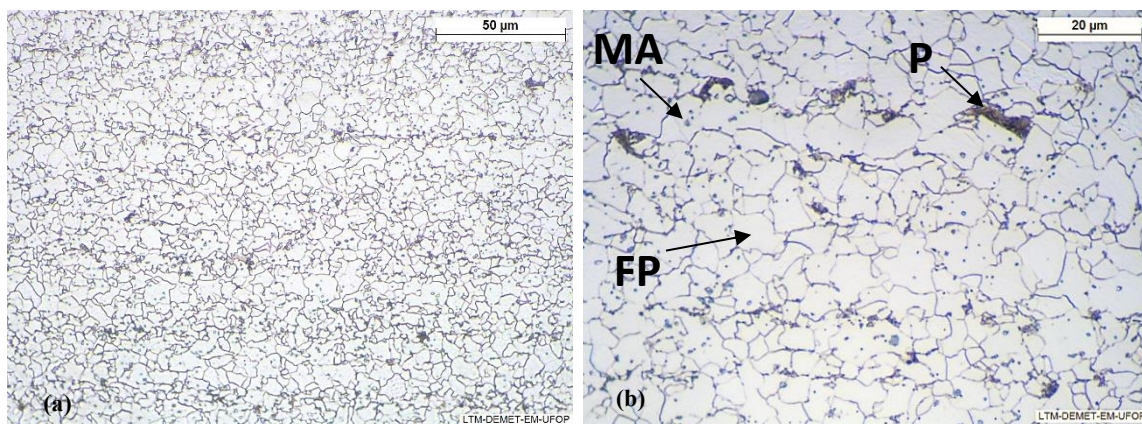


Fonte: Próprio autor

Em 3 °C/s, o início da transformação ocorre em 795 °C e se estende até 673 °C, o que é compatível com a formação predominante de ferrita poligonal e perlita. Na Figura 3.7 verifica-se claramente a matriz ferrítica com regiões perlíticas distribuídas nos contornos, além da possível presença de pequenas ilhas globulares atribuídas à martensita ou austenita retida (MA), formadas

devido ao resfriamento contínuo até temperaturas abaixo de M_i . A presença desses constituintes confirma a ocorrência parcial de transformação martensítica, mesmo em taxas de resfriamento moderadas, sendo esse comportamento também observado por Costa *et al.* (2022) em aços AHSS com composição similar. Como a fração de martensita formada é muito pequena, não foi possível verificar expansões correspondentes na curva dilatométrica (Figura 3.6)

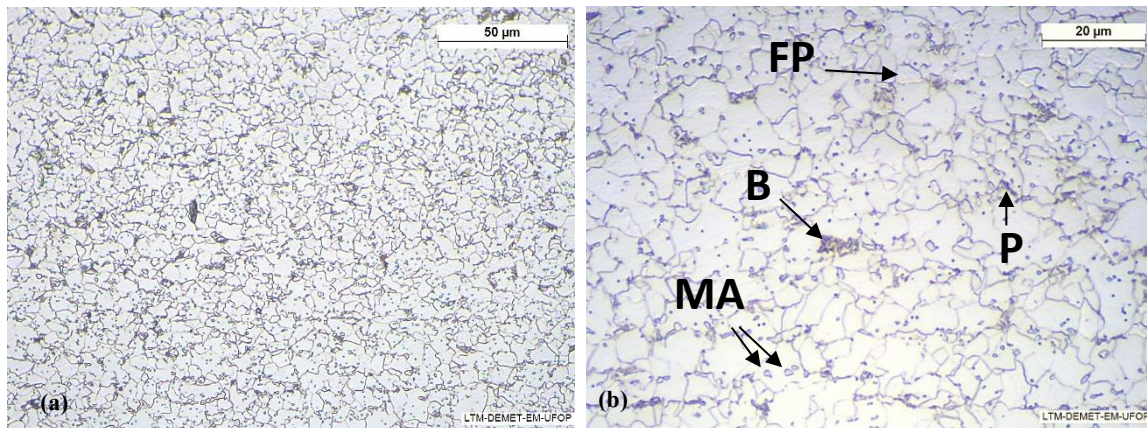
Figura 3.7 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 3°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, MA-Martensita/Austenita Retida).



Fonte: Próprio autor

A 10 °C/s, as temperaturas Ar_3 e Ar_1 deslocam-se para 787 °C e 634 °C, respectivamente. As micrografias ópticas (MO) da Figura 3.8 indicam a hipótese da redução da fração de perlita e o surgimento de bainita entre as regiões ferríticas, sugerindo que a menor janela de tempo para transformações difusionais favoreceu a formação de produtos de transformação com menor mobilidade atômica. De acordo com MacKenzie (2023), resfriamentos nessa faixa de velocidade promovem o aparecimento de bainita superior ou intermediária, coexistindo com fases pré-formadas como a ferrita pró-eutetóide. Sugere-se que, para a caracterização mais completa dos constituintes formados, técnicas de caracterização como microscopia eletrônica de varredura e de transmissão sejam utilizadas.

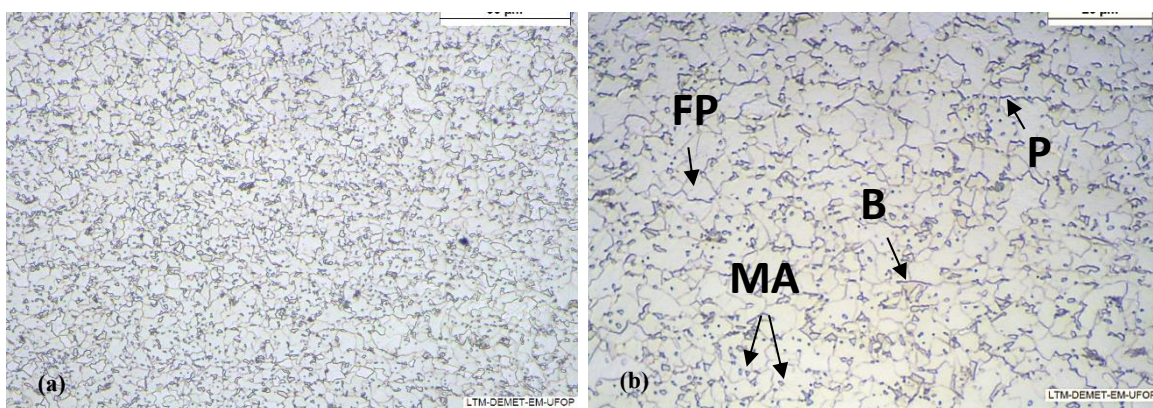
Figura 3.8 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 10°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida).



