



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

MARIANNE DINIZ PINHO

**EFEITO DA TEMPERATURA E DO TEMPO DE PARTIÇÃO NA EVOLUÇÃO
MICROESTRUTURAL, NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NOS
MECANISMOS DE ENCRUAMENTO DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE
CARBONO PROCESSADO POR TÊMPERA E PARTIÇÃO**

Belo Horizonte

Abril 2026

MARIANNE DINIZ PINHO

**EFEITO DA TEMPERATURA E DO TEMPO DE PARTIÇÃO NA EVOLUÇÃO
MICROESTRUTURAL, NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NOS
MECANISMOS DE ENCRUAMENTO DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE
CARBONO PROCESSADO POR TÊMPERA E PARTIÇÃO**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Pinho, Marianne Diniz.
P654e Efeito da temperatura e do tempo de partição na evolução microestrutural, nas propriedades mecânicas e nos mecanismos de encruamento de um aço de baixo teor de carbono processado por têmpera e partição / Marianne Diniz Pinho. – 2026.
126 f. : il.
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Coorientador: Wellington Lopes.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2026.
Bibliografia.

1. Têmpera (Engenharia). 2. Aço - Microestrutura - Caracterização. 3. Austenita. 4. Aço bainita. 5. Metais - Propriedades mecânicas. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 620.1123



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 11 / 2026 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.018979/2026-91

Belo Horizonte-MG, 10 de abril de 2026.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*EFEITO DA TEMPERATURA E DO TEMPO DE PARTIÇÃO NA EVOLUÇÃO
MICROESTRUTURAL, NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NOS
MECANISMOS DE ENCRUAMENTO DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE
CARBONO PROCESSADO POR TÊMPERA E PARTIÇÃO*

Autora: Marianne Diniz Pinho

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 10 de abril de 2026 esta Dissertação:

Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Wellington Lopes (COORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET-MG

Prof. Dr. Adriano Amâncio Trajano (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET-MG

Prof.^a Dr.^a Sara Silva Ferreira de Dafé (EXAMINADORA EXTERNA)
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUC MINAS

(Assinado digitalmente em 10/04/2026 17:03)
ADRIANO AMANCIO TRAJANO
PROF ENS BAS TEC TECNOLÓGICO-SUBSTITUTO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 3424181

(Assinado digitalmente em 10/04/2026 17:01)
ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLÓGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2506564

(Assinado digitalmente em 10/04/2026 17:02)
PAULO RENATO PERDIGÃO DE PAIVA
SUBCOORDENADOR - SUBSTITUTO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 2112363

(Assinado digitalmente em 10/04/2026 17:06)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLÓGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2579287

(Assinado digitalmente em 10/04/2026 17:03)
SARA SILVA FERREIRA DE DAFÉ
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.216-##

In memoriam

Maria da Conceição Diniz

Izaltina Alves Diniz

AGRADECIMENTOS

Com mais um ciclo se encerrando, agradeço, primeiramente, a Deus, por Sua infinita bondade em minha vida, por me conceder direção, força e sabedoria e por me permitir concluir mais esta etapa tão significativa da minha trajetória. Sua bondade para comigo me constrange profundamente e me faz reconhecer, todos os dias, que foi Sua luz que me guiou, sustentou e orientou até aqui.

À minha mãe, Lurdinha, dedico minha mais profunda gratidão por ter me ensinado, desde sempre, o valor da educação e por ter sido o alicerce de tudo o que construí até aqui. Seu exemplo de força, amor e dedicação foi fundamental para que eu chegasse até este momento.

Ao meu pai, Sergio, expresso minha sincera gratidão pela criação, pelos ensinamentos e por ter me mostrado, desde cedo, a enxergar a vida como ela é, com coragem e força para enfrentar os desafios. Sua presença e seus ensinamentos foram essenciais para a pessoa que me tornei.

Ao CEFET-MG, minha segunda casa ao longo de 14 anos, expresso minha mais profunda gratidão por ter sido o lugar onde construí não apenas minha formação acadêmica e profissional, mas também grande parte da pessoa que me tornei. Foi ali que me formei, amadureci, cresci e encontrei as bases que sustentam tudo o que conquistei até hoje. Cada oportunidade, cada aprendizado e cada porta que se abriu ao longo da minha trajetória carrega, de forma direta, a força da formação que recebi durante a graduação e o mestrado. Levo comigo uma gratidão imensa por tudo o que vivi e construí nesse caminho.

À professora Elaine Carballo, minha gratidão mais especial, por ter acreditado em mim, por todos os ensinamentos compartilhados e por ter estado ao meu lado ao longo de toda essa jornada, desde a graduação até o mestrado. Sua competência, generosidade, amizade e dedicação fazem de você uma grande inspiração e uma referência que levarei comigo para sempre.

Ao Gustavo Diniz, agradeço por ser meu irmão de vida e por ter estado ao meu lado de forma incondicional em todos os momentos. Sua presença, apoio e amizade tornaram essa caminhada mais leve e mais possível.

Agradeço, também, a toda a equipe do CEFET-MG que, de diferentes maneiras, contribuiu para esta trajetória, em especial a Caroline Fernandes, Wellington Lopes, meu coorientador, professor Marcello Rosa, professor Carlos Eduardo, Jorge, Geraldinho e Carlinhos, por todo o apoio, disponibilidade e colaboração ao longo deste trabalho.

Aos membros da banca examinadora, professores Adriano Amâncio, Paulo Renato Perdigão e Sara Dafé, agradeço por terem aceitado o convite para participar deste momento tão importante e pelas valiosas contribuições oferecidas a este trabalho.

À empresa Metaltemper, registro meu sincero agradecimento, especialmente ao engenheiro Waldeci, pela paciência, disponibilidade e apoio na realização dos tratamentos térmicos, etapa essencial para o desenvolvimento desta pesquisa.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

“A mente que se abre a uma nova ideia jamais voltará ao seu tamanho original.”

Albert Einstein

RESUMO

Os aços processados por têmpera e partição (Q&P - *Quenching and Partitioning*) têm sido amplamente investigados devido à sua capacidade de combinar elevada resistência mecânica com níveis de ductilidade por meio do controle da evolução microestrutural. Nesse contexto, o desempenho desses materiais está associado à presença de uma matriz martensítica contendo frações adequadas ao uso de bainita e austenita retida. Enquanto martensita e a bainita contribuem para a resistência mecânica e para o comportamento de encruamento da matriz, a austenita retida, estabilizada termicamente durante o tratamento Q&P, pode transformar-se em martensita durante a deformação por meio do efeito de plasticidade induzida por transformação (TRIP – *Transformation-Induced Plasticity*), em função de sua estabilidade mecânica, contribuindo para a sustentação do encruamento e para o aumento da ductilidade. Este trabalho teve como objetivo investigar o efeito da temperatura e do tempo de partição na evolução microestrutural, nas propriedades mecânicas e nos mecanismos de encruamento de um aço de baixo teor de carbono processado por diferentes rotas Q&P. O material foi totalmente austenitizado e submetido à têmpera a 250 °C, seguida de partição a 250 °C (um passo) e a 425 °C e 510 °C (dois passos), com tempos de 10, 100 e 300 s. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão (MET) e difração de raios X (DRX), permitindo avaliar a morfologia das fases presentes e quantificar a fração e o teor de carbono da austenita retida. A resposta mecânica foi analisada com ensaios de dureza Vickers e de tração uniaxial. Para uma análise mais detalhada do comportamento mecânico, foram avaliados a taxa de encruamento e o coeficiente de encruamento instantâneo. Os resultados indicaram que a partição a 250 °C preserva uma matriz martensítica mais supersaturada, resultando no maior limite de resistência (1663 MPa). O aumento da temperatura de partição intensifica a partição de carbono, a formação de bainita e a estabilização da austenita retida, atingindo fração máxima de 9,3 %, o que favorece o aumento da ductilidade. De modo geral, os resultados demonstram que os parâmetros de partição governam a evolução microestrutural e estabelecem relações entre processamento, microestrutura e propriedades mecânicas, controlando o equilíbrio entre resistência e ductilidade em aços Q&P de baixo teor de carbono.

Palavras-chaves: têmpera e partição. evolução microestrutural. austenita retida. bainita. encruamento. propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Steel processed through quenching and partitioning (Q&P) have been widely investigated due to their ability to combine high mechanical strength with significant ductility through the control of microstructural evolution. In this context, the mechanical performance of these materials is associated with the presence of a predominantly martensitic matrix containing fractions of bainitic ferrite and retained austenite. While martensite and bainite contribute to mechanical strength and to the strain hardening behavior of the matrix, retained austenite, thermally stabilized during the Q&P treatment, can transform into martensite during deformation through the transformation-induced plasticity effect (TRIP) according to its mechanical stability, contributing to sustained strain hardening and enhanced ductility. This work aimed to investigate the effect of partitioning temperature and time on the microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening mechanisms of a low-carbon steel processed through different Q&P routes. The material was fully austenitized and quenched to 250 °C, followed by partitioning at 250 °C (one-step) and 425 °C and 510 °C (two-step) for 10, 100 and 300 s. Microstructural characterization was performed using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and X-ray diffraction (XRD), allowing the evaluation of phase morphology and the quantification of the fraction and carbon content of retained austenite. Mechanical response was evaluated by Vickers hardness and uniaxial tensile tests. For a more detailed assessment of mechanical behavior, the strain hardening rate and the instantaneous strain hardening exponent were analyzed. The results indicate that partitioning at 250 °C preserves a more supersaturated martensitic matrix, resulting in the highest ultimate tensile strength (1663 MPa). Increasing the partitioning temperature intensifies carbon partitioning, bainite formation, and retained austenite stabilization, reaching a maximum fraction of 9.3%, which promotes increased ductility. Overall, the results demonstrate that partitioning parameters govern microstructural evolution and establish relationships between processing, microstructure, and mechanical properties, controlling the strength–ductility balance in low-carbon Q&P steels.

Keywords: quenching and partitioning. microstructural evolution. retained austenite. bainite. strain hardening. mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Representação esquemática de microestruturas típicas de diferentes classes de aços AHSS.	24
Figura 3.2 – Diagrama de limite de resistência à tração em função do alongamento total para aços HSS e diferentes classes de aços AHSS.	25
Figura 3.3 – Representação esquemática do efeito da substituição da combinação microestrutural ferrita + martensita por martensita/bainita + austenita retida nas propriedades mecânicas.	27
Figura 3.4 – Representação esquemática do efeito TRIP durante a deformação plástica.	29
Figura 3.5 – Variação esquemática da energia livre de Gibbs da austenita e da martensita em função da temperatura.	29
Figura 3.6 – Representações esquemáticas de distorções cristalográficas para acomodação da transformação martensítica, incluindo a deformação de Bain.	31
Figura 3.7 – Representação esquemática da tensão requerida para a transformação martensítica em função da temperatura e dos mecanismos de deformação atuantes em diferentes faixas térmicas.	31
Figura 3.8 – Imagens de MEV de aços TRIP.	33
Figura 3.9 – Picos de difração para cálculo da fração volumétrica de austenita retida.	34
Figura 3.10 – Efeito esquemático da estabilidade mecânica da austenita retida sobre a transformação martensítica induzida por deformação e sobre a combinação entre resistência e ductilidade.	36
Figura 3.11 – Efeito dos elementos de liga na estabilidade térmica da austenita.	37
Figura 3.12 – Ilustração do efeito do tamanho de grão na quantidade de sítios ativos para nucleação de martensita.	37
Figura 3.13 – Imagens de MET ilustrando diferentes morfologias da austenita retida em aços TRIP.	38
Figura 3.14 – Influência da morfologia da austenita retida sobre sua estabilidade mecânica e sobre a evolução da transformação martensítica induzida por deformação.	39
Figura 3.15 – Representação esquemática da rota de processamento termomecânico dos aços TRIP e da evolução microestrutural durante o recozimento intercrítico e a austêmpera.	41
Figura 3.16 – Representação esquemática da formação de bainita superior e bainita inferior durante a austêmpera.	42

Figura 3.17 – Representação esquemática do efeito do tempo de austêmpera sobre a evolução microestrutural e a fração final de austenita retida nos aços TRIP.	43
Figura 3.18 – Influência esquemática dos principais elementos de liga sobre as transformações de fase durante o processamento termomecânico dos aços TRIP.	44
Figura 3.19 – Micrografias ópticas de aços submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P) após diferentes condições de ataque químico.	47
Figura 3.20 – Representação da rota térmica de têmpera e partição.	48
Figura 3.21 – Microestrutura e teor de carbono em cada etapa da rota térmica de têmpera e partição.	48
Figura 3.22 – Imagens de micrografia óptica de amostras de aços Q&P submetidas ao recozimento intercrítico e atacadas com diferentes reagentes químicos.	50
Figura 3.23 – Influência da temperatura de austenitização sobre as curvas tensão–deformação de engenharia de aços Q&P submetidos à austenitização completa e intercrítica.	53
Figura 3.24 – Influência da temperatura de têmpera sobre as curvas tensão–deformação de engenharia, a fração volumétrica e o teor de carbono da austenita retida em aço Q&P.	54
Figura 3.25 – Influência da temperatura e do tempo de partição sobre as curvas tensão–deformação e o coeficiente de encruamento instantâneo de aços Q&P.	55
Figura 4.1 – Fluxograma representativo das etapas do procedimento experimental.....	57
Figura 4.2 – Corpo de prova utilizado nos tratamentos térmicos.....	61
Figura 4.3 – Rota esquemática do tratamento de têmpera e partição (Q&P) aplicado neste estudo.....	62
Figura 4.4 – Desenho técnico do corpo de prova utilizado no ensaio de tração, com dimensões em mm.	67
Figura 4.5 – Exemplo da suavização aplicada às curvas de taxa de encruamento em função da deformação verdadeira.	68
Figura 5.1 – Fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço estudado.	70
Figura 5.2 – Diagrama TTT do aço estudado construído a partir dos dados obtidos no software MUCG83.	71
Figura 5.3 – Frações volumétricas estimadas de martensita e austenita em função da temperatura de têmpera, em condição de superresfriamento.....	72
Figura 5.4 – Micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras submetidas a diferentes condições de tratamento Q&P.	74
Figura 5.5 – Micrografias de MEV das amostras 250T_250P submetidas a diferentes tempos de partição.	76

Figura 5.6 – Micrografias de MEV das amostras 250T_425P submetidas a diferentes tempos de partição.	77
Figura 5.7 – Micrografias de MEV das amostras 250T_510P submetidas a diferentes tempos de partição.	78
Figura 5.8 – Micrografias de MET em campo claro das amostras 250T_510P submetidas a tempos de partição de 10 s, 100 s e 300 s.....	81
Figura 5.9 – Micrografias de MET em campo escuro das amostras 250T_510P submetidas a tempos de partição de 10 s, 100 s e 300 s.....	82
Figura 5.10 – Micrografias de MET em campo claro e campo escuro da austenita retida em blocos das amostras 250T_510P.	83
Figura 5.11 – Micrografias de MET em campo claro da amostra 250T_510P_10s evidenciando carbonetos de transição nas ripas de martensita.	85
Figura 5.12 – Difratomogramas das amostras.	87
Figura 5.13 – Influência do tempo e da temperatura de partição na fração volumétrica e teor de carbono da austenita retida.	89
Figura 5.14 – Representação esquemática da evolução microestrutural em função da temperatura e do tempo de partição nas amostras submetidas ao tratamento Q&P.....	92
Figura 5.15 – Influência do tempo e da temperatura de partição na dureza Vickers (HV).....	94
Figura 5.16 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 250 °C.....	96
Figura 5.17 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 425 °C.....	97
Figura 5.18 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 510 °C.....	98
Figura 5.19 – Evolução das propriedades mecânicas em função do tempo e da temperatura de partição.	99
Figura 5.20 – Evolução do comportamento de encruamento em função da deformação verdadeira para as amostras tratadas por Q&P em diferentes temperaturas e tempos de partição.	103

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Redução de massa e custos relativos resultantes da substituição aço por materiais de baixa densidade.....	23
Tabela 2 – Composição química (%p) do aço.	57
Tabela 3 – Identificação das amostras e parâmetros do ciclo Q&P.	61
Tabela 4 – Temperaturas de início da transformação bainítica (Bi) obtidas por diferentes abordagens.	71
Tabela 5 – Listagem das frações volumétricas e teores de carbono da austenita retida de todas as amostras.....	86
Tabela 6 – Resultados de dureza Vickers das amostras.	93
Tabela 7 – Propriedades mecânicas das amostras obtidas por meio do ensaio de tração.....	95

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS – Aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels*)
BH – Aços endurecíveis pela cura da pintura (*Bake-Hardenable*)
CFB – Aços bainíticos livres de carbonetos (*Carbide-Free Bainitic*)
CMn – Aços carbono-manganês
CP – Aços de fases complexas (*Complex Phase*)
DP – Aços bifásicos (*Dual Phase*)
DRX – Difração de raios X
FB – Aços ferrítico-bainíticos
Fe₃C – Cementita
HSS – Aços convencionais de alta resistência (*High Strength Steels*)
HSLA – Aços de alta resistência e baixa liga (*High-Strength Low-Alloy*)
IF – Aços livres de intersticiais (*Interstitial-Free*)
IF-HS – Aços livres de intersticiais de alta resistência (*Interstitial-Free High-Strength*)
LRT – Limite de resistência à tração
LE – Limite de escoamento
M – Martensita
M₁ – Martensita primária
M₂ – Martensita secundária
MEV – Microscopia eletrônica de varredura
MET – Microscopia eletrônica de transmissão
Mild – Aços de baixa resistência (*Mild Steels*)
MO – Microscopia óptica
Q&P – Têmpera e partição (*Quenching and Partitioning*)
RA – Austenita retida (*Retained Austenite*)
TRIP – Plasticidade induzida por transformação (*Transformation-Induced Plasticity*)
TWIP – Plasticidade induzida por maclação (*Twinning-Induced Plasticity*)
UHSS – Aços de ultra alta resistência (*Ultra-High Strength Steels*)

LISTA DE SÍMBOLOS

- A_{C1} – Temperatura de início da formação de austenita durante o aquecimento
- A_{C3} – Temperatura de término da formação de austenita durante o aquecimento
- B_i – Temperatura de início da transformação bainítica
- $f_{\alpha'}$ – Fração volumétrica de austenita transformada em martensita
- f_{γ_r} – Fração volumétrica de austenita retida
- M_f – Temperatura final da transformação martensítica
- M_i – Temperatura de início da transformação martensítica
- M_i^σ – Temperatura de início da transformação martensítica induzida por deformação
- t_A – Tempo de austenitização
- t_P – Tempo de partição
- t_Q – Tempo de têmpera
- T_A – Temperatura de austenitização
- T_P – Temperatura de partição
- T_Q – Temperatura de têmpera
- α – Ferrita
- α_b – Ferrita bainítica
- α' – Martensita com estrutura tetragonal de corpo centrado
- ΔG – Variação da energia livre de Gibbs
- $\Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ – Força motriz química necessária para o início da transformação martensítica
- ε – Deformação verdadeira
- γ – Austenita
- γ_{AR} – Austenita retida
- $\partial \sigma / \partial \varepsilon$ – Taxa de encruamento
- σ – Tensão verdadeira

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 OBJETIVOS	20
2.1 Objetivo Geral	20
2.2 Objetivos Específicos	20
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1 Contexto Geral.....	21
3.2 Aços de alta resistência para aplicação automobilística	22
3.3 Efeito TRIP	28
3.4 Aços assistidos pelo efeito TRIP	32
3.4.1 Microestrutura multiconstituída e estabilidade da austenita retida	32
3.4.2 Processamento termomecânico dos aços TRIP	40
3.5 Aços de Têmpera e Partição (Q&P)	46
3.5.1 Microestrutura Multiconstituída e Processamento Térmico	46
3.5.2 Influência dos Parâmetros do Processamento Térmico na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas.....	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
4.1 Material.....	56
4.2 Estudo Termodinâmico.....	56
4.3 Tratamentos Térmicos	60
4.4 Caracterização microestrutural das amostras	63
4.4.1 Microscopia Óptica (MO)	63
4.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	63
4.4.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)	64
4.4.4 Difração de Raios X (DRX).....	64
4.5 Caracterização mecânica das amostras.....	66
4.5.1 Ensaio de Dureza Vickers	66
4.5.2 Ensaio de Tração	66
4.5.2.1 Estudo do Encruamento	67
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
5.1 Análise Termodinâmica.....	70

5.2 Caracterização Microestrutural.....	73
5.2.1 Microscopia Óptica (MO)	73
5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	75
5.2.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) das amostras particionadas a 510 °C	79
5.2.4 Difração de Raio X (DRX)	86
5.3 Caracterização mecânica das amostras.....	93
5.3.1 Ensaio de Dureza Vickers	93
5.3.2 Ensaio de Tração	94
5.3.2.1 Estudo do Encruamento	102
6 CONCLUSÃO.....	107
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109

1 INTRODUÇÃO

A crescente demanda por redução de emissões, maior eficiência energética e segurança veicular tem impulsionado a indústria automobilística a buscar materiais capazes de reduzir a massa dos veículos sem comprometer o desempenho mecânico. Nesse contexto, a utilização de chapas de aço de menor espessura exige o desenvolvimento de ligas com melhor balanço entre resistência mecânica e ductilidade, destacando-se os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS).

Entre as três gerações de AHSS, os aços da terceira geração têm recebido destaque por apresentarem potencial para combinar propriedades mecânicas superiores às dos aços convencionais e dos AHSS de primeira geração, com menor custo de liga em comparação aos aços de segunda geração. Esses materiais se baseiam no desenvolvimento de microestruturas multifásicas, metaestáveis e multiescala, nas quais a interação entre diferentes constituintes e mecanismos de transformação contribui para a otimização do desempenho mecânico. Dentro desse grupo, os aços processados por têmpera e partição (*Quenching and Partitioning* – Q&P) destacam-se como uma das rotas mais promissoras para aplicação automotiva.

O tratamento térmico Q&P é composto, em sua forma convencional, pelas etapas de austenitização, têmpera interrompida, partição e resfriamento final. Durante a têmpera, forma-se uma fração controlada de martensita primária (M_1), enquanto parte da austenita permanece não transformada. Na etapa de partição, o carbono tende a se redistribuir da martensita supersaturada para a austenita remanescente, favorecendo sua estabilização e retenção à temperatura ambiente. Quando esse enriquecimento é insuficiente, parte da austenita instável pode transformar-se em martensita secundária (M_2) durante o resfriamento final. Além disso, constituintes como bainita e carbonetos podem se formar durante o ciclo térmico, em função das condições de processamento, modificando a microestrutura final e, consequentemente, o comportamento mecânico.

Considerando que a temperatura e o tempo de partição exercem influência direta sobre a fração e a estabilidade da austenita retida, a evolução da martensita, a eventual formação de ferrita bainítica e, consequentemente, sobre a resposta mecânica do material, a avaliação integrada desses parâmetros é fundamental para o entendimento e a otimização do processo Q&P. Dessa forma, o presente trabalho tem como objetivo investigar, de maneira sistemática, o efeito da

temperatura e do tempo de partição sobre a microestrutura, a estabilização da austenita retida e o comportamento mecânico e de encruamento de um aço de baixo teor de carbono submetido ao tratamento Q&P.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar o efeito da temperatura e do tempo de partição na evolução microestrutural, nas propriedades mecânicas e nos mecanismos de encruamento de um aço de baixo teor de carbono processado por têmpera e partição.

2.2 Objetivos Específicos

1. Avaliar a influência da temperatura e do tempo de partição na evolução microestrutural do aço submetido ao tratamento Q&P, por meio da identificação qualitativa dos constituintes presentes e da análise de sua morfologia.
2. Quantificar o efeito da temperatura e do tempo de partição na austenita retida, por meio da determinação da fração volumétrica e do teor de carbono desse constituinte, correlacionando esses parâmetros com a estabilização microestrutural obtida em cada condição.
3. Analisar a influência da temperatura e do tempo de partição nas propriedades mecânicas, com ênfase na dureza, no limite de escoamento, no limite de resistência à tração e no alongamento uniforme.
4. Investigar o efeito da temperatura e do tempo de partição sobre o comportamento e a capacidade de encruamento, por meio da avaliação da taxa de encruamento e do expoente de encruamento instantâneo.
5. Estabelecer relações entre processamento, evolução microestrutural, estabilidade da austenita retida, resposta mecânica e mecanismos de encruamento, visando compreender o equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade nas diferentes rotas Q&P avaliadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Contexto Geral

Os aços desempenham papel central no desenvolvimento da sociedade e permanecem, até a atualidade, entre os materiais mais estratégicos para a infraestrutura e para a manufatura em escala global. Sua ampla aplicabilidade decorre da combinação entre propriedades mecânicas, versatilidade de processamento, competitividade econômica, produção em larga escala e reciclabilidade (Gan, 2011). Entre os principais mercados consumidores, a indústria automobilística ocupa posição de destaque, respondendo por aproximadamente 12% do consumo global de aço, atrás apenas dos setores de edificações e infraestrutura (52%) e equipamentos mecânicos (16%) (World Steel Association, 2026). Em classificação mais específica, Cann et al., (2021) indicam que aproximadamente 9% do consumo global de aço estão associados a automóveis e veículos leves, reforçando a relevância do setor automotivo entre as principais aplicações desse material.

Nas últimas décadas, a indústria automobilística passou a ser fortemente condicionada por exigências crescentes relacionadas à segurança veicular, à eficiência energética e à redução das emissões de gases de efeito estufa (Fekete; Hall, 2017; Fonstein, 2015; Horvath, 2021; Keeler; Kimchi; Mooney, 2017; Lesch; Kwiaton; Klose, 2017). Na União Europeia, os automóveis de passeio respondem por aproximadamente 16% das emissões totais de CO₂, evidenciando a relevância desse segmento nas políticas de descarbonização do transporte (European Commission, 2026). No Brasil, esse direcionamento foi incorporado inicialmente pelo Programa Rota 2030 e posteriormente atualizado pelo Programa Mover, que reforçou a adoção de metas de eficiência energética e emissões, além de diretrizes voltadas à inovação tecnológica e à segurança veicular (Brasil, 2018, 2024, 2025).

Entre as diferentes estratégias voltadas à melhoria da eficiência energética e à redução das emissões no setor automotivo, a diminuição da massa veicular (*lightweighting*) destaca-se como uma das abordagens mais relevantes. Nesse contexto, os aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels* – AHSS) assumem papel central, uma vez que novas classes desses materiais podem reduzir em aproximadamente 8 a 10% o peso total do veículo em comparação aos aços convencionais (World Steel Association, 2020). Entretanto, a redução de massa não pode comprometer a segurança veicular, de modo que os materiais empregados na

carroceria devem manter elevada capacidade de absorção de energia e integridade mecânica em situações de impacto. Assim, intensificou-se o desenvolvimento de aços capazes de conciliar resistência mecânica, ductilidade, conformabilidade, absorção de energia e viabilidade industrial, permitindo a redução da espessura das chapas e, conseqüentemente, da massa veicular, sem prejuízo ao desempenho estrutural e à segurança passiva. Esse conjunto de demandas estabeleceu a base para a evolução das novas classes de aços avançados de alta resistência discutidas na seção seguinte (Fekete; Hall, 2017; Schmitt; Lung, 2018; Zhao; Jiang, 2018).

3.2 Aços de alta resistência para aplicação automobilística

O século XX, especialmente sua segunda metade, foi marcado pelo desenvolvimento dos aços convencionais de alta resistência (*high strength steels* – HSS) voltados à aplicação automotiva. Essa classe engloba os aços livres de intersticiais de alta resistência (*interstitial-free high-strength* – IF-HS), os aços endurecíveis pela cura da pintura (*bake-hardenable* – BH), os aços carbono-manganes (C-Mn), os aços ferrítico-bainíticos (FB) e os aços de alta resistência e baixa liga (*high-strength low-alloy* – HSLA). Em geral, esses materiais apresentam microestrutura predominantemente ferrítica, podendo conter perlita com diferentes proporções, e exibem limites de resistência à tração entre aproximadamente 210 e 550 MPa, valor significativamente superior ao dos aços convencionais de baixa resistência (Cora; Koç, 2014; Demeri, 2013; Galán et al., 2012; Keeler; Kimchi; Mooney, 2017).

Conforme apresentado na Tabela 1, a substituição de aços de baixo carbono por aços HSS pode proporcionar redução de massa na faixa de 10 a 25%. Materiais de menor densidade, como alumínio, magnésio, compósitos e titânio, podem promover reduções ainda mais expressivas, em alguns casos superiores a 50%. Entretanto, a adoção desses materiais em larga escala é limitada pelo maior custo relativo, considerando não apenas o custo do material, mas também os custos associados ao processamento e à fabricação. Nesse contexto, os aços HSS consolidaram-se como uma alternativa industrialmente viável para o primeiro estágio de alívio de massa em componentes automotivos (Demeri, 2013).

O aumento de resistência mecânica nos aços HSS é obtido principalmente por mecanismos clássicos de endurecimento, como endurecimento por solução sólida, refino de grão e precipitação de carbonetos e nitretos. No entanto, como esses aços apresentam microestruturas

derivadas de transformações próximas ao equilíbrio e são constituídos majoritariamente por ferrita, sua deformação plástica ocorre predominantemente por escorregamento de discordâncias na matriz ferrítica. Como consequência, esses materiais apresentam capacidade limitada de encruamento em comparação com classes mais avançadas. Assim, embora ofereçam acréscimo de resistência em relação aos aços convencionais, o aumento adicional de resistência tende a ser acompanhado por redução da ductilidade e da conformabilidade, o que impõe limitações para aplicações estruturais mais exigentes (Dai et al., 2021; Demeri, 2013; Hilditch; Souza; Hodgson, 2015; Kuziak; Kawalla; Waengler, 2008; Nanda et al., 2019).

Tabela 1 – Redução de massa e custos relativos resultantes da substituição aço por materiais de baixa densidade.

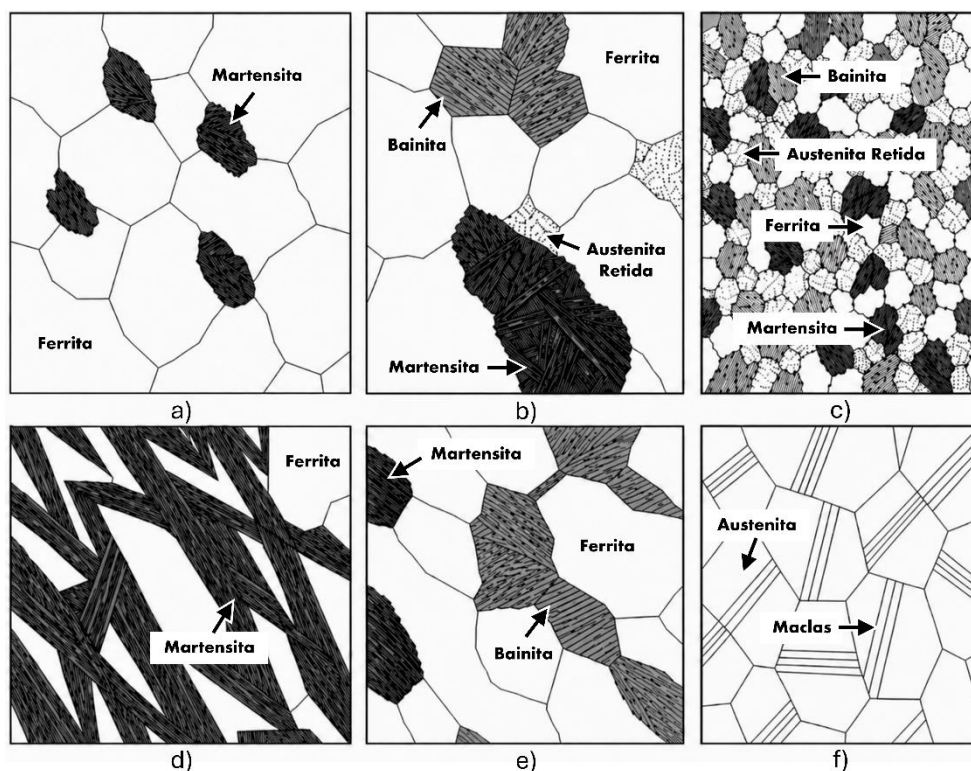
Materiais de Peso Leve	Material Substituído	Redução em massa (%)	Custo relativo*
Aços Convencionais de Alta Resistência	Aços de Baixo Carbono	10 – 25	1
Alumínio	Aços	40 – 60	1,3 – 2
Magnésio	Aços	60 – 75	1,5 – 2,5
Compósito de polímero reforçado com fibra de vidro	Aços	25 – 35	1 – 1,5
Compósito de polímero reforçado com fibra de carbono	Aços	50 – 60	2 – 10+
Titânio	Ligas de aço	40 – 55	1,5 – 10+
Aço Inoxidável	Aço Carbono	20 – 45	1,2 – 1,7

* Custo por peça, relativo ao material e a fabricação.

Fonte: Adaptado de Demeri (2013).

Com o objetivo de superar essas limitações, foram desenvolvidos os aços avançados de alta resistência (advanced high strength steels – AHSS), que incluem diferentes classes de aços, algumas das quais podem ser classificadas como aços de ultra alta resistência (ultra-high strength steels – UHSS), dependendo da faixa de limite de resistência adotada. Diferentemente dos HSS, os AHSS apresentam em geral microestruturas multifásicas, compostas por combinações de ferrita, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida. Essa arquitetura microestrutural permite combinar níveis mais elevados de resistência mecânica com melhor ductilidade e maior capacidade de absorção de energia, em função tanto das propriedades individuais de cada fase quanto da interação entre elas. Além disso, parâmetros como fração volumétrica, morfologia, distribuição, tamanho e estabilidade dos constituintes podem ser ajustados para atender a diferentes requisitos de desempenho (Dai et al., 2021; Demeri, 2013; Hilditch; Souza; Hodgson, 2015; Kuziak; Kawalla; Waengler, 2008; Nanda et al., 2019). Na Figura 3.1 são apresentadas microestruturas representativas de alguns tipos de aços AHSS.