Fonte: Próprio autor

Na condição de 25 °C/s, Ar_3 e Ar_1 situam-se em 763 °C e 566 °C. A matriz apresenta grande proporção de ferrita, bainita e martensita/austenita retida (Figura 3.9), com pequena presença de perlita. Isso indica que, embora ainda ocorra nucleação de perlita em alguns contornos de grão, a maior parte da transformação da austenita em baixa temperatura possivelmente deu-se por mecanismos displativos. Costa *et al.*, (2022) relataram comportamento semelhante, indicando a presença de MA como produto típico de aços DP submetidos a resfriamento acelerado, uma vez que parte da austenita é enriquecida em carbono durante a formação de ferrita e bainita, transformando-se posteriormente em martensita de alto teor de carbono ou permanecendo retida à temperatura ambiente.

Figura 3.9 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 25°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, P-Perlita, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida).

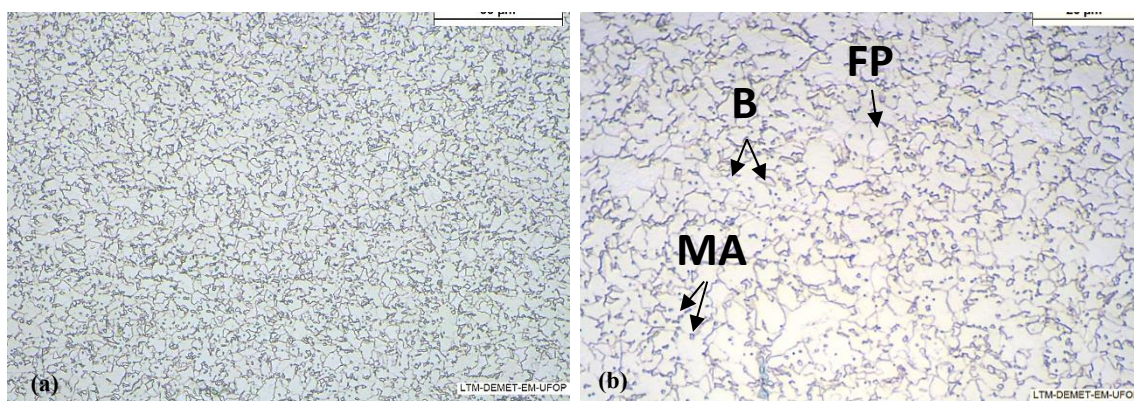


Fonte: Próprio autor

Já em 50 °C/s, os limites de transformação caem para 771 °C e 555 °C, com a microestrutura composta majoritariamente por ferrita, bainita e martensita, além de austenita residual (Figura 3.10). A aceleração do resfriamento favorece a supressão das fases difusionais e intensifica a formação de martensita no final do ciclo térmico. No entanto, como na condição de austenitização completa o teor de carbono da austenita é muito baixo nesse aço, ainda haverá condições para expressiva formação de ferrita. A formação de bainita e a presença de ilhas de martensita/austenita retida (MA) são compatíveis com os estudos de Bharadwaj, Sarkar e Rakshe (2022), que correlacionam taxas superiores a 40 °C/s com a formação expressiva de produtos de transformação displaciva.

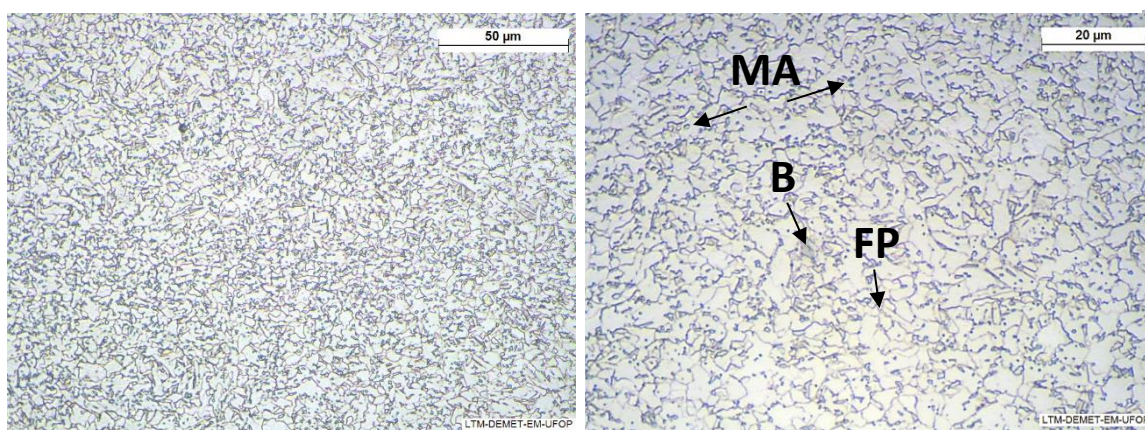
A 100 °C/s, a curva dilatométrica apresenta duas expansões distintas: uma em torno de 770 °C, associada à formação de ferrita, e continuamente ocorrendo a transformação de bainita e outra em aproximadamente 360 °C, que corresponde ao início da transformação martensítica (M_i). Esse comportamento está ligado ao enriquecimento progressivo da austenita em C e Mn durante as transformações parciais de alta temperatura, o que desloca o início da ferrita e bainita para temperaturas mais baixas e reduz o M_i (Bräutigam-Matus *et al.*, 2018). Com o aumento da taxa de resfriamento, maior fração de austenita é preservada até temperaturas inferiores, resultando em uma transformação martensítica mais expressiva, como evidenciado pela expansão detectada em 360 °C. O valor de $M_i = 360$ °C obtido experimentalmente apresenta boa proximidade com o valor previsto pela simulação, $M_i = 352$ °C. Essa diferença reduzida indica que o modelo computacional conseguiu aproximar de forma consistente o início da transformação martensítica para a condição de austenitização a 870 °C e resfriamento a 100 °C/s, sugerindo que os parâmetros adotados foram adequados para descrever a tendência do comportamento do material.

Figura 3.10 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 50°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% (FP-Ferrita Poligonal, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida).



Fonte: Próprio autor

Figura 3.11 - Micrografias ópticas da amostra austenitizada a 870°C e resfriada a 100°C/s (a) 500X, (b) 1000X – Nital 4% FP-Ferrita Poligonal, B-Bainita, MA-Martensita/Austenita Retida.