Figura 3.1 – Representação esquemática de microestruturas típicas de diferentes classes de aços AHSS.



a) aços bifásicos (BF); b) aços com transformação induzida por plasticidade (TRIP); c) aços de fases complexas (CP); d) aços martensíticos (MART); e) aços ferríticos-bainíticos (FB); f) aços com transformação induzida por maclação (TWIP).

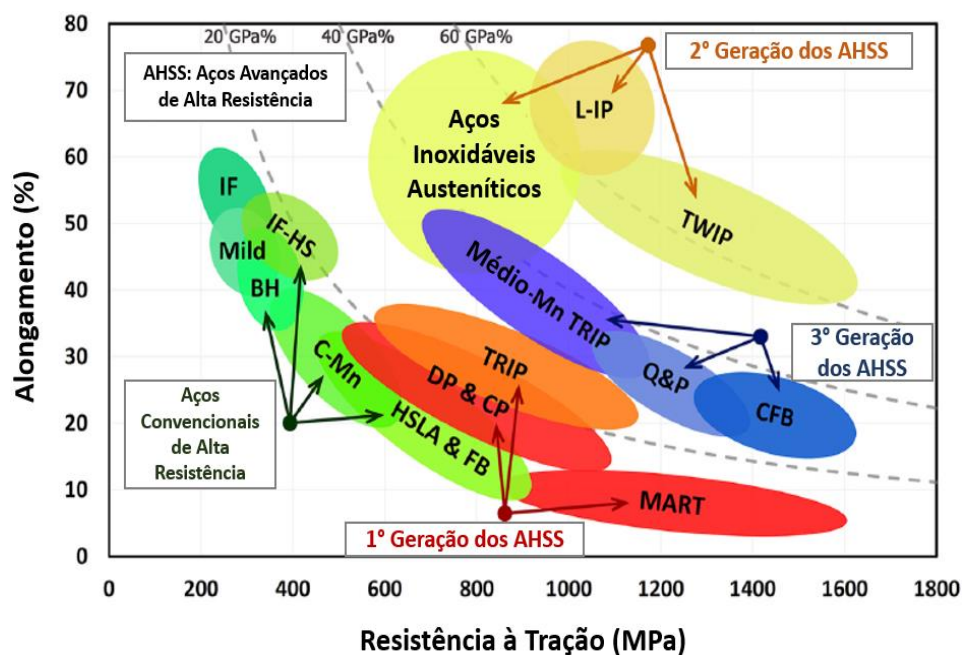
Fonte: Adaptado de Keeler; Kimchi; Mooney (2017).

Em termos de desempenho mecânico, uma forma amplamente utilizada para comparar essas classes de materiais é o diagrama de alongamento total (%) em função do limite de resistência à tração (MPa), como ilustrado na Figura 3.2. Nesse tipo de representação, a ductilidade é expressa pelo alongamento total, enquanto a capacidade de absorção de energia pode ser estimada pelo produto entre o limite de resistência à tração e o alongamento total, geralmente expresso em GPa% (Demeri, 2013; Hilditch; Souza; Hodgson, 2015; Kuziak; Kawalla; Waengler, 2008; Nanda et al., 2019).

A primeira geração dos aços AHSS, desenvolvida a partir da década de 1990, é composta principalmente pelos aços bifásicos (*dual phase* – DP), aços com plasticidade induzida por transformação (*transformation-induced plasticity* – TRIP), aços de fases complexas (*complex phase* – CP) e aços martensíticos (MART). Segundo Kwon et al. (2010), esses materiais também podem ser classificados como AHSS convencionais e, de modo geral, apresentam capacidade de absorção de energia inferior a 20 GPa%. Suas microestruturas são obtidas por

rotas termomecânicas específicas, sem necessidade de elevados teores de elementos de liga, o que favorece sua viabilidade industrial.

Figura 3.2 – Diagrama de limite de resistência à tração em função do alongamento total para aços HSS e diferentes classes de aços AHSS.



IF: aços livres de intersticiais; Mild: aços baixo carbono; IF-HS: aços livres de intersticiais; BH: aços endurecíveis pela cura pela cura da pintura; C-Mn: aços carbono-manganês; HSLA: aços de alta resistência e baixa liga; FB: aços ferríticos-bainíticos; DP: aços bifásicos; CP: aços de fases complexas; TRIP: aços com transformação induzida por plasticidade; MART: aços martensíticos; Q&P: aços de têmpera e partição; CFB: aços bainíticos livres de carbonetos; L-IP: aços leves com plasticidade induzida; TWIP: aços com transformação induzida por maclação.

Fonte: Soleimani; Kalhor; Mirzadeh (2020).

Em comparação aos aços HSS, os aços da primeira geração apresentam resistência mecânica superior, conforme indicado na Figura 3.2. No entanto, com exceção dos aços TRIP, o ganho de resistência ainda está fortemente associado a mecanismos de endurecimento convencionais que não resultam, necessariamente, em elevada capacidade de encruamento em deformações mais elevadas. Além disso, em muitos desses materiais, a matriz permanece predominantemente ferrítica, enquanto as fases mais resistentes, como martensita e bainita, aparecem em frações volumétricas mais limitadas. Como consequência, embora haja melhora significativa em relação aos HSS, a conformabilidade ainda pode ser restringida, especialmente em aplicações que exigem combinação mais equilibrada entre alta resistência e elevada ductilidade (Dai et al., 2021; Matlock; Speer, 2009; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).

Com a finalidade de ampliar de forma mais expressiva a combinação entre resistência mecânica e capacidade de deformação, a segunda geração dos AHSS foi desenvolvida por volta dos anos 2000. Esse grupo inclui os aços inoxidáveis austeníticos, os aços leves ao alumínio com plasticidade induzida (*lightweight induced-plasticity* – L-IP) e os aços com plasticidade induzida por maclação (*twinning-induced plasticity* – TWIP). Esses materiais, também denominados em alguns trabalhos como aços avançados de ultra alta resistência (*ultra-advanced high strength steels* – U-AHSS), apresentam microestruturas com matriz predominantemente austenítica e são capazes de combinar níveis ainda mais elevados de resistência à tração com alta ductilidade, alcançando capacidades de absorção de energia próximas a 60 GPa%, como ilustrado na Figura 3.2 (Demeri, 2013; Fekete; Hall, 2017; Kwon et al., 2010; Nanda et al., 2019).

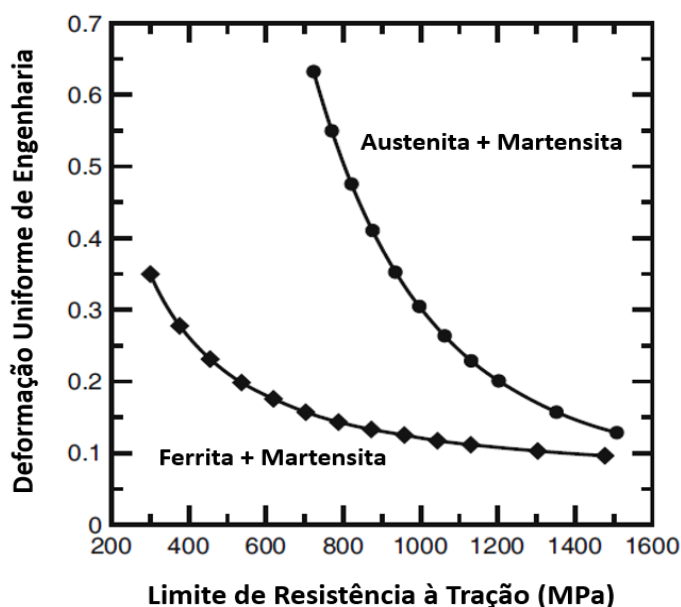
Entretanto, a estabilização da austenita em temperatura ambiente nesses materiais exige, em geral, elevados teores de elementos de liga, como manganês, silício e alumínio. Embora essa estratégia seja eficiente do ponto de vista microestrutural, ela impõe limitações à aplicação em larga escala não apenas pelo custo associado à adição desses elementos, mas também por dificuldades nas etapas de produção. Entre essas limitações, destacam-se a maior complexidade durante a solidificação e a laminação a quente, a baixa ductilidade a quente e a maior suscetibilidade à formação de trincas de borda durante a laminação, além de desafios associados à soldabilidade (Daamen et al., 2013; Fojt-Dymara et al., 2024).

Entre a primeira e a segunda geração dos AHSS, observa-se uma região intermediária no diagrama de resistência versus alongamento (Figura 3.2), posteriormente ocupada por classes de materiais que passaram a compor a chamada terceira geração dos AHSS. Entre os principais representantes desse grupo destacam-se os aços médio manganês com efeito TRIP (*medium-Mn TRIP*), os aços de têmpera e partição (*quenching and partitioning* – Q&P) e os aços bainíticos livres de carbonetos (*carbide-free bainitic* – CFB). Esses materiais vêm recebendo atenção crescente na literatura por apresentarem combinação mais equilibrada entre resistência e ductilidade em comparação com a primeira geração, mantendo, ao mesmo tempo, custo significativamente inferior ao da segunda geração. De forma geral, a capacidade de absorção de energia dessa classe situa-se em torno de 40 GPa%, ocupando posição intermediária entre as duas gerações anteriores (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Zhao; Jiang, 2018).

O conceito central da terceira geração dos AHSS baseia-se na combinação de características microestruturais que permitam reunir as principais vantagens das duas gerações anteriores. De modo geral, esses aços buscam apresentar microestruturas multifásicas com constituintes de alta resistência, como martensita e/ou bainita, associadas a uma fase metaestável, em especial a austenita retida, além de refinamento microestrutural em múltiplas escalas. Por essa razão, a microestrutura desses materiais é frequentemente descrita como M^3 , isto é, multifásica, metaestável e multiescala. Nessa classe, a austenita retida exerce papel central, pois sua transformação induzida por deformação contribui para o aumento da capacidade de encruamento e, conseqüentemente, para a sustentação da ductilidade por meio do efeito TRIP. Paralelamente, a substituição da matriz ferrítica típica dos AHSS de primeira geração por matrizes mais resistentes, baseadas em martensita e/ou bainita, possibilita elevação significativa da resistência mecânica (Behera; Olson, 2019; Demeri, 2013; Fonstein, 2015; Gan, 2011; Grajcar; Kuziak; Zalecki, 2012; Matlock; Speer, 2009; Toji et al., 2014; Wu et al., 2021).

A Figura 3.3 ilustra, de forma esquemática, o efeito benéfico da substituição da combinação microestrutural típica dos aços DP (ferrita + martensita) por arquiteturas características da terceira geração (martensita/bainita + austenita retida), evidenciando o potencial de melhoria simultânea em resistência e ductilidade.

Figura 3.3 – Representação esquemática do efeito da substituição da combinação microestrutural ferrita + martensita por martensita/bainita + austenita retida nas propriedades mecânicas.



Fonte: Matlock; Speer (2009).

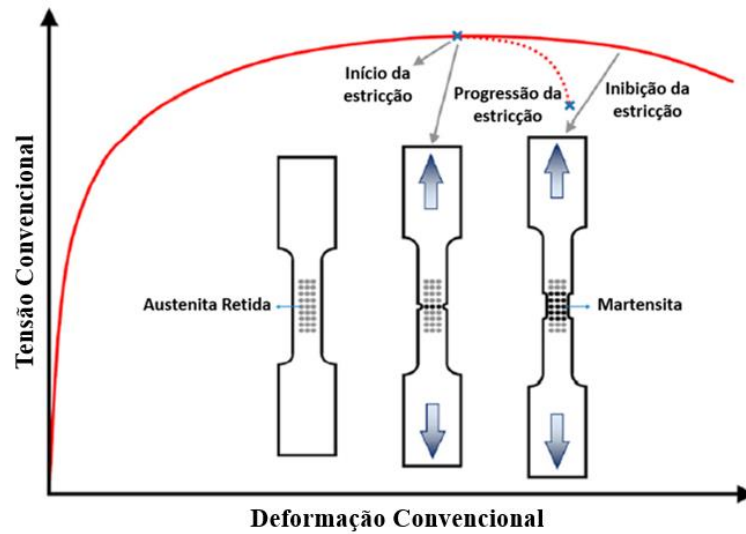
Dentro da terceira geração, os aços Q&P têm sido considerados uma das rotas mais promissoras para aplicação automotiva. Em geral, esses aços apresentam composições químicas semelhantes às dos aços TRIP convencionais, porém o tratamento térmico de têmpera e partição permite, em princípio, alcançar combinação mais favorável entre resistência mecânica, ductilidade e capacidade de conformação. Em termos práticos, os aços Q&P podem ser entendidos como uma classe de aços assistidos pelo efeito TRIP com resistência mecânica superior, em função da presença de uma matriz mais resistente associada à austenita retida metaestável. Considerando que os aços TRIP convencionais apresentam ampla base de conhecimento consolidada e compartilham diversas características com os aços Q&P, suas particularidades serão discutidas nos tópicos seguintes, de forma a fundamentar a compreensão dos mecanismos microestruturais envolvidos no processamento e no desempenho dos aços Q&P (Behera; Olson, 2019; Gao et al., 2014; Kantanen et al., 2021; Song et al., 2020; Yan et al., 2017).

3.3 Efeito TRIP

O efeito de plasticidade induzida por transformação (*transformation-induced plasticity* – TRIP) corresponde ao aumento simultâneo de resistência mecânica e ductilidade promovido pela transformação da austenita retida metaestável em martensita durante a deformação plástica. Durante o carregamento, a deformação tende a se concentrar progressivamente em regiões localizadas. Nessas regiões, a austenita retida pode atingir a condição termodinâmica e mecânica necessária para se transformar em martensita, promovendo endurecimento local e retardando o avanço da estricção. Com a continuidade da deformação, esse mecanismo pode se repetir em regiões adjacentes, contribuindo para a sustentação da taxa de encruamento e, consequentemente, para o aumento da ductilidade uniforme do material, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 3.4 (Bleck; Guo; Ma, 2017; Fonstein, 2015).

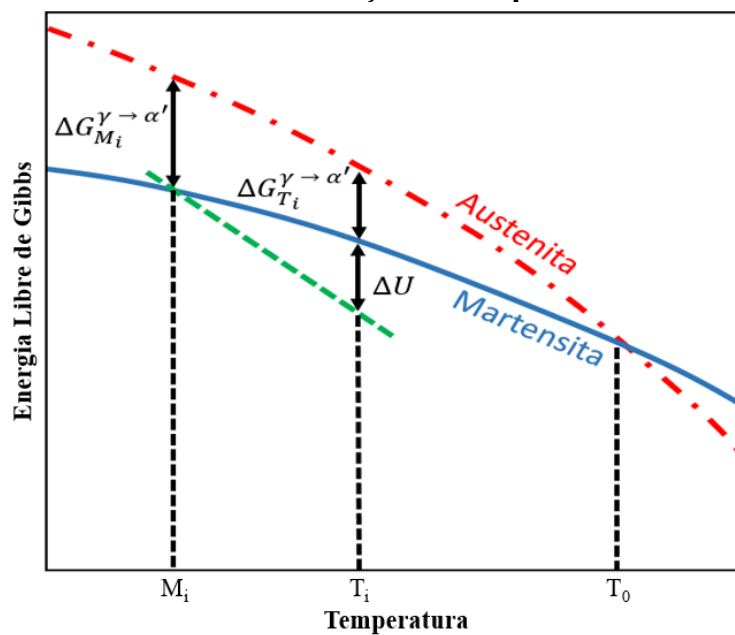
Do ponto de vista termodinâmico, uma transformação de fase ocorre quando a energia livre de Gibbs da fase produto se torna inferior à da fase parente. No caso da transformação martensítica, entretanto, a simples condição de redução da energia livre não é suficiente para que a transformação ocorra. A transformação da austenita em martensita exige que a diferença de energia livre entre as fases atinja um valor crítico, capaz de superar a barreira energética associada à formação da nova fase. Na Figura 3.5 está representada, de forma esquemática, a variação da energia livre de Gibbs da austenita e da martensita em função da temperatura.

Figura 3.4 – Representação esquemática do efeito TRIP durante a deformação plástica.



Fonte: Soleimani; Kalhor; Mirzadeh (2020).

Figura 3.5 – Variação esquemática da energia livre de Gibbs da austenita e da martensita em função da temperatura.



$\Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$: força motriz química necessária para a transformação martensítica; $\Delta G_{T_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$: força motriz química em T_i ; ΔU : força mecânica adicional.

Fonte: Adaptado de Jacques (2012).