Fonte: Próprio autor

Observa-se uma excelente correlação entre os resultados experimentais e os diagramas TRC simulados para a condição de austenitização a 870 °C, que é a única condição diretamente comparável entre os dois métodos neste estágio do trabalho. As temperaturas críticas simuladas apresentaram tendência de redução em função do enriquecimento da austenita com elementos estabilizadores, justificando o atraso nas transformações martensíticas observado experimentalmente em taxas de resfriamento mais elevadas. Quanto às frações de fase previstas (presença progressiva de bainita e MA com o aumento da taxa de resfriamento), as evidências de microscopia óptica são compatíveis com esse cenário; entretanto, pelas limitações do método, deve ser tratada como hipótese de trabalho, a ser confirmada por técnicas complementares. Assim, os modelos computacionais mostram-se válidos dentro

dessa condição de referência, com a ressalva de que a correspondência microestrutural permanece provisória.

Portanto, a condição de austenitização completa revelou um comportamento altamente dependente da taxa de resfriamento, com transição gradual de ferrita/perlita para bainita/martensita conforme se acelera o ciclo térmico de resfriamento. O conjunto de dados experimentais e literatura consultada confirma que os mecanismos de decomposição da austenita seguem as premissas esperadas para aços *Dual Phase*, tanto do ponto de vista térmico quanto microestrutural (Costa *et al.*, 2022; Mackenzie, 2023; Bharadwaj, Sarkar e Rakshe, 2022).

3.3.2 Austenitização intercrítica

Conforme explicitado no item 2.2.5, foi realizada a austenitização intercrítica do aço estudado, seguida de resfriamento contínuo com taxas variando entre 3 °C/s e 100 °C/s. A faixa intercrítica foi previamente determinada por simulação termodinâmica, sendo escolhida a temperatura de 760 °C como condição representativa para essa etapa. A caracterização foi feita por dilatométrica de resfriamento contínuo, possibilitando a identificação das temperaturas críticas associadas ao início e fim das transformações de fase durante o resfriamento, bem como a posterior observação das microestruturas resultantes por microscopia óptica.

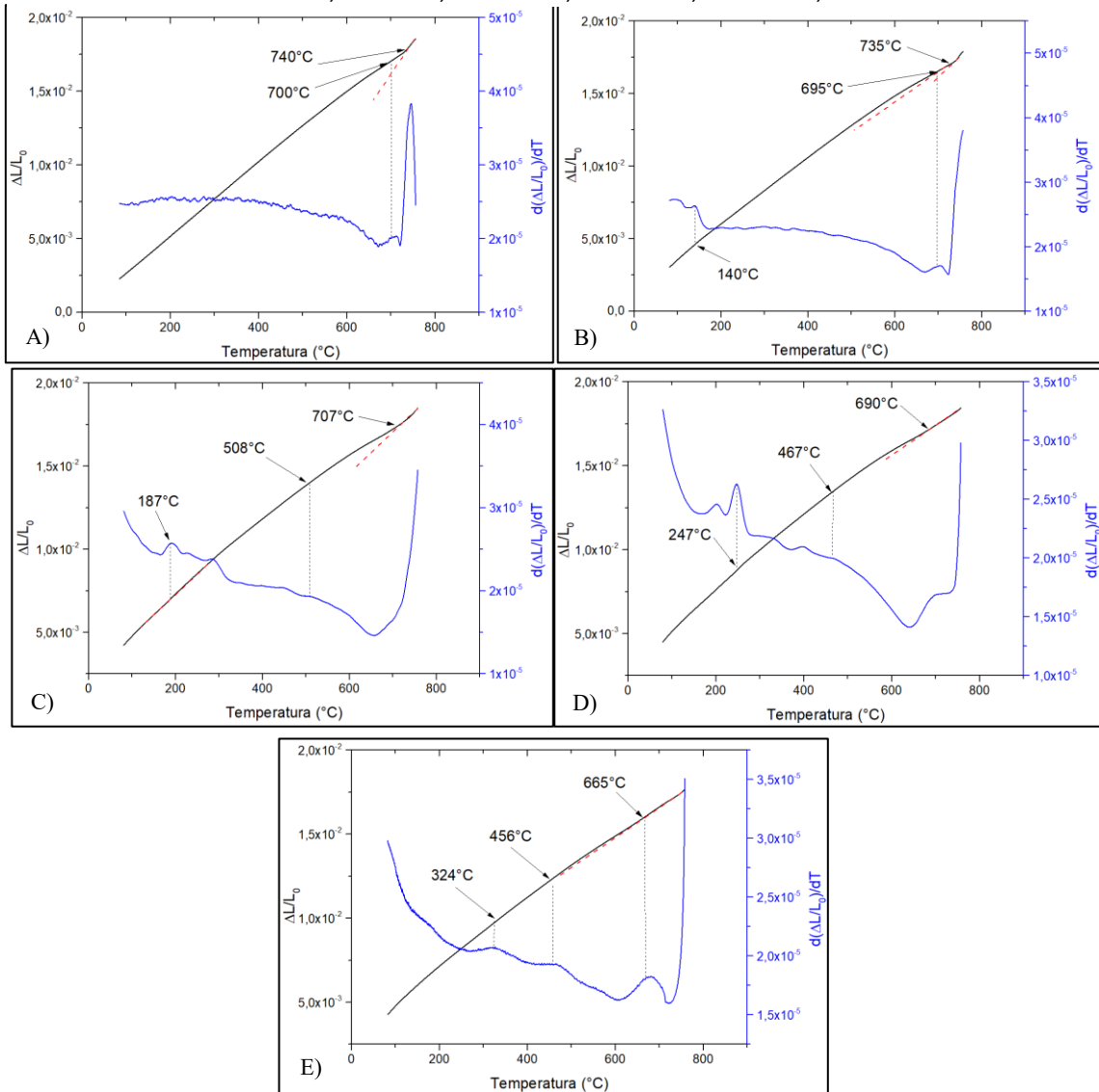
As curvas dilatométricas obtidas para as cinco condições de resfriamento analisadas são apresentadas na Figura 3.12, com destaque para os desvios associados às transformações de fase. Observa-se que, para o resfriamento mais lento (3 °C/s), a transformação da austenita inicia-se em 740 °C e se completa em 700 °C, indicando o caráter difusional predominante das reações. Já para o resfriamento mais rápido (100 °C/s), identificam-se três pontos de inflexão distintos: o primeiro em torno de 665 °C, atribuído ao início da formação de ferrita; o segundo próximo de 456 °C, relacionado ao início da transformação bainítica; e o terceiro em aproximadamente 324 °C, correspondente ao início da formação de martensita (M_i). Dessa forma, as curvas revelam que, enquanto no

resfriamento lento predominam transformações difusionais completas, no resfriamento acelerado as transformações são progressivamente suprimidas, resultando em maior fração martensítica ao final do processo. Tal deslocamento das curvas de transformação para temperaturas mais baixas à medida que se aumenta a taxa de resfriamento é consistente com o comportamento reportado por Bräutigam-Matus *et al.*, 2018 e Farías *et al.*, (2018), que apontam para a diminuição da cinética de difusão dos átomos com o resfriamento acelerado, restringindo as transformações difusionais e promovendo a formação de fases como bainita e martensita em temperaturas inferiores.

A evolução das transformações pode ser associada ao equilíbrio entre as fases ferrita/austenita (α/γ) estabelecido durante a austenitização intercrítica. Como apontado por Moravec *et al.*, (2022), o teor de carbono na austenita intercrítica tende a aumentar com a diminuição da fração desta fase, elevando a estabilidade térmica da austenita e, conseqüentemente, reduzindo a temperatura de início da transformação martensítica (M_i). Esse comportamento foi igualmente observado nos dados simulados para este trabalho, onde a temperatura M_i apresentou decréscimo progressivo à medida que se reduziu a fração de austenita com menores temperaturas de austenitização. Portanto, os resultados obtidos aqui por meio de ensaios dilatométricos confirmam essa tendência: a redução nas temperaturas de transformação (especialmente bainita e martensita) está associada ao enriquecimento da austenita em elementos como C e Mn (Ren *et al.*, 2020; Bräutigam-Matus *et al.*, 2018).

A formação de múltiplas fases pode ser inferida pelas inflexões nas curvas de dilatação e suas respectivas derivadas. Por exemplo, nas condições intermediárias de 25 e 50 °C/s, há a presença de múltiplos patamares, compatíveis com a formação sequencial de bainita, seguida de martensita. Essa interpretação é corroborada pelas micrografias ópticas obtidas após cada resfriamento, apresentadas nas Figura 3.13 que revelam a presença de ferrita recristalizada (FR), perlita (P) em condições de resfriamento mais lentas, além de possíveis frações de bainita (B) e martensita/austenita retida (MA) conforme aumenta a taxa de resfriamento.

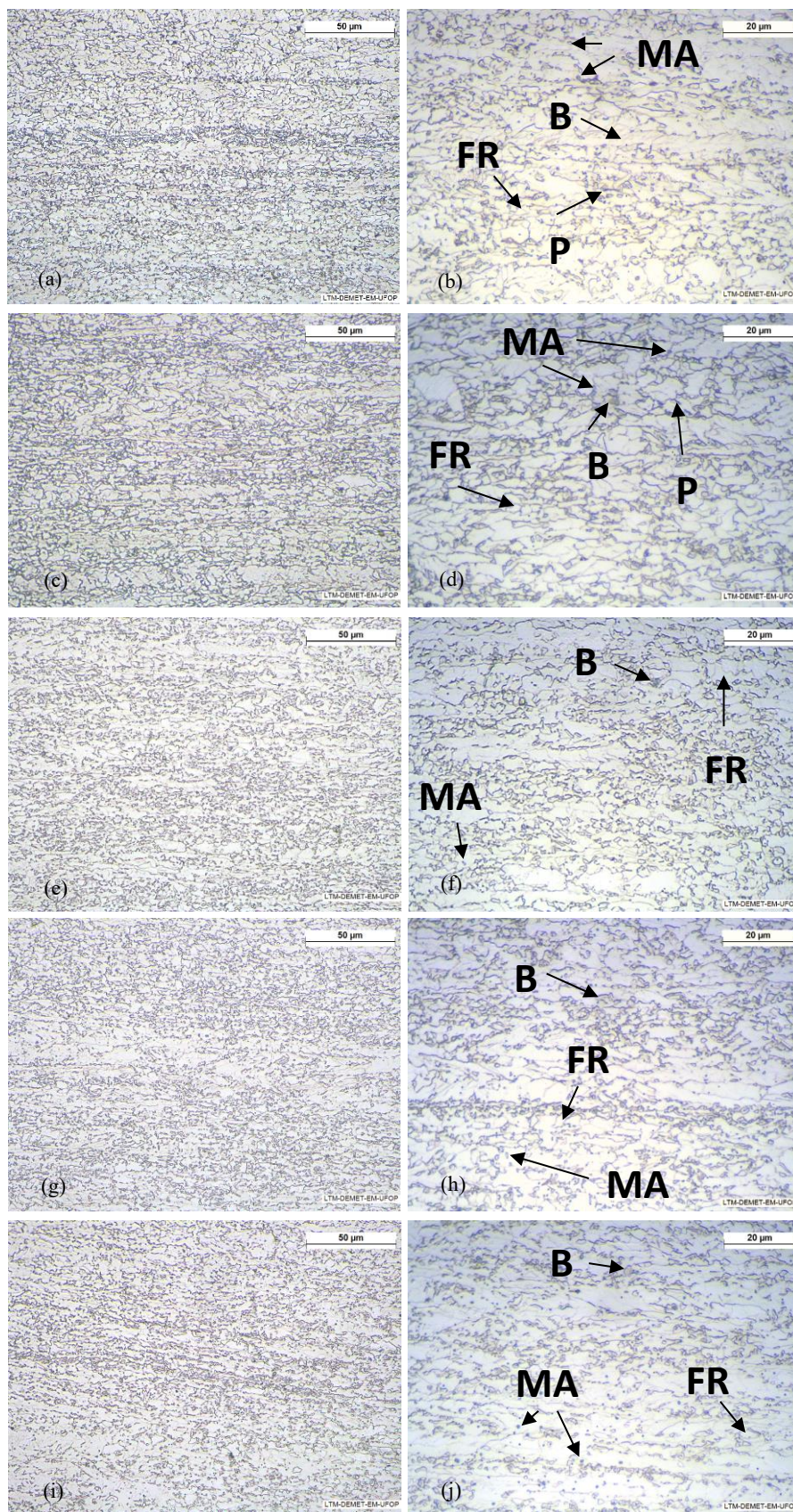
Figura 3.12 - Curvas de variação do comprimento relativo versus temperatura para determinação das temperaturas críticas de transformação na condição de austenitização intercrítica: A) 3°C/s, B) 10°C/s, C) 25°C/s, D) 50°C/s, E) 100°C/s.