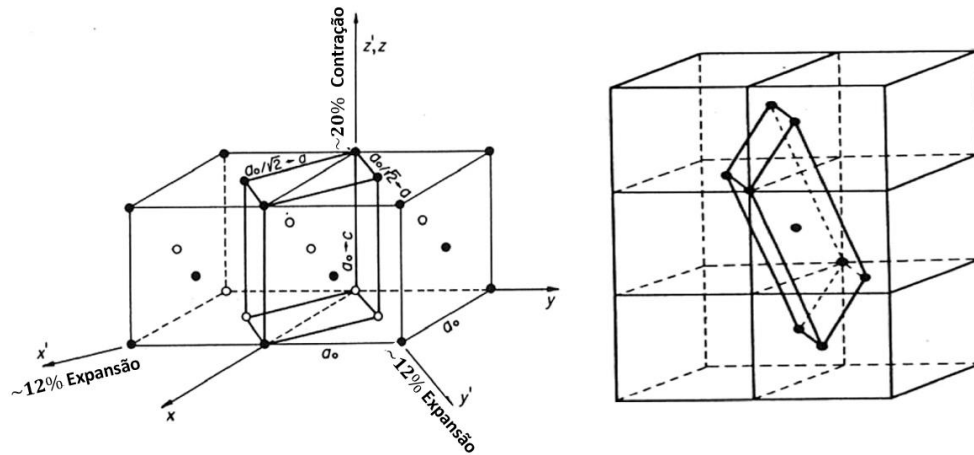
Na temperatura T_0 , a austenita e a martensita apresentam a mesma energia livre de Gibbs e, portanto, encontram-se em condição de equilíbrio termodinâmico. Abaixo dessa temperatura, a martensita passa a apresentar menor energia livre do que a austenita. Ainda assim, a transformação martensítica só se torna efetiva quando a temperatura atinge a temperatura de início da transformação martensítica (M_i), condição em que a diferença de energia livre entre a

austenita e a martensita atinge a força motriz química crítica $\Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Esse excesso de energia é necessário para superar as contribuições associadas à energia interfacial e às deformações elásticas geradas pela transformação. Assim, quando transformações concorrentes são suprimidas e a austenita é suficientemente super-resfriada entre T_0 e M_i , estabelece-se a condição de metaestabilidade necessária para a formação de martensita (Bhadeshia; Wayman, 2014; Jacques, 2012; Shin; Ha; Chang, 2001; Sugimoto; Mukherjee, 2017; Tamura, 1982).

O superresfriamento necessário para a formação de martensita está diretamente relacionado ao caráter atérmico e displacivo dessa transformação. Diferentemente das transformações difusionais, nas quais os átomos se redistribuem por difusão de longa distância, a transformação martensítica ocorre por deslocamento cooperativo dos átomos em distâncias inferiores ao espaçamento interatômico. Como consequência, a fase produto preserva essencialmente a composição química da fase parente, de modo que a martensita formada apresenta composição semelhante à da austenita de origem. Esse mecanismo resulta em uma deformação cisalhante da rede cristalina da austenita e pode ser descrito por diferentes modelos cristalográficos. Entre eles, destaca-se a deformação de Bain, amplamente aceita para descrever a transformação da estrutura cúbica de face centrada (CFC) da austenita (γ) em uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita (α'), por meio de uma compressão ao longo de um eixo cristalográfico e expansão ao longo dos outros dois, conforme esquematizado na Figura 3.6 (Bhadeshia; Honeycombe, 2017; Bhadeshia; Wayman, 2014; Durand-Charre, 2004; Olson; Feinberg, 2012).

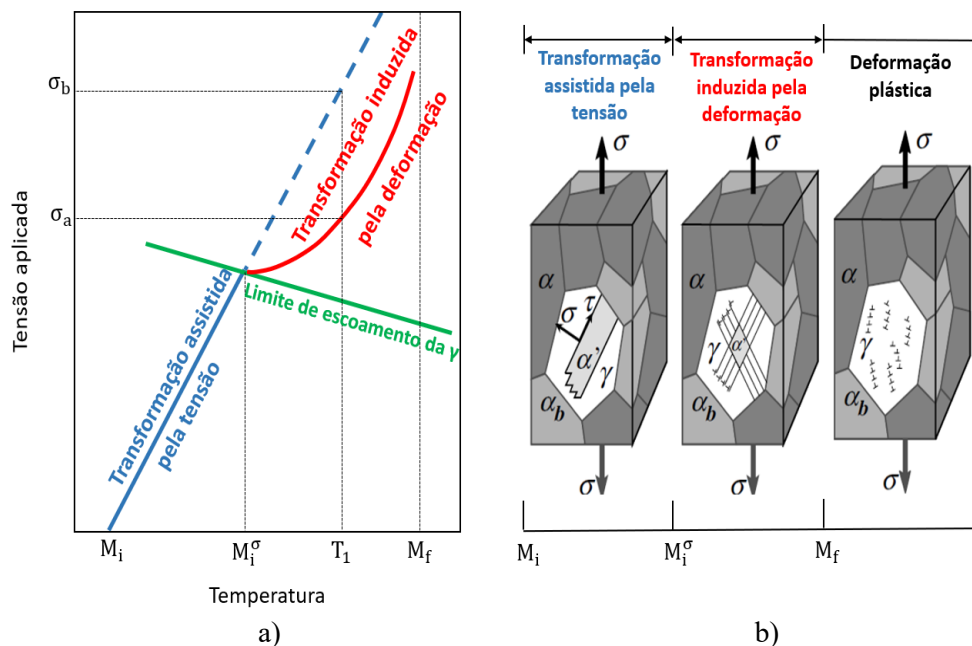
Como a transformação martensítica envolve deformação cisalhante da rede, a aplicação de tensão mecânica também pode contribuir para a superação da barreira energética necessária à transformação. Dessa forma, a transformação da austenita em martensita pode ocorrer mesmo em temperaturas superiores a M_i , desde que a contribuição mecânica adicional compense a redução da força motriz química disponível. Conforme ilustrado na Figura 3.7, em uma temperatura T_i , a força motriz química $\Delta G_{T_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ pode ser inferior à força motriz crítica $\Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Nessa condição, a transformação torna-se possível quando a aplicação de tensão fornece uma contribuição adicional ΔU , tal que $(\Delta U = \Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'} - \Delta G_{T_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'})$. (Jacques, 2012; Tamura, 1982).

Figura 3.6 – Representações esquemáticas de distorções cristalográficas para acomodação da transformação martensítica, incluindo a deformação de Bain.



Fonte: Bhadeshia; Wayman (2014).

Figura 3.7 – Representação esquemática da tensão requerida para a transformação martensítica em função da temperatura e dos mecanismos de deformação atuantes em diferentes faixas térmicas.



a) tensão requerida para a transformação martensítica em função da temperatura; b) mecanismos de deformação de acordo com a temperatura.

M_i : temperatura inicial da transformação martensítica; M_i^σ : temperatura de início da transformação martensítica induzida pela deformação; M_f : temperatura final da transformação martensítica; α : ferrita; α_b : ferrita bainítica; γ : austenita retida; α' : martensita; σ : tensão normal aplicada; τ : tensão cisalhante.

Fonte: Adaptado de Sugimoto; Mukherjee, 2017; Tamura (1982).

A influência da temperatura sobre a tensão necessária para a transformação martensítica é apresentada esquematicamente na Figura 3.7. De modo geral, à medida que a temperatura aumenta acima de M_i , a força motriz química diminui e, consequentemente, a tensão requerida

para a transformação tende a aumentar. Entretanto, esse comportamento não se mantém indefinidamente de forma linear. A partir de uma temperatura crítica, frequentemente designada como M_i^σ , a transformação passa a ocorrer sob mecanismo distinto, associado não apenas à assistência direta da tensão, mas também à geração de novos sítios de nucleação pela deformação plástica da austenita.

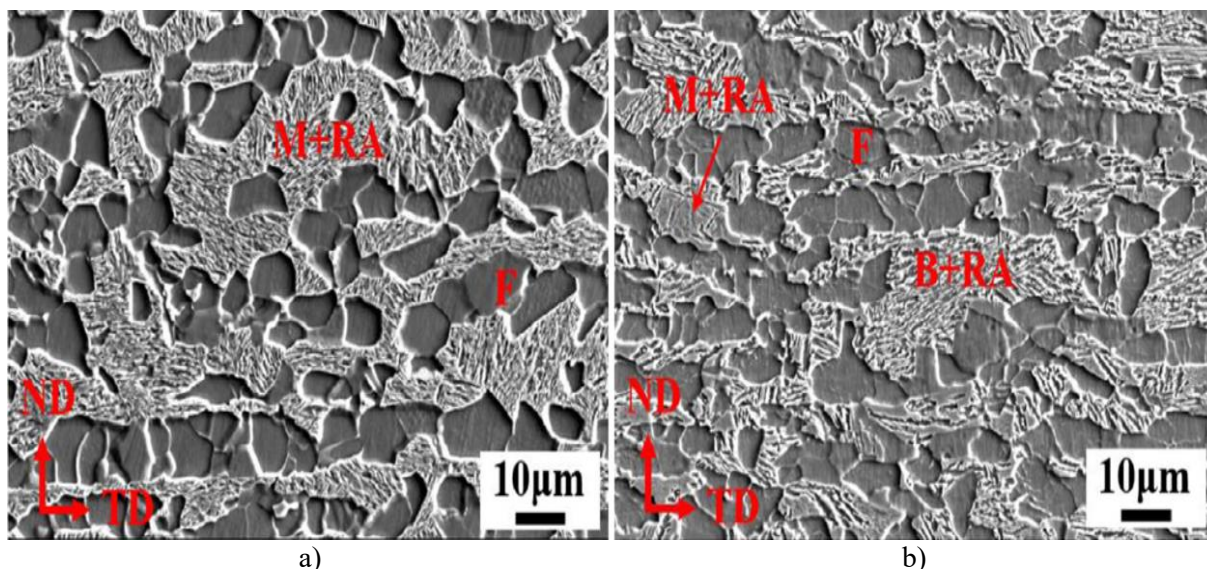
Assim, entre M_i e M_i^σ , a transformação martensítica é predominantemente assistida por tensão, ocorrendo com a austenita ainda em regime elástico ou com deformação plástica limitada, por meio da ativação de sítios preferenciais de nucleação já existentes. Acima de M_i^σ , por outro lado, a tensão aplicada ultrapassa o limite de escoamento da austenita e a transformação passa a ser induzida pela deformação, sendo favorecida pela formação de novos sítios de nucleação associados ao escorregamento e à geração de defeitos cristalinos. Esse regime é particularmente relevante para o efeito TRIP durante a deformação plástica dos aços avançados. Acima de uma temperatura limite superior, frequentemente associada à impossibilidade de geração de força motriz suficiente apenas pela combinação entre contribuição química e mecânica, a transformação martensítica deixa de ocorrer, e a deformação da austenita passa a ser acomodada predominantemente pelo movimento de discordâncias (Jacques, 2012; Olson, 1972; Olson; Feinberg, 2012; Sugimoto; Mukherjee, 2017; Sugimoto, 2006; Tamura, 1982).

3.4 Aços assistidos pelo efeito TRIP

3.4.1 Microestrutura multiconstituída e estabilidade da austenita retida

A microestrutura típica dos aços assistidos pelo efeito TRIP é composta por uma matriz ferrítica associada à bainita, austenita retida e, em alguns casos, martensita. De modo geral, a fração volumétrica desses constituintes pode variar amplamente em função da composição química e da rota de processamento, sendo frequentemente reportadas frações aproximadas de 50–65% de ferrita, 20–35% de bainita, 7–15% de austenita retida e até cerca de 1–5% de martensita. A Figura 3.8 apresenta imagens de MEV de microestruturas típicas de aços TRIP. Nesses materiais, a ferrita atua como fase mais dúctil e de menor resistência, enquanto bainita e martensita contribuem para o aumento da resistência mecânica. A austenita retida, por sua vez, constitui o principal constituinte metaestável da microestrutura, sendo responsável pela elevação da capacidade de encruamento e do alongamento total por meio do efeito TRIP (Blondé et al., 2012; Caballero et al., 2008; Dai et al., 2021; Zhang; Findley, 2013).

Figura 3.8 – Imagens de MEV de aços TRIP.



Microestrutura composta por a) ferrita, martensita e austenita retida; b) ferrita, bainita, martensita e austenita retida. F: ferrita, B: bainita, M: martensita e RA: austenita retida.

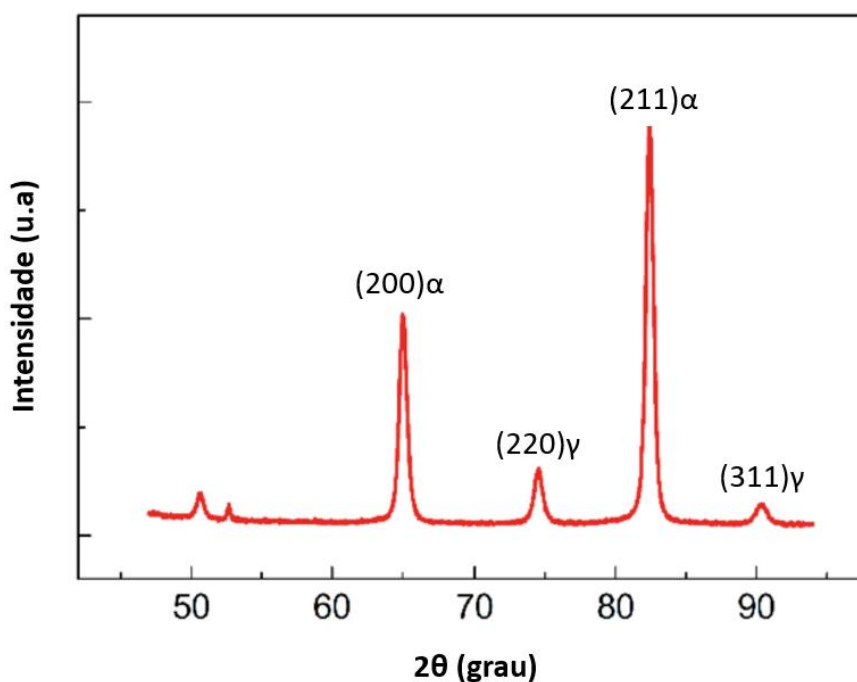
Fonte: Tan et al. (2020).

Dentre os constituintes presentes, a austenita retida (γ_{AR}) desempenha papel central no desempenho mecânico dos aços TRIP. Por essa razão, o desenvolvimento dessa classe de materiais busca, de forma geral, maximizar a fração volumétrica de austenita retida estável em temperatura ambiente. Entretanto, a simples obtenção de elevada fração de γ_{AR} ao final do tratamento térmico não garante, por si só, melhor desempenho mecânico. Para que o efeito TRIP contribua efetivamente para a combinação entre resistência e ductilidade, a austenita deve apresentar não apenas estabilidade térmica suficiente para permanecer retida até a temperatura ambiente, mas também estabilidade mecânica adequada para se transformar de forma gradual durante a deformação plástica. Assim, a fração volumétrica, a estabilidade térmica e a estabilidade mecânica da austenita retida devem ser analisadas de forma conjunta (Hidalgo; Findley; Santofimia, 2017; Li; Wu, 2006; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Srivastava et al., 2007; Timokhina; Hodgson; Pereloma, 2004; Wang et al., 2014).

A fração volumétrica de austenita retida pode ser determinada por difração de raios X, a partir da comparação entre as intensidades integradas de picos característicos das fases presentes. A Figura 3.9 ilustra um exemplo de difratograma utilizado para esse tipo de análise. Em função da metodologia adotada, diferentes combinações de picos podem ser empregadas na literatura. No caso dos aços TRIP, é comum a utilização de reflexões da ferrita/martensita e da austenita

para estimativa da fração volumétrica de γ_{AR} , conforme o método de comparação direta (Hidalgo; Findley; Santofimia, 2017; Li et al., 2021).

Figura 3.9 – Picos de difração para cálculo da fração volumétrica de austenita retida.



Fonte: Adaptado de Gao et al. (2020).

A estabilidade térmica da austenita retida pode ser definida como sua resistência à transformação em outras fases durante variações de temperatura, sendo um requisito essencial para sua manutenção até a temperatura ambiente após o processamento termomecânico. Quando essa estabilidade é insuficiente, a austenita pode se transformar em martensita durante o resfriamento final ou participar de outras transformações competitivas, como a decomposição associada à formação de bainita e carbonetos. Portanto, a estabilidade térmica está diretamente relacionada à capacidade de retenção da austenita ao final do tratamento térmico e pode influenciar o comportamento do material em ciclos térmicos subsequentes, como aqueles envolvidos em processos de soldagem ou em tratamentos adicionais (Hidalgo; Findley; Santofimia, 2017; Li et al., 2021).