Fonte: Próprio autor

A literatura reforça que microestruturas multifásicas contendo ferrita, martensita e bainita, obtidas por austenitização intercrítica e subsequente resfriamento rápido, são desejáveis em aços DP por promoverem uma combinação equilibrada de resistência e ductilidade (Farías *et al.*, 2018; Moravec *et al.*, 2022). Além disso, como ressaltado por Araújo (2013), a otimização da fração de martensita pode ser alcançada com resfriamentos controlados acima de ~ 30 °C/s, o que é compatível com os resultados observados neste trabalho.

Figura 3.13 - Micrografias ópticas da amostra parcialmente austenitizada a 760 °C e resfriada em diferentes taxas: (a–b) 3 °C/s, (c–d) 10 °C/s, (e–f) 25 °C/s, (g–h) 50 °C/s, (i–j) 100 °C/s, ampliadas a 500X e 1000X

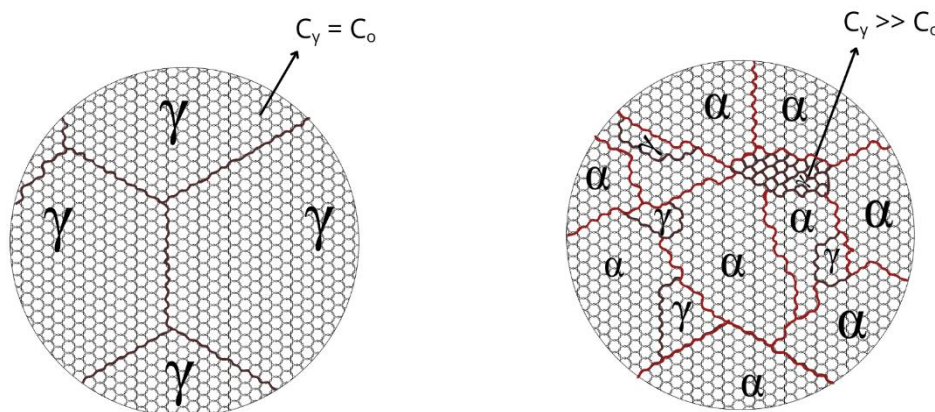


Fonte: Próprio autor

Dessa forma, os resultados experimentais obtidos validam as previsões feitas por simulação e estão em plena consonância com os dados reportados na literatura técnica. Os gráficos dilatométricos e as microestruturas reveladas mostram de maneira clara a transição das fases formadas, confirmando a efetividade da técnica de dilatometria na análise das transformações de fase em aços DP submetidos à austenitização intercrítica.

É importante observar que a austenitização intercrítica promoveu um refino microestrutural característico de aços *Dual Phase*: como apenas parte da microestrutura reverte à austenita enquanto a ferrita permanece, ocorre restrição ao crescimento de grão austenítico e aumento dos sítios de nucleação nas interfaces α/γ . A Figura 3.14 apresenta um desenho esquemático que evidencia que, na austenitização completa, o teor de carbono na austenita se iguala ao teor da liga, ao passo que, na austenitização intercrítica, o teor de carbono na austenita é muito superior ao teor da liga. Formando, assim, austenita mais refinada e com alta concentração local que, ao resfriar, origina ilhas de martensita menores e melhor distribuídas em matriz ferrítica refinada (maior densidade de contornos e menor espaçamento ferrita-martensita). Esse arranjo microestrutural (ferrita refinada com martensita fina e dispersa) explica a combinação favorável de resistência e ductilidade frequentemente relatada quando se utiliza Al para obter DP de grão fino (Badkoobeh et al., 2022; Calcagnotto, Ponge e Raabe, 2012).

Figura 3.14 - Representação esquemática da austenitização completa e intercrítica, indicando a diferença de teor de carbono na fase austenita em comparação ao teor global da liga.



Fonte: Próprio Autor

3.4 Análise comparativa dos diagramas TRC simulados e experimentais

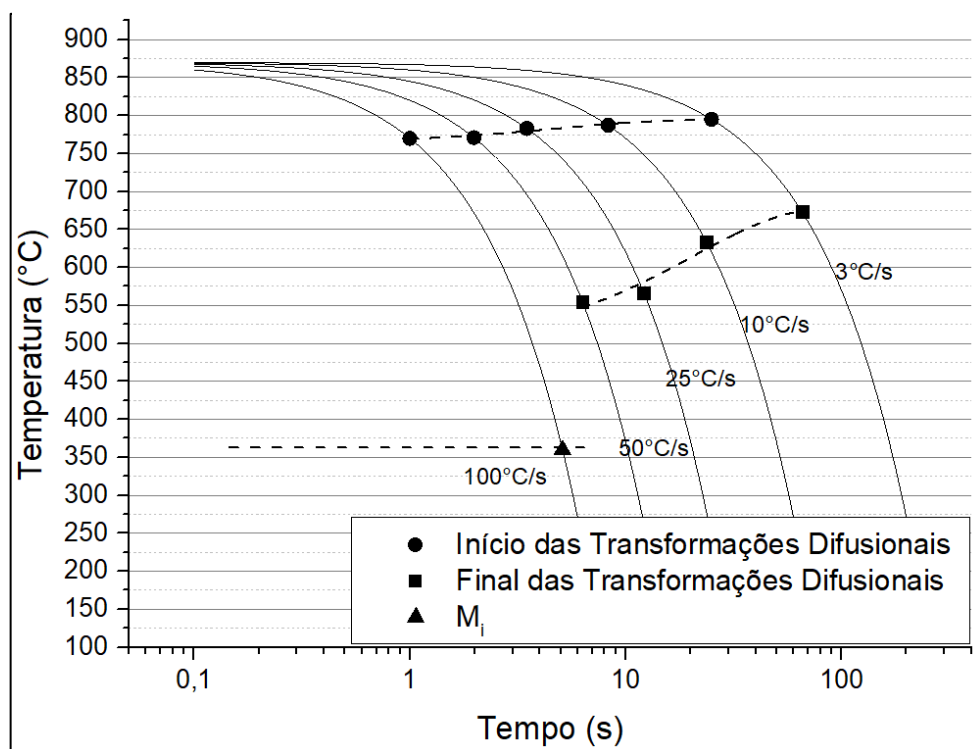
As Figuras 3.15 e 3.16 apresentam os diagramas experimentais obtidos a partir das duas condições de austenitização investigadas: completa, a 870 °C, e intercrítica, a 760 °C.