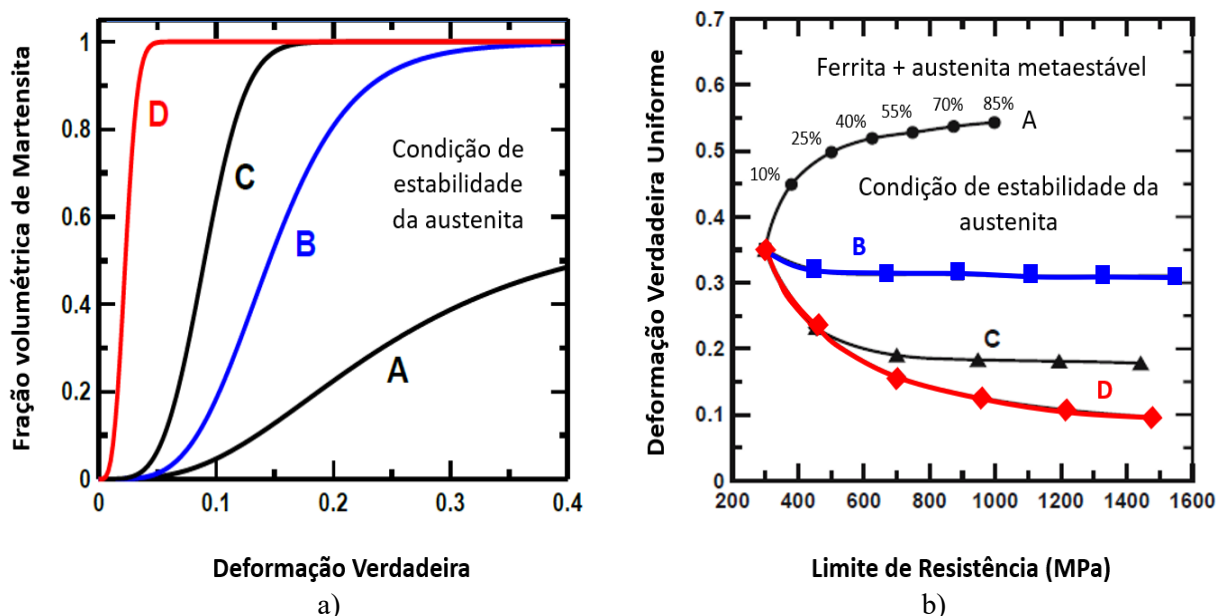
Por outro lado, a estabilidade mecânica corresponde à resistência da austenita retida à transformação martensítica sob deformação plástica. Trata-se de um parâmetro crítico para o aproveitamento efetivo do efeito TRIP. Quando a estabilidade mecânica é adequada, a transformação da austenita em martensita ocorre progressivamente ao longo da deformação,

contribuindo para a sustentação da taxa de encruamento e retardando o início da estricção. Em contraste, quando a estabilidade mecânica é muito baixa, grande parte da austenita se transforma em baixos níveis de deformação, limitando o benefício do efeito TRIP em deformações mais elevadas. No extremo oposto, quando a estabilidade mecânica é excessivamente alta, a transformação martensítica é limitada e o efeito TRIP torna-se pouco expressivo. Em ambos os casos, a contribuição da austenita retida para o aumento da ductilidade é reduzida. Assim, a estabilidade mecânica da austenita retida é frequentemente apontada como um dos fatores mais relevantes para a otimização da combinação entre resistência e ductilidade nos aços TRIP (Hidalgo; Findley; Santofimia, 2017; Li et al., 2021; Petrov et al., 2007; Tan et al., 2019, 2020; Zaefferer; Ohlert; Bleck, 2004; Zhao; Jiang, 2018).

A influência da estabilidade mecânica da austenita sobre a resposta mecânica foi discutida por Matlock et al. (2012), que avaliaram quatro condições distintas de estabilidade, identificadas como A, B, C e D, conforme esquematizado na Figura 3.10. Em condições de menor estabilidade, a transformação da austenita em martensita ocorre mais intensamente em baixos níveis de deformação, resultando em rápida elevação da fração de martensita e em maior incremento inicial de resistência, porém com menor capacidade de deformação. Em condições de maior estabilidade, por outro lado, a transformação é mais gradual, favorecendo a sustentação do encruamento ao longo da deformação e proporcionando maior ductilidade, embora com menor contribuição imediata para o aumento da resistência. Dessa forma, o melhor desempenho global é obtido em uma condição intermediária de estabilidade, na qual a transformação martensítica ocorre de forma suficientemente progressiva para sustentar o encruamento sem esgotar prematuramente o potencial do efeito TRIP (Matlock; Speer, 2009).

A estabilidade da austenita retida é influenciada por diferentes fatores microestruturais e químicos, entre os quais se destacam a composição química, o tamanho de grão, a morfologia da austenita e a natureza dos constituintes adjacentes. Em muitos casos, esses fatores afetam simultaneamente a estabilidade térmica e a estabilidade mecânica, embora nem sempre de maneira equivalente (Chiang; Boyd; Pilkey, 2015; Gui et al., 2017; Hidalgo; Findley; Santofimia, 2017; Lee; Lee; Cooman, 2011; Li et al., 2021; Timokhina; Hodgson; Pereloma, 2004).

Figura 3.10 – Efeito esquemático da estabilidade mecânica da austenita retida sobre a transformação martensítica induzida por deformação e sobre a combinação entre resistência e ductilidade.



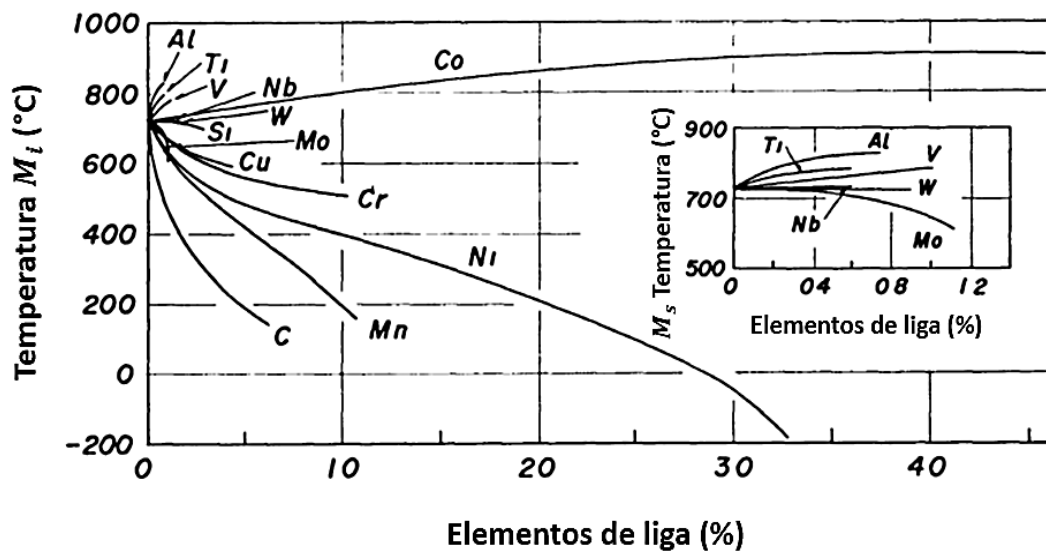
a) quatro condições distintas de estabilidade da austenita, identificadas como A, B, C e D. Condição A representa a melhor estabilidade e D a pior estabilidade; b) cada ponto de cada curva representa frações volumétricas de austenita distintas. A variação foi de 0 – 85% e para cada composição, a fração volumétrica restante é de ferrita. Fonte: Adaptado de Matlock et al. (2012).

Dentre esses parâmetros, a composição química exerce papel central, sobretudo por sua influência sobre a estabilidade térmica da austenita. Elementos estabilizadores da austenita reduzem a temperatura de início da transformação martensítica (M_i), favorecendo a retenção de austenita em temperatura ambiente. A Figura 3.11 ilustra o efeito de diferentes elementos de liga sobre M_i . De modo geral, o carbono é o elemento mais efetivo na redução dessa temperatura, seguido por manganês, níquel, cromo, cobre e molibdênio, enquanto o silício apresenta efeito mais limitado. Em contrapartida, elementos como alumínio tendem a elevar M_i , reduzindo a estabilidade térmica da austenita. Em razão dessa forte dependência composicional, diversas equações empíricas foram propostas para estimar a temperatura de início da transformação martensítica a partir da composição química do aço (Azizi; Mirzadeh; Parsa, 2015; Izumiyama; Tsuchiya; Imai, 1969; Lee; Lee; Cooman, 2011; Li et al., 2021; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Tan et al., 2020; Trzaska, 2016; Zhang; Findley, 2013; Zhao et al., 2014).

Em relação ao tamanho de grão, o refinamento da austenita tende a aumentar tanto sua estabilidade térmica quanto sua estabilidade mecânica. Diversos estudos indicam que grãos

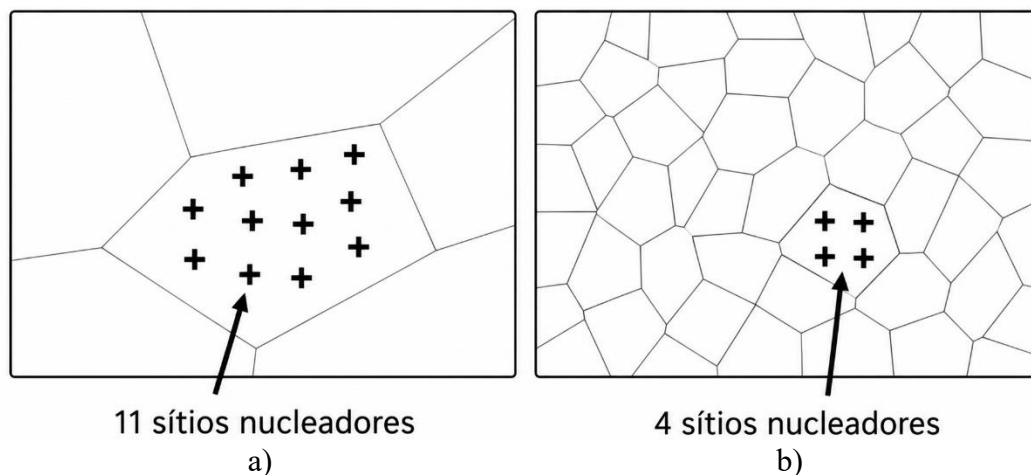
menores apresentam menor probabilidade de conter sítios ativos para nucleação martensítica, como defeitos cristalinos e discordâncias, o que dificulta a transformação. Como consequência, a redução do tamanho de grão eleva a força motriz necessária para a formação de martensita e contribui para a diminuição de M_i . A Figura 3.12 ilustra esquematicamente esse efeito, mostrando que grãos de austenita menores tendem a apresentar menor densidade efetiva de sítios de nucleação disponíveis para a transformação martensítica (Chiang; Boyd; Pilkey, 2015; Lee; Lee; Cooman, 2011; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Zhao et al., 2014).

Figura 3.11 – Efeito dos elementos de liga na estabilidade térmica da austenita.



Fonte: Izumiyama; Tsuchiya; Imai (1969).

Figura 3.12 – Ilustração do efeito do tamanho de grão na quantidade de sítios ativos para nucleação de martensita.

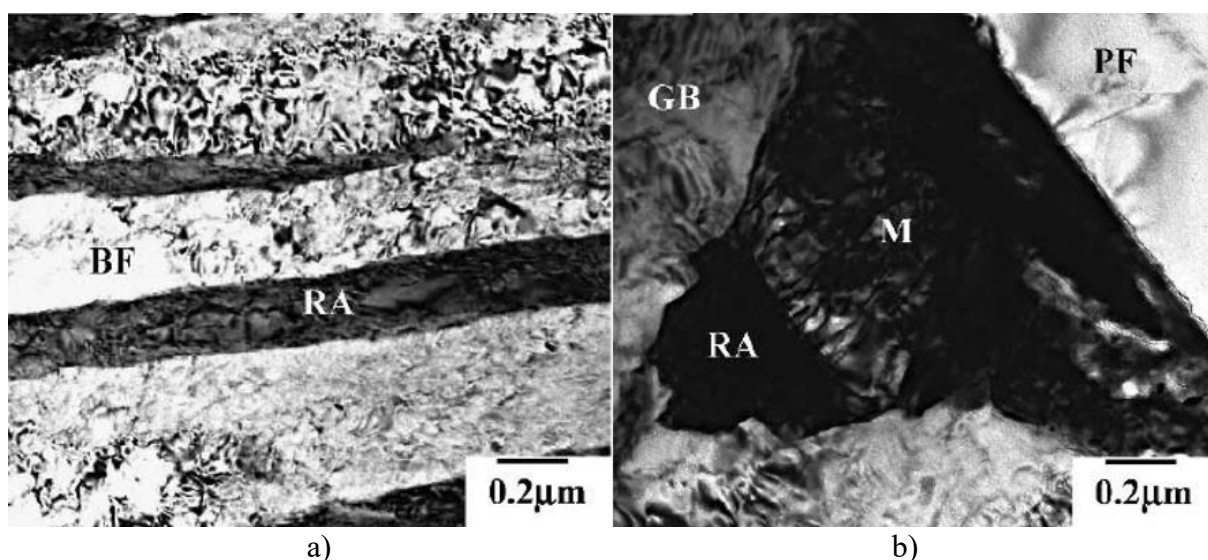


Austenita com grãos de dimensões a) elevadas; b) reduzidas.

Fonte: Adaptado de Li et al. (2021).

A morfologia da austenita retida também exerce influência significativa sobre sua estabilidade mecânica. Conforme ilustrado na Figura 3.13, a austenita retida pode estar presente predominantemente na forma de filmes (laminar) ou em ilhas/blocos (equiaxial/blocada). De forma geral, a austenita em filmes apresenta maior estabilidade mecânica do que a austenita em blocos. Essa diferença é frequentemente associada ao maior refinamento geométrico, à maior restrição mecânica imposta pelos constituintes adjacentes e, em muitos casos, ao maior teor de carbono local na austenita em filmes. Como consequência, a transformação martensítica tende a ocorrer de forma mais gradual quando a austenita está presente em morfologia laminar, favorecendo melhor aproveitamento do efeito TRIP e, portanto, maior ductilidade (Timokhina; Hodgson; Pereloma, 2004; Wang et al., 2014).

Figura 3.13 – Imagens de MET ilustrando diferentes morfologias da austenita retida em aços TRIP.

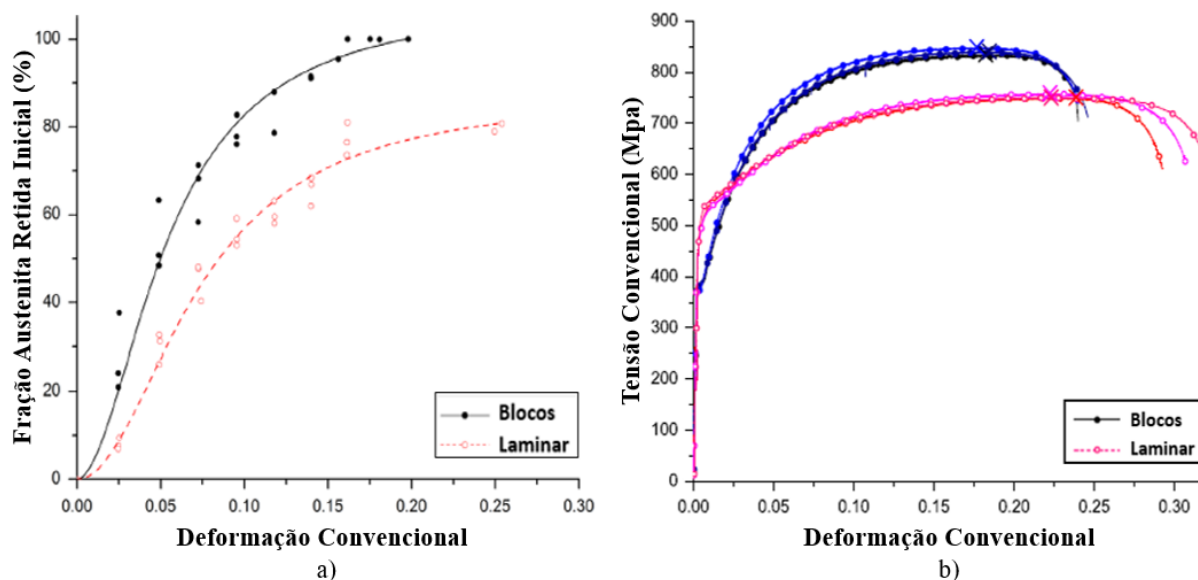


Austenita retida em formato a) laminar (filmes); b) em blocos (equiaxial).
 BF: ferrita da bainita, RA: austenita retida, GB: bainita granular, M: martensita, PF: ferrita poligonal.
 Fonte: (Timokhina; Hodgson; Pereloma, 2004).