A análise comparativa entre os diagramas revela semelhanças importantes no que diz respeito à sequência das transformações de fase (ferrita, perlita, bainita e martensita), porém também aponta divergências significativas quanto à cinética de transformação. De modo geral, os diagramas experimentais apresentaram deslocamento das curvas de transformação para tempos maiores em relação aos simulados, indicando uma maior temperabilidade real do material em relação ao previsto pelos modelos computacionais, especialmente para a condição intercrítica. Segundo Bräutigam-Matus *et al.* (2018), esse deslocamento pode ser atribuído ao enriquecimento de carbono na austenita na condição intercrítica, o que dificulta as transformações difusionais e reduz a temperatura de início de formação martensita (M_i).

A condição de austenitização intercrítica, ao preservar frações de ferrita primária e formar grãos de austenita de tamanho reduzido, resultou em um início mais precoce da transformação ferrítica e, ao mesmo tempo, em maior

estabilidade da austenita restante, especialmente contra transformações perlíticas e bainíticas. Esse comportamento é coerente com os relatos de Fonstein (2015), que aponta que a presença de ferrita durante a austenitização favorece a difusão de carbono para a austenita, tornando-a mais resistente à transformação durante o resfriamento. Como resultado, os diagramas TRC intercríticos apresentaram uma antecipação das curvas de ferrita e um atraso significativo das curvas de bainita e M_i .

Figura 3.15 - Diagrama TRC experimentalmente determinado para a condição de austenitização completa à 870°C

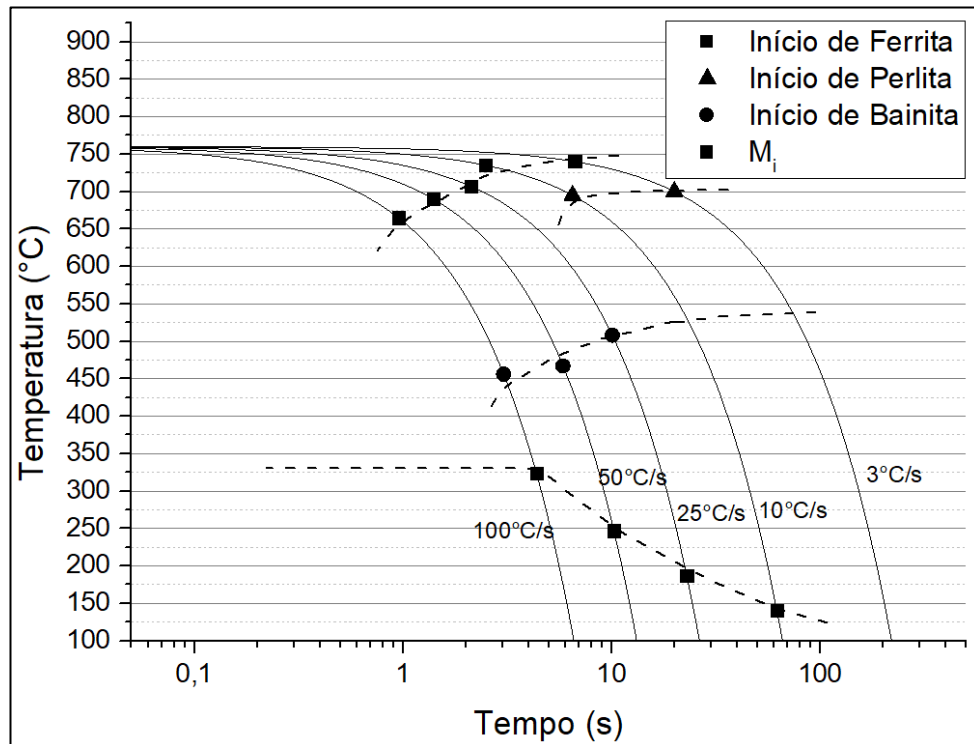


Fonte: Próprio Autor

Por outro lado, os diagramas simulados ao assumirem austenita homogênea e completamente formada tendem a subestimar efeitos característicos da austenitização intercrítica, como a formação preferencial de γ em contornos de ferrita durante o aquecimento e a presença de ampla superfície interfacial α/γ . O enriquecimento local de carbono na austenita altera a temperabilidade e as temperaturas críticas, o que explica discrepâncias encontradas entre previsão e experimento. Assim, embora as simulações reproduzam tendências globais, não capturam plenamente a influência das

interfaces e das heterogeneidades químicas sobre a cinética das transformações (Erdogan, 2003; Fonshtein, 1985).

Figura 3.16 - Diagrama TRC experimentalmente determinado para a condição de austenitização intercrista à 760°C



Fonte: Próprio Autor

O comportamento observado neste trabalho também encontra respaldo em estudos como os de Sarwar *et al.*, (2007), que destacam o papel da ferrita epitaxial (ferrita formada sobre ferrita primária) na elevação da ductilidade sem perda drástica de resistência, bem como nas observações de Bräutigam-Matus *et al* (2018), que demonstraram que a obtenção de microestruturas DP equilibradas exige resfriamentos acelerados da ordem de 100 °C/s a partir da região intercrista.

4 CONCLUSÕES

O aço apresenta composição típica automotiva e, no estado de entrega, microestrutura com ferrita quase-poligonal como matriz e possivelmente ilhas de MA alinhadas ao sentido de laminação, coerentes com laminação a quente sem recozimento.

- As temperaturas de austenitização (intercrítica e completa) foram definidas a partir das temperaturas críticas no equilíbrio: $Ae_1 \approx 670 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e $Ae_3 \approx 840 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (austenita $\sim 100\%$); esses valores orientaram a construção dos diagramas TRC por dilatometria e a identificação dos marcos de transformação (inícios de ferrita, bainita e M_i).
- Para austenitização completa a $870 \text{ }^{\circ}\text{C}$, houve boa proximidade entre experimento e simulação: M_i experimental $\approx 360 \text{ }^{\circ}\text{C}$ versus M_i simulado $\approx 352 \text{ }^{\circ}\text{C}$; as tendências de frações de fases com a taxa de resfriamento foram consistentes com as micrografias.
- A austenitização intercrítica gera uma fração de austenita mais refinada e enriquecida em C/Mn, elevando a temperabilidade e deslocando para temperaturas menores os inícios de ferrita (F_i), bainita (B_i) e principalmente martensita (M_i). Por ser uma liga de baixo Si, sob resfriamentos mais lentos a ausência de supressão da cementita amplia o campo da transformação perlítica no TRC.
- Na condição intercrítica analisa visando atingir $\sim 25\%$ de austenita, o enriquecimento em C/Mn levou à redução de M_i e à reconfiguração das faixas de ferrita/bainita/martensita no TRC. Em taxas elevadas ($\geq 50 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$), a fração de γ remanescente transformou-se majoritariamente em martensita e bainita sobre uma matriz ferrítica; em taxas baixas ($\sim 3 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$), predominaram transformações difusionais, em linha com os diagramas.
- As divergências entre os diagramas TRC experimentais e os simulados para a austenitização intercrítica decorrem, principalmente, das hipóteses adotadas

pelos *softwares*, que tratam a austenita como completamente homogênea e não representam efeitos interfaciais (α/γ) nem gradientes locais de C e Mn. Isso limita a reprodução das heterogeneidades observadas.