Esse comportamento foi evidenciado por Chiang; Boyd; Pilkey (2015), que avaliaram a influência da morfologia da austenita retida sobre sua estabilidade mecânica. Conforme apresentado na Figura 3.14, a fração de austenita transformada em martensita é sistematicamente maior, para um mesmo nível de deformação, quando a austenita apresenta morfologia em blocos. Em contraste, a austenita em filmes apresenta transformação mais gradual e incompleta ao longo da deformação, indicando maior estabilidade mecânica. Como resultado, microestruturas com predominância de austenita laminar tendem a exibir maior deformação até a fratura e, em alguns casos, também maior resistência final, em razão da

combinação entre transformação progressiva da austenita e maior fração final de martensita induzida por deformação.

Figura 3.14 – Influência da morfologia da austenita retida sobre sua estabilidade mecânica e sobre a evolução da transformação martensítica induzida por deformação.



- a) Porcentagem de austenita retida transformada versus deformação convencional;
b) Tensão convencional versus deformação convencional.

Fonte: Chiang; Boyd; Pilkey (2015).

Além da morfologia, os constituintes vizinhos à austenita retida também afetam sua estabilidade mecânica. Quando a austenita se encontra adjacente à ferrita poligonal ou a constituintes mais dúcteis, a deformação plástica da matriz pode promover maior concentração local de tensões sobre a austenita, favorecendo sua transformação precoce. Em contrapartida, quando a austenita está inserida em regiões associadas à bainita ou cercada por constituintes mais resistentes, sua estabilidade tende a ser maior. Nessa condição, além do maior teor de carbono frequentemente associado a esse tipo de austenita, a própria restrição mecânica imposta pela matriz mais resistente contribui para retardar a transformação martensítica, favorecendo a atuação progressiva do efeito TRIP (Chiang; Boyd; Pilkey, 2015; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Tan et al., 2020; Timokhina; Hodgson; Pereloma, 2004; Wang et al., 2014; Zhao et al., 2014).

Em síntese, a otimização do desempenho dos aços TRIP depende da obtenção de uma fração adequada de austenita retida com estabilidade térmica suficiente para ser mantida até a temperatura ambiente e estabilidade mecânica ajustada para transformar-se progressivamente durante a deformação. Essa condição resulta da interação entre composição química, tamanho

de grão, morfologia da austenita e constituintes vizinhos, e constitui a base microestrutural para a combinação entre alta taxa de encruamento, resistência mecânica e ductilidade característica desses aços.

3.4.2 Processamento termomecânico dos aços TRIP

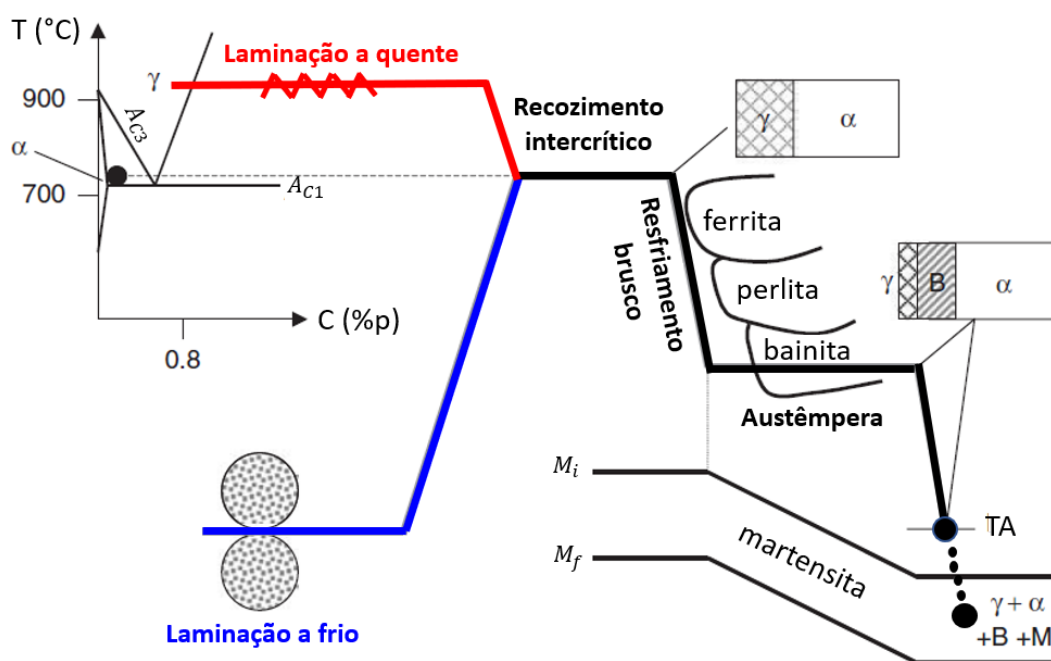
Os aços assistidos pelo efeito TRIP podem ser produzidos por rotas envolvendo laminação a frio ou laminação a quente, seguidas por tratamento térmico em duas etapas principais: recozimento intercrítico e austêmpera. No caso da laminação a frio, a conformação ocorre abaixo da temperatura de recristalização, enquanto na laminação a quente o material é processado em temperaturas situadas no campo austenítico. Independentemente da rota inicial de conformação, a obtenção da microestrutura típica dos aços TRIP depende da combinação adequada entre a fração de ferrita formada durante o recozimento intercrítico, a transformação parcial da austenita em bainita durante a austêmpera e o enriquecimento de carbono da austenita remanescente (Dai et al., 2021; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Verlinden et al., 2007; Zhao; Jiang, 2018).

Conforme ilustrado na Figura 3.15, após a laminação a frio, o aço é aquecido até uma temperatura situada entre A_{C1} e A_{C3} , de modo a promover a formação de uma microestrutura bifásica composta por ferrita e austenita. Na rota com laminação a quente, por sua vez, o material é resfriado até essa mesma faixa intercrítica, na qual parte da austenita se transforma em ferrita. Em ambos os casos, a etapa de recozimento intercrítico tem como objetivo estabelecer a fração inicial de ferrita e a fração de austenita que posteriormente participará das transformações subsequentes. Durante essa etapa, o carbono particiona preferencialmente para a austenita, em razão de sua baixa solubilidade na ferrita, promovendo um primeiro enriquecimento químico dessa fase.

Apesar desse enriquecimento inicial, a austenita formada durante o recozimento intercrítico geralmente ainda não apresenta estabilidade térmica suficiente para permanecer integralmente retida até a temperatura ambiente. Por essa razão, realiza-se a etapa de austêmpera, na qual o material é resfriado rapidamente até uma temperatura situada na faixa de transformação bainítica e mantido isotermicamente por um determinado intervalo de tempo. Durante essa etapa, parte da austenita se transforma em bainita, enquanto o carbono rejeitado pela ferrita bainítica enriquece progressivamente a austenita remanescente, elevando sua estabilidade

térmica e favorecendo sua retenção após o resfriamento final até a temperatura ambiente. Assim, o principal objetivo da austêmpera nos aços TRIP é promover um segundo enriquecimento de carbono da austenita, agora associado à transformação bainítica (Dai et al., 2021; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Verlinden et al., 2007; Zhao; Jiang, 2018).

Figura 3.15 – Representação esquemática da rota de processamento termomecânico dos aços TRIP e da evolução microestrutural durante o recozimento intercrítico e a austêmpera.



α : ferrita; γ : austenita; B: bainita; M: martensita.

Fonte: Adaptado de Verlinden et al. (2007).

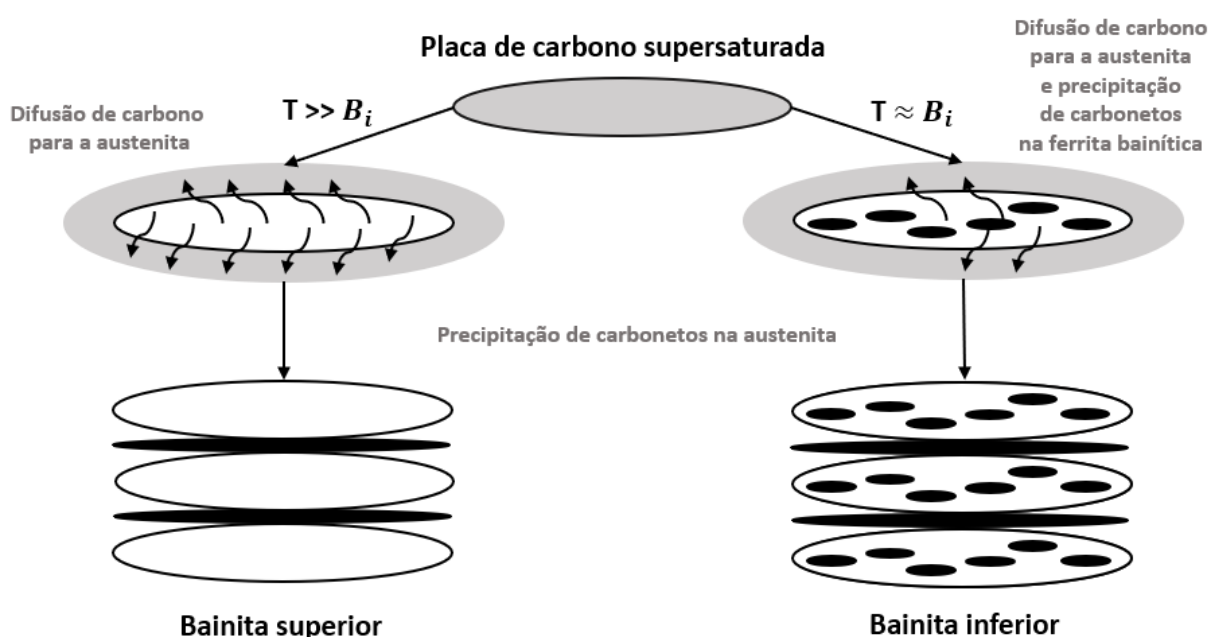
A evolução microestrutural ao longo dessas etapas depende da condição inicial do material. Na rota com laminação a frio, a microestrutura de partida é geralmente constituída por ferrita deformada e colônias de perlita e/ou carbonetos, com elevada densidade de discordâncias e heterogeneidade microestrutural. Durante o aquecimento, ocorre recristalização da ferrita e dissolução parcial da perlita, seguida pela formação de austenita no campo intercrítico. Já na rota com laminação a quente, a microestrutura inicial é predominantemente austenítica, de modo que, ao atingir a região intercrítica, parte dessa austenita se transforma em ferrita. Apesar dessas diferenças iniciais, ambas as rotas convergem para uma condição semelhante ao final do recozimento intercrítico, caracterizada por uma microestrutura bifásica composta por ferrita e austenita, a partir da qual se desenvolve a microestrutura final típica dos aços TRIP após a

austêmpera e o resfriamento final (Dai et al., 2021; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Verlinden et al., 2007; Zhao; Jiang, 2018).

Após o recozimento intercrítico, o resfriamento até a temperatura de austêmpera deve ser suficientemente rápido para suprimir transformações difusionais indesejadas, especialmente a formação adicional de ferrita e perlita. Em seguida, durante a manutenção isotérmica, a transformação parcial da austenita em bainita passa a exercer papel central na definição da microestrutura final. A fração de bainita formada e o grau de enriquecimento de carbono da austenita remanescente dependem diretamente da temperatura e do tempo de austêmpera. Esses parâmetros controlam não apenas a quantidade de austenita retida em temperatura ambiente, mas também sua estabilidade, sua morfologia e a eventual formação de martensita durante o resfriamento final (Verlinden et al., 2007; Zhao; Jiang, 2018).

A temperatura de austêmpera influencia significativamente o tipo de bainita formada e, conseqüentemente, a eficiência do enriquecimento de carbono da austenita. Conforme esquematizado na Figura 3.16, em temperaturas mais elevadas dentro da faixa bainítica, tende-se à formação de bainita superior, caracterizada por ferrita bainítica com menor propensão à precipitação intralamelar de carbonetos.

Figura 3.16 – Representação esquemática da formação de bainita superior e bainita inferior durante a austêmpera.

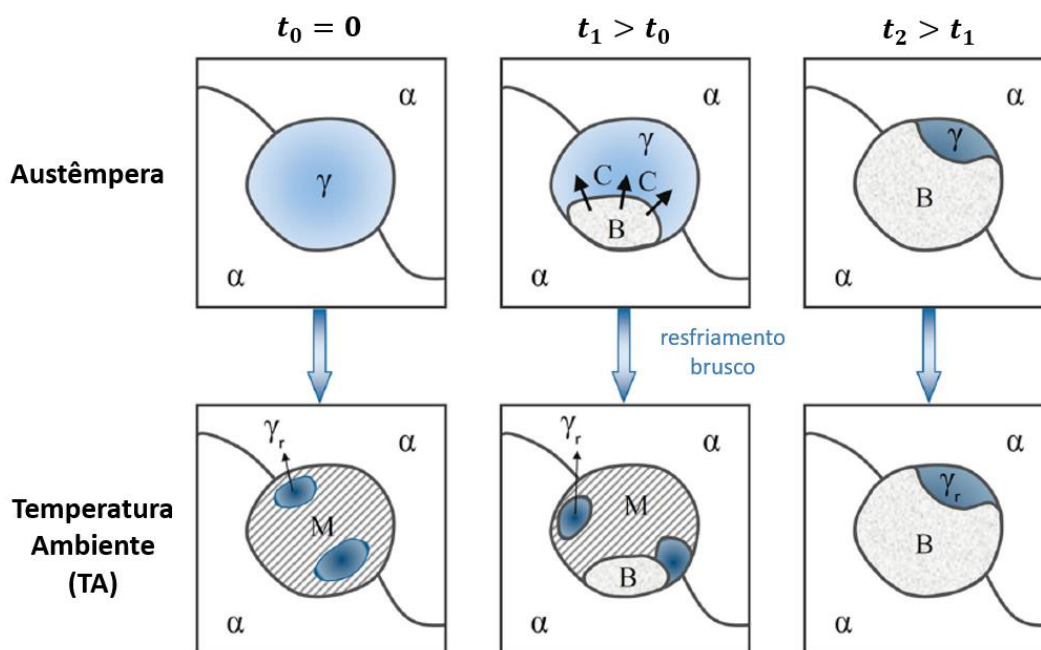


Fonte: Adaptado de Takahashi; Bhadeshia (1990).

Nessa condição de transformação em temperaturas mais elevadas, o carbono rejeitado pela bainita é mais eficientemente particionado para a austenita adjacente, favorecendo sua estabilização. Em contrapartida, à medida que a temperatura de austêmpera diminui, aproximando-se da faixa de formação de bainita inferior, aumenta a tendência à precipitação de carbonetos no interior das subunidades bainíticas. Esse comportamento reduz a fração de carbono disponível para enriquecimento da austenita remanescente e pode comprometer a retenção de austenita em temperatura ambiente. Além disso, a formação de bainita em temperaturas mais baixas está associada ao refinamento das subunidades bainíticas, o que pode elevar a resistência mecânica, mas também aumentar a suscetibilidade à redução de tenacidade, dependendo da extensão da precipitação de carbonetos (Dai et al., 2021; Jacques; Ladrière; Delannay, 2001; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Takahashi; Bhadeshia, 1990; Verlinden et al., 2007).

O tempo de austêmpera também exerce forte influência sobre a microestrutura final, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 3.17. Esse efeito está associado ao avanço progressivo da transformação bainítica e ao enriquecimento de carbono da austenita remanescente durante a manutenção isotérmica.

Figura 3.17 – Representação esquemática do efeito do tempo de austêmpera sobre a evolução microestrutural e a fração final de austenita retida nos aços TRIP.



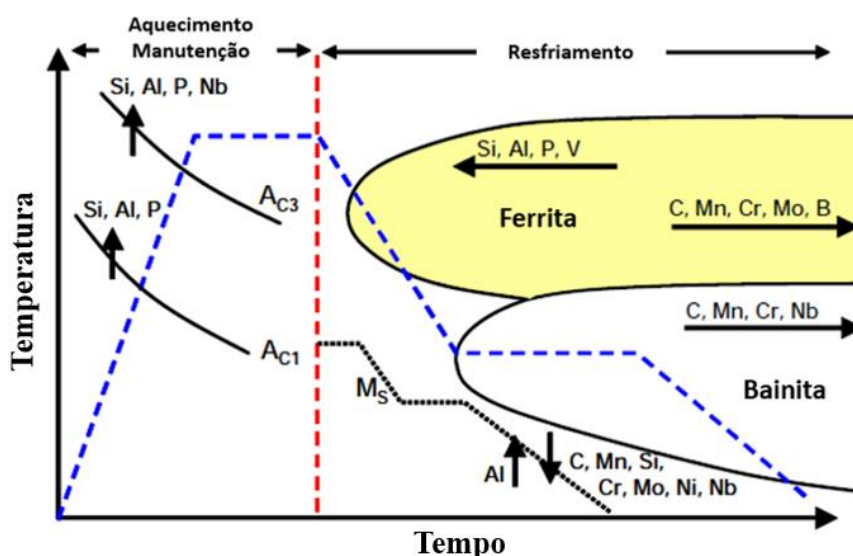
α : ferrita; γ : austenita; γ_r : austenita retida; M : martensita; B : bainita; C : carbono.

Fonte: Adaptado de Soleimani; Kalhor; Mirzadeh (2020).

Para tempos curtos, a fração de austenita transformada em bainita é limitada e o enriquecimento de carbono da austenita remanescente é insuficiente. Como consequência, durante o resfriamento final até a temperatura ambiente, parte significativa dessa austenita ainda instável pode se transformar em martensita, resultando em microestruturas com maior fração de martensita recém formada e menor quantidade de austenita retida. Com o aumento do tempo de austêmpera, a transformação bainítica se intensifica e a austenita remanescente torna-se progressivamente mais enriquecida em carbono. Nessa condição, a temperatura de início da transformação martensítica pode ser reduzida para valores inferiores à temperatura ambiente, favorecendo a retenção de austenita após o resfriamento final. Por outro lado, tempos excessivamente longos podem favorecer a decomposição adicional da austenita enriquecida ou a precipitação de carbonetos, reduzindo a fração final de austenita retida e alterando negativamente o balanço entre resistência e ductilidade. Dessa forma, assim como a temperatura, o tempo de austêmpera deve ser cuidadosamente ajustado para maximizar a obtenção de uma fração adequada de austenita retida com estabilidade mecânica apropriada (Dai et al., 2021; Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020; Verlinden et al., 2007).

Além dos parâmetros térmicos, a composição química exerce influência decisiva sobre a obtenção da microestrutura desejada nos aços TRIP, como mostrado na Figura 3.18. Na prática, os elementos de liga mais empregados são carbono, silício, manganês e alumínio, tipicamente em faixas de aproximadamente 0,1–0,3% C, 1–2% Si, 1–2% Mn e 1–2% Al.

Figura 3.18 – Influência esquemática dos principais elementos de liga sobre as transformações de fase durante o processamento termomecânico dos aços TRIP.



Fonte: Bleck; Phiu-on (2009).

O carbono é o principal elemento estabilizador da austenita e desempenha papel fundamental tanto na redução da temperatura de início da transformação martensítica quanto no aumento da resistência mecânica. Entretanto, seu teor deve ser limitado, pois concentrações elevadas comprometem a soldabilidade e podem retardar excessivamente a cinética da transformação bainítica, dificultando a aplicação industrial do processamento TRIP. Por esse motivo, a estabilidade da austenita é usualmente ajustada com auxílio de outros elementos estabilizadores, especialmente manganês e, em menor grau, silício (Bleck; Guo; Ma, 2017; Bleck; Phiu-on, 2009; Kim et al., 2001).

Dentre os elementos tradicionalmente empregados, o silício apresenta papel particularmente importante por sua capacidade de suprimir a precipitação de cementita durante a austêmpera. Ao dificultar a formação de carbonetos, o silício favorece o particionamento de carbono para a austenita remanescente e, conseqüentemente, sua estabilização em temperatura ambiente. Além disso, esse elemento contribui para o endurecimento por solução sólida da matriz ferrítica. Como desvantagem, altos teores de silício comprometem a qualidade superficial e a processabilidade industrial, especialmente em operações como laminação a quente e galvanização contínua, devido à formação de óxidos superficiais ricos em sílica, que prejudicam a molhabilidade pelo zinco (Baik et al., 2001; Bellhouse; Mertens; Mcdermid, 2007; Cooman, 2004; Drillet et al., 2004; Jacques et al., 1999; Jacques; Ladrière; Delannay, 2001; Meyer; Vanderschueren; Cooman, 1999; Zeng et al., 2020).

O manganês, por sua vez, também atua como estabilizador da austenita, reduzindo a temperatura de início da transformação martensítica e contribuindo para a obtenção de austenita retida em temperatura ambiente. Entretanto, seu teor deve ser controlado, pois concentrações excessivas podem elevar demasiadamente a temperabilidade do aço, favorecer a formação de martensita em detrimento da microestrutura TRIP desejada e, adicionalmente, prejudicar a qualidade do revestimento superficial em processos de galvanização, devido à formação de óxidos complexos na superfície.

Como alternativa para mitigar os efeitos negativos do silício sobre a processabilidade, o alumínio tem sido amplamente estudado como elemento substituto parcial ou total. Assim como o silício, o alumínio apresenta baixa solubilidade na cementita e contribui para reduzir a tendência à precipitação de carbonetos durante a austêmpera, favorecendo o enriquecimento de carbono da austenita. Além disso, o alumínio pode acelerar a cinética da transformação

bainítica, o que representa uma vantagem para rotas industriais contínuas. Por outro lado, a substituição integral do silício por alumínio nem sempre é desejável, uma vez que o alumínio tende a elevar a temperatura de início da transformação martensítica, reduzindo a estabilidade térmica da austenita, além de apresentar menor contribuição para o endurecimento por solução sólida da matriz ferrítica. Assim, em muitas composições, a melhor estratégia consiste no uso combinado de silício e alumínio, buscando equilibrar estabilidade da austenita, cinética de transformação e viabilidade industrial (Cooman, 2004; Girault et al., 2001; Kuziak; Kawalla; Waengler, 2008; Meyer; Vanderschueren; Cooman, 1999; Taint et al., 2002).

Em síntese, a obtenção da microestrutura típica dos aços TRIP depende do equilíbrio entre composição química e parâmetros de processamento termomecânico, especialmente as condições de recozimento intercrítico e austêmpera. Esses parâmetros controlam a fração de ferrita, bainita, martensita e austenita retida, bem como o grau de enriquecimento de carbono e a estabilidade da austenita remanescente, determinando, em última instância, a intensidade do efeito TRIP e a combinação final entre resistência mecânica e ductilidade.

3.5 Aços de Têmpera e Partição (Q&P)

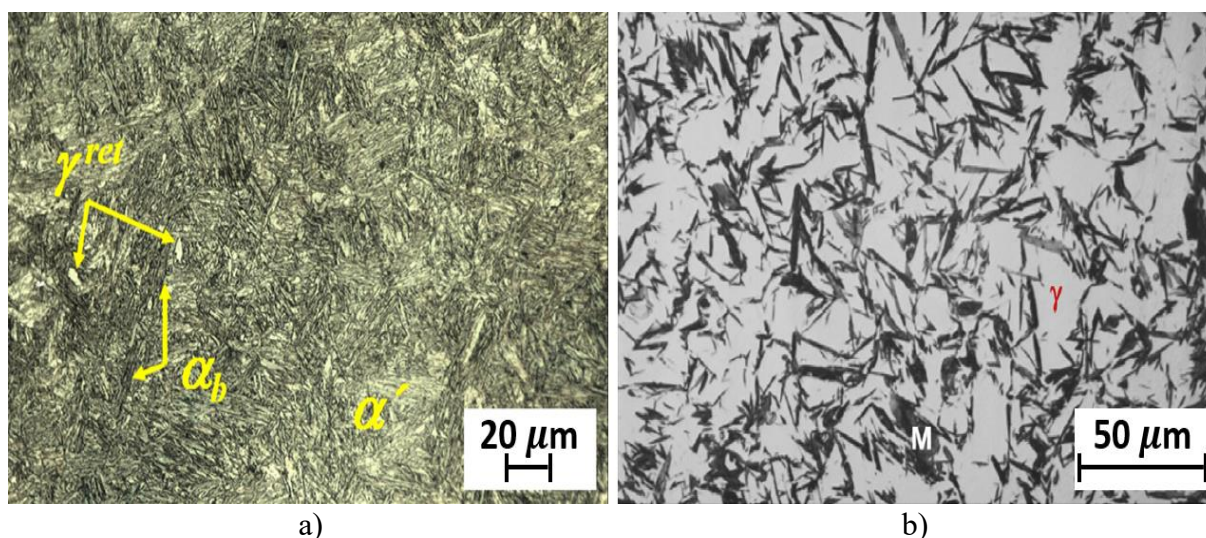
3.5.1 Microestrutura Multiconstituída e Processamento Térmico

O termo *quenching and partitioning* (Q&P), traduzido como têmpera e partição, foi proposto por Speer et al. (2003a) para descrever uma nova rota de tratamento térmico desenvolvida com o objetivo de obter, preferencialmente, uma microestrutura predominantemente martensítica contendo elevada fração volumétrica de austenita retida enriquecida em carbono, tipicamente na faixa de 10–20% em volume. Essa rota surgiu como uma alternativa promissora para a produção de aços de alta resistência mecânica com potencial para apresentar efeito TRIP, combinando a elevada resistência proporcionada pela matriz martensítica com a contribuição da austenita retida metaestável para a sustentação do encruamento e da ductilidade (Andrés et al., 2001; Behera; Olson, 2019; Kumar; Singh, 2021; Lepera, 1979; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2009; Speer et al., 2003; Toji; Miyamoto; Raabe, 2015; Wu et al., 2021).

A Figura 3.19 apresenta exemplos de microestruturas de aços Q&P observadas por microscopia óptica, nas quais se destaca uma microestrutura composta predominantemente por martensita e austenita retida em morfologia laminar. Em determinadas condições, também pode ser

observada a presença de pequenas frações de bainita, evidenciando que a microestrutura final desses aços pode se desviar da condição idealizada originalmente proposta para o processo Q&P (García de Andrés et al., 2001; Kumar; Singh, 2021; Lepera, 1979; Toji; Miyamoto; Raabe, 2015).

Figura 3.19 – Micrografias ópticas de aços submetidos ao tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P) após diferentes condições de ataque químico.

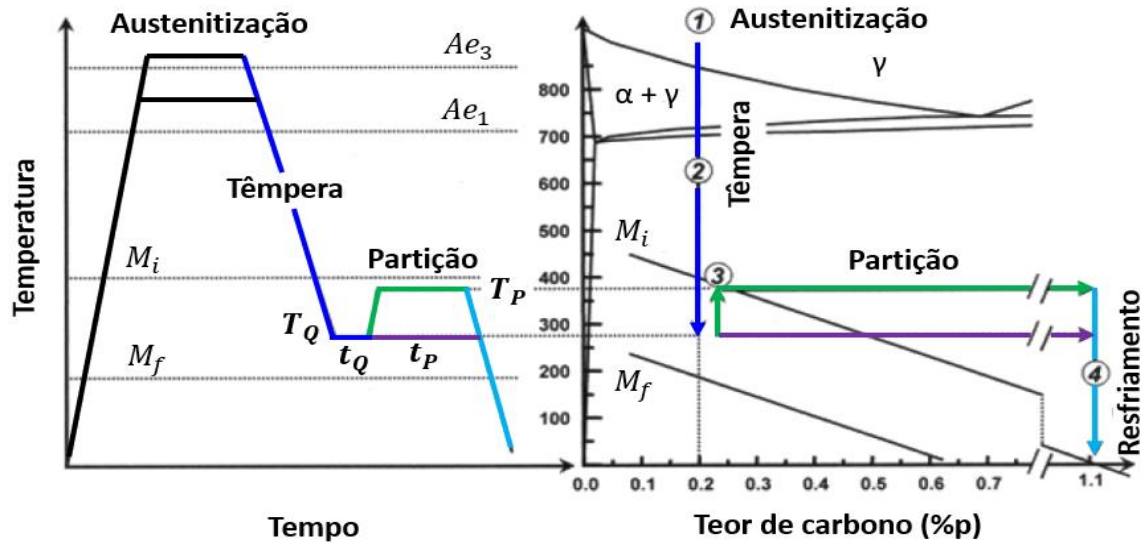


γ_{ret} e γ : austenita retida; α_b : ferrita bainítica; α' e M: martensita.

Fonte: Adaptado de Kumar; Singh, (2021); Toji; Miyamoto; Raabe (2015).

A rota térmica de têmpera e partição compreende, de forma geral, quatro etapas principais: austenitização, têmpera, partição e resfriamento final. Conforme esquematizado na Figura 3.20, o tratamento se inicia com a etapa de austenitização, que pode ocorrer tanto no campo intercrítico, entre A_{C1} e A_{C3} , quanto acima de A_{C3} , em condição de austenitização completa. Em seguida, o material é resfriado rapidamente até uma temperatura de têmpera (T_T) situada entre as temperaturas de início (M_i) e fim (M_f) da transformação martensítica, de modo a formar uma fração controlada de martensita primária. Após essa etapa, o aço é submetido à partição, durante a qual permanece por um determinado intervalo de tempo (t_p) em uma temperatura de partição (T_p), que pode ser igual ou superior à temperatura de têmpera. Quando $T_p = T_T$, o tratamento é classificado como Q&P de um passo (*one-step Q&P*); quando $T_p > T_T$, trata-se de um tratamento Q&P de dois passos (*two-step Q&P*). Por fim, o material é resfriado até a temperatura ambiente (De Cooman; Speer, 2006; Kantanen et al., 2021; Knijf et al., 2014; Matlock; Speer, 2009; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018).

Figura 3.20 – Representação da rota térmica de têmpera e partição.



M_i : temperatura inicial de transformação martensítica; M_f : temperatura final de transformação martensítica; T_Q : temperatura de têmpera; t_Q : tempo de têmpera; t_P : tempo de partição; T_P : temperatura de partição.

Etapas: 1) de austenitização; 2) de têmpera; 3) partição e 4) resfriamento final.

Fonte: Adaptado de De Cooman; Speer (2006).

A evolução microestrutural ao longo do tratamento Q&P é ilustrada esquematicamente na Figura 3.21.

Figura 3.21 – Microestrutura e teor de carbono em cada etapa da rota térmica de têmpera e partição.

ETAPA	Austenitização	Têmpera	Partição	Resfriamento
MICROESTRUTURA				
CONCENTRAÇÃO DE CARBONO	$C_\gamma = C_i$	$C_\gamma = C_i$ $C_M = C_i$	$C_\gamma > C_i$ $C_M < C_i$	—

γ : austenita; C_γ : concentração de carbono da austenita; C_i : concentração de carbono inicial; C_M : concentração de carbono da martensita.

Fonte: Adaptado de Matlock et al. (2012).

Após a austenitização completa, a microestrutura é composta integralmente por austenita, com teor de carbono correspondente à composição global da liga. Durante a têmpera interrompida,

parte dessa austenita se transforma em martensita primária (M_1), enquanto a austenita remanescente permanece não transformada. A fração de martensita formada nessa etapa depende diretamente da temperatura de têmpera e constitui um parâmetro crítico do processo, uma vez que a martensita primária atua como principal fonte de carbono para a etapa subsequente de partição.

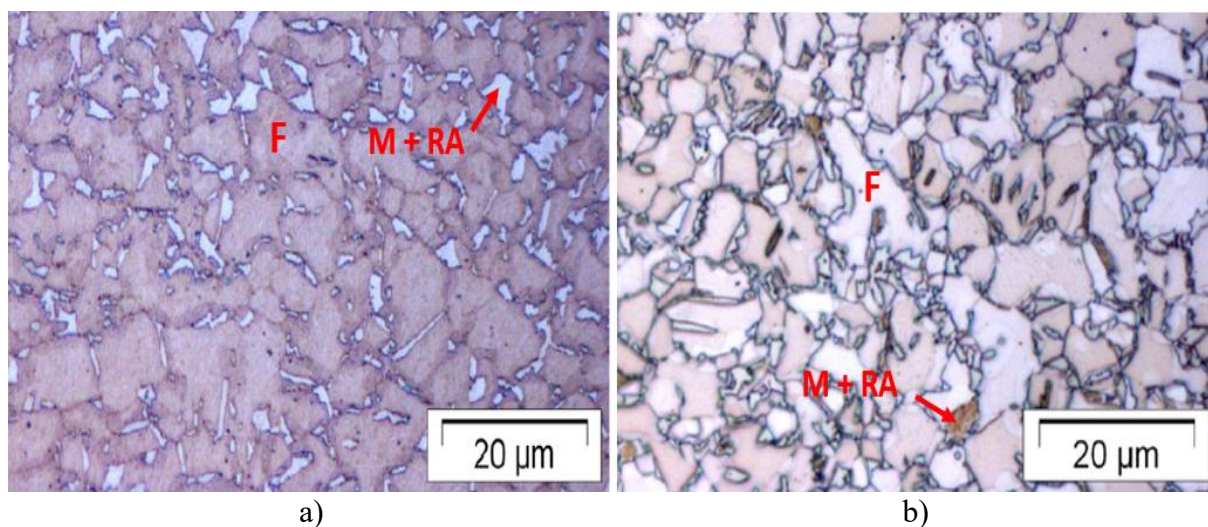
Durante a etapa de partição, ocorre a redistribuição de carbono a partir da martensita primária em direção à austenita remanescente, elevando o teor de carbono da austenita e reduzindo sua temperatura de início da transformação martensítica. Esse enriquecimento de carbono é fundamental para aumentar a estabilidade térmica da austenita e permitir sua retenção após o resfriamento final até a temperatura ambiente. Paralelamente, a martensita primária sofre empobrecimento relativo em carbono e pode apresentar evidências de revenimento, dependendo da temperatura e do tempo de partição. Assim, na condição idealizada do tratamento Q&P, a microestrutura final é composta por uma matriz de martensita primária revenida e empobrecida em carbono, associada a filmes de austenita retida enriquecida em carbono. Essa combinação microestrutural é particularmente atrativa porque associa elevada resistência mecânica, conferida pela matriz martensítica, à capacidade de sustentação do encruamento e da ductilidade promovida pela transformação progressiva da austenita retida durante a deformação (Ariza-Echeverri et al., 2020; Miettunen et al., 2021; Moor; Speer, 2017; Peng et al., 2019; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2009; Seo et al., 2016).