5 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar os mesmos testes realizados neste trabalho (simulações, dilatométrica e microestrutura) aplicando outras temperaturas de austenitização intercrítica além da condição de 760 °C, permitindo ampliar a análise comparativa e mapear com maior precisão a faixa ótima de tratamento térmico para o aço estudado.
- Realizar ensaios mecânicos complementares (microdureza, tração, impacto, tenacidade) para correlacionar a microestrutura com o desempenho mecânico global do material.
- Utilizar técnicas mais avançadas de microscopia (MEV, EBSD e MET) para descrever com maior detalhamento e robustez as diferenças microestruturais observadas.
- Avaliar o comportamento do aço DP sob tratamentos isotérmicos ou ciclos térmicos mais complexos, visando aplicações específicas na indústria automotiva.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARAUJO, S. D. **Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo**. 2013. 82f. Dissertação. Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas – Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

ASTM, E3. **Preparation of metallographic specimens, Annu. B**. ASTM Stand, v. 11, p. 1-17, 2017.

AVRAMOVIC-CINGARA, G.; OSOSKOV, Y.; JAIN, M. K.; WILKINSON, D. S. Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 516, n.1-2, p. 7-16, 2009.

BADKOOBEH, F.; MOSTAAN, H.; RAFIEI, M.; BAKHSHESHI-RAD, H. R.; BERTO, F. Microstructural characteristics and strengthening mechanisms of ferritic–martensitic dual-phase steels: a review. **Metals**, v. 12, n. 1, p. 101, 2022.

BANADKOUKI, S. S. G.; FEREIDUNI, E. Effect of prior austenite carbon partitioning on martensite hardening variation in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 619, p.129-136, 2014.

BAG, A.; RAY, K. K.; DWARAKADASA, E. S.; Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite-dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, p. 1193-1202, 1999.

BALUCH, N.; UDIN, Z. M; ABDULLAH, C. S.; Advanced high strength steel in auto industry: an overview. **Engineering, Technology & Applied Science Research**, v. 4, n.4, p. 686-689, 2014

BHARADWAJ, R.; SARKAR, A.; RAKSHE, B. Effect of cooling rate on phase transformation kinetics and microstructure of Nb-Ti microalloyed low carbon

HSLA steel. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 11, n. 4, p. 661-672, 2022.

BRÄUTIGAM-MATUS, K.; ALTAMIRANO, G.; SALINAS, A.; FLORES, A.; GOODWIN, F. Experimental determination of continuous cooling transformation (CCT) diagrams for dual-phase steels from intercritical temperature range. **Metals**, v. 8, n.9, p.673, 2018.

BRAZ, J. L.; REGULY, A.; STROHAECKER, T. R.; PINHEIRO, F.; CRAIDY, P. Desenvolvimento e aplicações dos aços "Dual Phase". In: 61º Congresso Anual da ABM, 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro - RJ. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM), 2006. p. 937-942.

CALCAGNOTTO, M.; PONGE, D.; RAABE, D. On the effect of manganese on grain size stability and hardenability in ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 1, p. 37-46, 2012.

CANDELA, A.; SANDRINI, G.; GADOLA, M.; CHINDAMO, D.; MAGRI, P. Lightweighting in the automotive industry as a measure for energy efficiency: Review of the main materials and methods. **Heliyon**, v. 10, n. 8, e29728, 2024.

CIMPRICH, A.; SADAYAPPAN, K.; YOUNG, S. B. Lightweighting electric vehicles: Scoping review of life cycle assessment. **Journal of Cleaner Production**, v. 433, p. 139692, 2023.

COSTA, P.; GUERRERO, G. A.; RODRÍGUEZ, A. S.; REYES, A. E. S.; GOODWIN, F. Dilatometric study of continuous cooling transformation of intercritical austenite in cold rolled AHSS-DP steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 19, p. 4360-4370, 2022.

COUCHET, C.; BONNET, F.; TEIXEIRA, J.; ALLAIN, S. Y. P. Numerical Investigations of Phase Transformations Controlled by Interface Thermodynamic

Conditions during Intercritical Annealing of Steels. **Metals**, v. 13, n. 7, p. 1288, 2023.

DE-CASTRO, D.; CASTELLANOS, A. E.; VIVAS, J.; CABALLERO, F. G.; SAN-MARTÍN, D.; CAPDEVILA, C. Morphological and crystallographic features of granular and lath-like bainite in a low carbon microalloyed steel. **Materials characterization**, v. 184, p. 111703, 2022.

DULUCHEANU, C.; SEVERIN, T. C.; CERLINCA, D. A.; IRIMESCU, L. Structures and mechanical properties of some dual-phase steels with low manganese content. **Metals**, v. 12, n. 2, p. 189, 2022.

ERDOGAN, M. Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel. **Scripta Materialia**, v. 48, n. 5, p. 501-506, 2003.

ERISIR, E.; BILIR, O.G. Effect of intercritical annealing temperature on phase transformations in medium carbon dual phase steels. **Journal of materials engineering and performance**, v. 23, n. 3, p. 1055-1061, 2014.

FARÍAS, F.; BALBI, M.; BATISTA, M. N.; ALVAREZ-ARMAZ, I. Characterization of a continuously cooled dual-phase steel microstructure. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 12, p. 6010-6021, 2018.

FONSTEIN, Nina. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties**. 1. ed. Switzerland: Springer, 2015. 415p.

GARCÍA, C. D. A.; CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ÁLVAREZ, L. F. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. **Materials Characterization**, v. 48, n. 1, p. 101-111, 2002.

GRANBOM, Y. **Structure and mechanical properties of dual phase steels: An experimental and theoretical analysis**. 2010. 56f. Tese de Doutorado.

Royal Institute of Technology, School of industrial Engineering and Management, Materials Science Engineering, Division of Mechanical Metallurgy, Stockholm, Sweden, 2010.

GREGUI, R. G. **Efeitos da austenitização plena e intercrítica no tratamento térmico de têmpera e partição do aço 300M**. 2017. 171f. Tese. Doutorado em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.

HAO, X.; ZHAO, X.; HUANG, B.; CHEN, H.; MA, J.; WANG, C.; YANG, Y. Influence of intercritical quenching temperature on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dual-phase steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, n. 7, p. 4446-4456, 2020.

KEELER S., KIMCHI M., MOONEY, P.J. **Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0**. Middletown, OH: World Auto Steel; 2017.

KOZESCHNIK, E.; BHADESHIA, H. K. D. H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels. **Materials Science and Technology**, v. 24, n. 3, p. 343-347, 2008.

KRUGLA, M.; OFFERMAN, S. E.; SIETSMA, J.; HANLON, D. N. Microsegregation influence on austenite formation from ferrite and cementite in Fe–C–Mn–Si and Fe–C–Si steels. **Metals**, v. 14, n. 1, p. 92, 2024.

LIU, L.; LI, L.; LIANG, Z.; HUANG, M.; PENG, Z.; GAO, J.; LUO, Z. Towards ultra-high strength dual-phase steel with excellent damage tolerance: The effect of martensite volume fraction. **International Journal of Plasticity**, v. 170, p. 103778, 2023.

MACKENZIE, S. Non-martensitic transformation products: Bainite. **Gear Solutions**. 2023. Disponível em: <https://gearsolutions.com/departments/hot-seat/non-martensitic-transformation-products-bainite/>. Acesso em: 19.07.2025

MAGALHÃES, C. H. X. M.; CORRÊA, E. C. S.; DE FARIA, G. L. Application of Intercritical Austenitizing in a Commercial CMnSi Steel as a Tool for Optimizing a One-Step Quenching and Partitioning Cycle Aiming to Achieve a Third-Generation Advanced High-Strength Steel. **steel research international**, v. 95, n. 7, p. 2300819, 2024.

MARIANO, N. A.; MARINHO, D.; DIAS, J. C.; FERNANDES, M. A. Efeito da temperatura e tempo de austenitização nas transformações de fase da liga 13Cr2Ni0, 1C. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 63, p. 27-31, 2010.

MAZAHARI, Y.; NAJAFI, Y.; ANJABIN, N.; REZAEI, A.; GHAFARI, B.; Micromechanical behavior of individual constituents in dual-phase steels and correlations with macromechanical properties: A review. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 36, p. 849-887, 2025.

MEHRABI, A.; MCDERMID, J. R.; WANG, X.; ZUROB, H. Austenite Nucleation and Growth as a Function of Starting Microstructure for a Fe–0.15 C–5.56 Mn–1.1 Si–1.89 Al Medium-Mn Steel. **steel research international**, v. 94, n. 11, p. 2200952, 2023.

MORAVEC, J.; MIČIAN, M.; MÁLEK, M.; ŠVEC, M. Determination of CCT diagram by dilatometry analysis of high-strength low-alloy S960MC steel. **Materials**, v. 15, n. 13, p. 4637, 2022.

MOU, Y.; LI, Z.; ZHANG, X.; MISRA, D.; HE, L.; LI, H. Design of an effective heat treatment involving intercritical hardening for high strength/high elongation of 0.2 C–3Al–(6–8.5) Mn–Fe TRIP steels: Microstructural evolution and deformation behavior. **Metals**, v. 9, n. 12, p. 1275, 2019.

MOVAHED, P.; KOLAHGAR, S.; MARASHI, S. P. H.; POURANVARI, M.; PARVIN, N. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. **Materials Science and Engineering: A**, v. 518, n. 1-2, p. 1-6, 2009.

NACIONAL RESEARCH COUNCIL. **Application of lightweighting technology to military aircraft, vessels, and vehicles**. National Academies Press, 2012.

OLIVEIRA, João A. S. **Numerical and experimental analysis of dual phase steels in automotive applications**. 2023. 119f. Dissertação. Mestrado em Engenharia Mecânica — Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2023.

PAWŁOWSKI, B.; BAŁA, P.; DZIURKA, R. Improper interpretation of dilatometric data for cooling transformation in steels. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 59, n. 3, p. 1159–1161, 2014.

PIMENTA, N. A. B. **Caracterização da austenitização intercrítica como etapa antecedente a um tratamento de têmpera e partição (Q&P) aplicado a um aço comercial de aplicação automotiva**. 2021. 145f. Dissertação. Mestrado em Engenharia de Materiais – Rede Temática em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, MG, Brasil, 2021.

RASHID, M. S. Dual phase steels. **Annual Review of Materials Science**, v. 11, n. 1, p. 245-266, 1981.

REN, Q. Q.; NAIL, S. I.; AN, D.; ZHU, M.; KRAKAUER, B. W.; SEIDMAN, D. N. Atom-probe tomographic and dilatometric studies of phase-transformations after inter-critical annealing of a low-carbon dual-phase steel. **Materials Characterization**, v. 168, p. 110544, 2020.

ROODGARI, Mohammad R.; JAMAATI, Roohollah; AVAL, Hamed J. A new method to produce dual-phase steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 803, p. 140695, 2021.

SARWAR, M.; AHMAD, E.; QURESHI, K. A.; MANZOOR, T. Influence of epitaxial ferrite on tensile properties of dual phase steel. **Materials & design**, v. 28, n. 1, p. 335-340, 2007.

SCHUTTENBERG, A. C. Efeito de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica sobre as transformações de fase e evolução microestrutural de um aço para aplicação na indústria de óleo e gás. Trabalho de Conclusão de Curso. Bacharelado em Engenharia Metalúrgica - Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, MG, Brasil, 2022.

SCHUTTENBERG, A. C.; LIMA, V. S. S.; DA ROCHA, J. M.; DE FARIA, G. L. Efeito da temperatura de austenitização intercrítica sobre a cinética de transformação martensítica e evolução microestrutural de um aço API-OCTG grau K55. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 20, p. 0-0, 2023.

SHAO, Y.; ZHOU, X.; MAO, Y.; JIANG, Q.; LIU, Z.; CAO, G.; WU, S. Effect of bainite microstructure control on the deformation behavior of ferrite/bainite dual-phase steel. **Materials Science and Engineering: A**, p. 148724, 2025.

SPEICH, G. R.; DEMAREST, V. A.; MILLER, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 12, n. 8, p. 1419-1428, 1981.

TASAN, C. C.; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, M.; TSUZAKI, K.; RAABE, D. An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review of Materials Research**, v. 45, n. 1, p. 391–431, 2015.

WANG, J.; VAN DER WOLK, P. J.; VAN DER ZWAAG, S. Effects of carbon concentration and cooling rate on continuous cooling transformations predicted by artificial neural network. **ISIJ international**, v. 39, n. 10, p. 1038-1046, 1999.