Entretanto, quando o enriquecimento de carbono da austenita é insuficiente, parte da austenita remanescente pode se transformar em martensita durante o resfriamento final, originando a chamada martensita secundária (M_2). Diferentemente da martensita primária, a martensita secundária é formada após a etapa de partição e, portanto, não participa de forma significativa do particionamento de carbono, podendo apresentar maior dureza e maior contribuição para a heterogeneidade microestrutural. Em sistemas reais, a presença simultânea de martensita primária, martensita secundária, austenita retida e, em muitos casos, bainita, torna a microestrutura dos aços Q&P substancialmente mais complexa do que a condição idealizada inicialmente proposta.

Além da microestrutura convencional baseada em martensita e austenita retida, outros constituintes podem estar presentes nos aços Q&P, especialmente ferrita e bainita. Quando a etapa de austenitização é realizada no campo intercrítico, parte da microestrutura inicial não é

austenitizada e a microestrutura final pode conter ferrita poligonal, resultando em uma arquitetura constituída por matriz ferrítica contendo ilhas do constituinte M/A, formadas por martensita e austenita retida. A Figura 3.22 apresenta exemplos de microestruturas obtidas após recozimento intercrítico, evidenciando esse tipo de morfologia (De, Speer e Matlock, 2003; Knijf et al., 2014; Santofimia et al., 2008).

Figura 3.22 – Imagens de micrografia óptica de amostras de aços Q&P submetidas ao recozimento intercrítico e atacadas com diferentes reagentes químicos.



a) Ataque químico com o reagente químico LePera; b) Ataque químico de cor.

F: ferrita; M + RA: constituinte formado por martensita e austenita retida.

Fonte: Santofimia et al. (2008).

Da mesma forma, embora a rota Q&P clássica tenha sido originalmente proposta com base no particionamento de carbono a partir da martensita, diversos estudos demonstram que a transformação bainítica pode ocorrer durante a etapa de partição, especialmente quando a austenita remanescente apresenta estabilidade térmica insuficiente. Nesses casos, parte da austenita pode se decompor em ferrita bainítica, e o carbono rejeitado por essa transformação também pode contribuir para o enriquecimento da austenita remanescente. Assim, a bainita pode atuar como fase adicional de endurecimento e, simultaneamente, como fonte complementar de carbono para estabilização da austenita. Por essa razão, a formação de bainita durante a partição, embora não faça parte da condição idealizada original do processo, é hoje amplamente reconhecida como um fenômeno recorrente e, em muitos casos, determinante para a microestrutura final e para a resposta mecânica dos aços Q&P (Chen et al., 2019; Dai et al., 2021; Nishikawa et al., 2018; Samanta et al., 2013; Santofimia et al., 2008, 2010; Wu et al., 2015).

Um dos principais objetivos do processamento Q&P é, portanto, maximizar a estabilidade térmica e mecânica da austenita retida por meio do enriquecimento de carbono durante a etapa de partição. Em comparação com os aços TRIP convencionais, essa rota apresenta uma diferença conceitual importante: nos aços TRIP, o enriquecimento de carbono da austenita está fortemente associado à transformação bainítica durante a austêmpera, enquanto nos aços Q&P a formação da matriz martensítica e o particionamento de carbono são, em princípio, desacoplados em etapas distintas. Essa separação entre a formação da martensita primária e a etapa de partição constitui uma das principais vantagens do tratamento Q&P, pois permite maior controle sobre a fração de martensita formada, sobre a quantidade de austenita remanescente disponível para enriquecimento e, conseqüentemente, sobre a microestrutura final do material (Dai et al., 2021; De; Speer; Matlock, 2003; Knijf et al., 2014; Nishikawa et al., 2018; Samanta et al., 2013; Santofimia et al., 2008, 2010; Wu et al., 2015).

O sucesso desse mecanismo de estabilização da austenita depende da supressão ou do retardamento de reações competitivas, especialmente a precipitação de carbonetos, que consomem carbono e reduzem a eficiência do enriquecimento da austenita. De modo geral, os aços Q&P apresentam composição química semelhante à dos aços TRIP, com teores relativamente baixos de carbono e adições de elementos como manganês, silício e alumínio, empregados para favorecer a retenção de austenita e suprimir ou retardar reações competitivas, especialmente a precipitação de carbonetos. Além da composição química, outros fatores já discutidos para os aços TRIP, como morfologia, tamanho de grão e constituintes adjacentes à austenita, também exercem papel importante na estabilidade da austenita retida em aços Q&P (Fonstein, 2015; Knijf et al., 2014; Moor; Speer, 2017; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2009; Toji et al., 2014; Toji; Miyamoto; Raabe, 2015; Wang; Speer, 2013; Wu et al., 2015; Yan et al., 2015; Yang et al., 2021).

A influência da morfologia da austenita retida na sua estabilidade também foi observada especificamente em aços Q&P. Xiong et al. (2013) mostraram que, embora a austenita em blocos possa apresentar maior teor local de carbono, sua resistência à transformação martensítica durante a deformação é inferior àquela observada para a austenita em filmes. De forma semelhante, Liu et al. (2018) destacaram que a presença de finas ripas de martensita contribui para refinar e restringir geometricamente a austenita retida, favorecendo a obtenção de uma combinação mais adequada entre fração volumétrica e estabilidade mecânica. Esses resultados reforçam que, nos aços Q&P, assim como nos aços TRIP, a estabilidade da austenita

retida não depende apenas de seu teor de carbono, mas também de sua morfologia, de seu tamanho e da interação mecânica com os constituintes vizinhos.

Em síntese, os aços Q&P distinguem-se por buscar a obtenção de uma microestrutura multifásica baseada em martensita e austenita retida, na qual a estabilidade da austenita é promovida predominantemente pelo enriquecimento de carbono durante a etapa de partição. Embora a condição idealizada do processo preveja uma microestrutura composta principalmente por martensita primária revenida e austenita retida, a microestrutura real frequentemente inclui também martensita secundária, bainita e, em tratamento intercrítico, ferrita. Dessa forma, a resposta final desses materiais resulta do equilíbrio entre composição química, parâmetros térmicos e mecanismos competitivos de transformação, os quais controlam simultaneamente a fração, a morfologia e a estabilidade da austenita retida, bem como a natureza da matriz resistente.

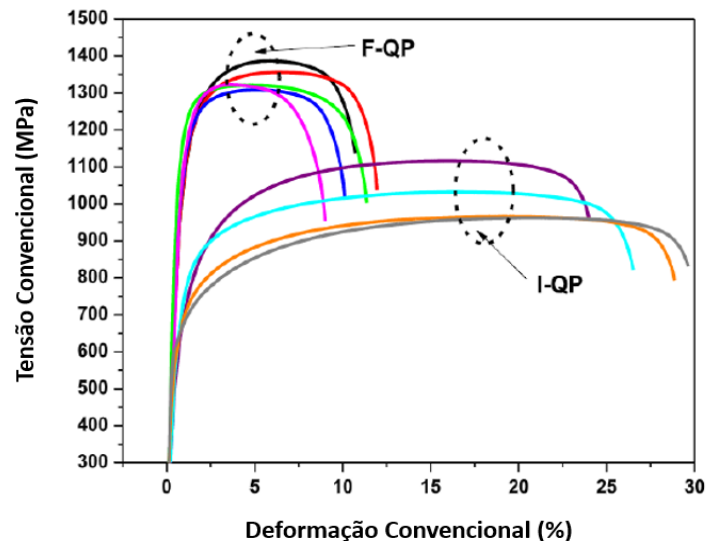
3.5.2 Influência dos Parâmetros do Processamento Térmico na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas

A microestrutura final dos aços Q&P é fortemente influenciada pelos parâmetros do tratamento térmico, especialmente pela temperatura de austenitização, pela temperatura de têmpera, pela temperatura de partição e pelo tempo de partição. Esses parâmetros controlam a fração de martensita primária formada, a quantidade e a estabilidade da austenita retida, a eventual formação de bainita e a intensidade do revenimento da martensita, determinando, conseqüentemente, o equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade (Cho; Seo; De Cooman, 2016; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2009; Song et al., 2020; Zhang; Ding; Misra, 2015).

A temperatura de austenitização define a fração de austenita disponível para as transformações subsequentes e influencia diretamente a morfologia da microestrutura final. Em geral, temperaturas acima de A_{C3} são utilizadas para promover a austenitização completa e favorecer a obtenção de uma microestrutura predominantemente martensítica (Chen et al., 2021; Ebner et al., 2019; Fonstein, 2015; Liu et al., 2018; Miettunen et al., 2021; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2011; Seo et al., 2016; Yan et al., 2017). Por outro lado, a austenitização intercrítica pode introduzir ferrita na microestrutura final, o que tende a reduzir a resistência mecânica, mas pode favorecer a ductilidade e a capacidade de absorção de energia (Ariza-Echeverri et al., 2020; Peng et al., 2019; Santofimia et al., 2010). Esse efeito é ilustrado na Figura 3.23, na qual

amostras submetidas à austenitização intercrítica apresentam maior ductilidade e menor resistência em comparação às austenitizadas completamente (Yan et al., 2017).

Figura 3.23 – Influência da temperatura de austenitização sobre as curvas tensão–deformação de engenharia de aços Q&P submetidos à austenitização completa e intercrítica.



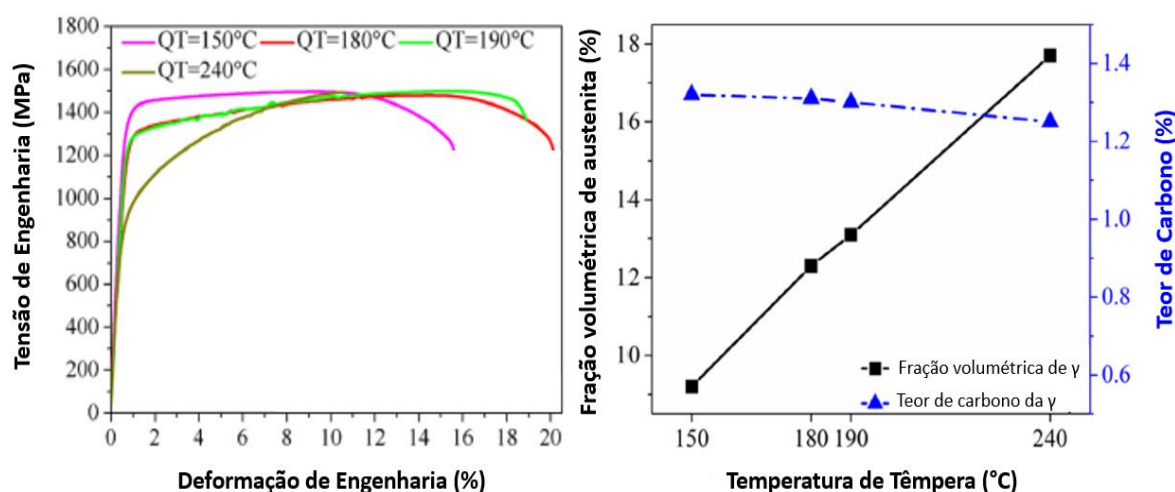
F-QP: aços submetidos à austenitização completa; I-QP: aços submetidos à austenitização intercrítica.

Fonte: Yan et al. (2017).

A temperatura de têmpera controla diretamente a fração de martensita primária formada durante a têmpera interrompida e, portanto, a quantidade de austenita remanescente disponível para enriquecimento de carbono na etapa de partição. Temperaturas de têmpera mais baixas, próximas a M_f , resultam em maior fração de martensita primária e menor quantidade de austenita remanescente, enquanto temperaturas mais elevadas, próximas a M_i , preservam maior quantidade de austenita, porém com menor fração de martensita disponível como fonte de carbono. Assim, existe uma faixa intermediária de temperatura de têmpera em que se obtém melhor balanço entre fração de austenita retida e sua estabilidade. Esse comportamento é ilustrado na Figura 3.24, na qual se observa que o aumento da temperatura de têmpera eleva a fração volumétrica de austenita retida, enquanto o teor de carbono da austenita apresenta variação discreta. Em termos mecânicos, as curvas tensão–deformação indicam que temperaturas intermediárias de têmpera favorecem uma combinação mais equilibrada entre resistência mecânica e ductilidade, evidenciando que o desempenho mecânico não depende apenas da quantidade de austenita retida, mas também de sua estabilidade e da condição microestrutural da matriz martensítica adjacente (Chen et al., 2021; Ebner et al., 2019; Fonstein,

2015; Liu et al., 2018; Miettunen et al., 2021; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2011; Seo et al., 2016; Yan et al., 2017).

Figura 3.24 – Influência da temperatura de têmpera sobre as curvas tensão–deformação de engenharia, a fração volumétrica e o teor de carbono da austenita retida em aço Q&P.



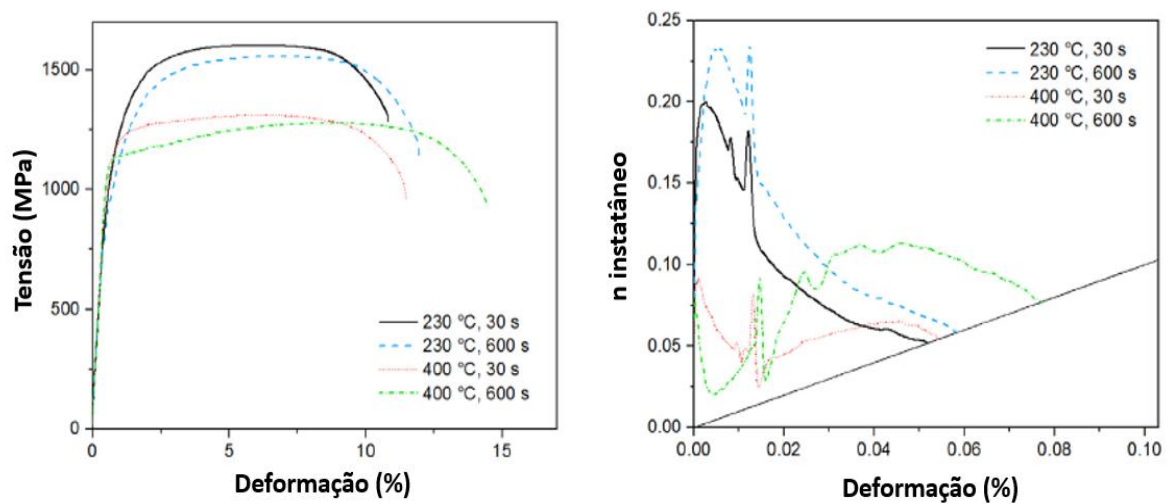
QT: temperatura de têmpera.

Fonte: Liu et al. (2018).

Entre todos os parâmetros do tratamento Q&P, a temperatura e o tempo de partição exercem a influência mais direta sobre a redistribuição de carbono, a estabilidade da austenita retida e a ocorrência de fenômenos competitivos, como revenimento da martensita, formação de bainita e precipitação de carbonetos (Ebner et al., 2018). De modo geral, temperaturas de partição mais baixas requerem tempos mais longos para promover enriquecimento suficiente da austenita, enquanto temperaturas mais elevadas aceleram a difusão do carbono, mas também intensificam reações competitivas. Como consequência, a combinação entre temperatura e tempo de partição afeta simultaneamente a microestrutura final e a resposta mecânica dos aços Q&P, conforme ilustrado na Figura 3.25. Em geral, o aumento da temperatura de partição e, em menor grau, do tempo de partição tende a reduzir a resistência mecânica em razão do revenimento progressivo da martensita primária e da consequente redução da resistência da matriz martensítica. Em contrapartida, essas condições podem favorecer maior estabilidade da austenita retida e maior capacidade de deformação uniforme, desde que o enriquecimento da austenita seja eficiente e que as reações competitivas não se tornem predominantes. Além disso, as variações no coeficiente de encruamento instantâneo indicam que a condição de partição também modifica a capacidade de sustentação do encruamento ao longo da deformação. Assim, a combinação entre resistência mecânica e ductilidade resulta do balanço entre o revenimento da martensita

primária, a estabilização da austenita retida e a eventual formação adicional de bainita durante a partição (Santofimia; Zhao; Sietsma, 2011).

Figura 3.25 – Influência da temperatura e do tempo de partição sobre as curvas tensão–deformação e o coeficiente de encruamento instantâneo de aços Q&P.



Temperaturas de partição: 230 e 400°C; tempos de partição: 30 e 600s.

Fonte: Ebner et al. (2018a).

De forma geral, a literatura mostra que a resposta dos aços Q&P resulta da interação entre múltiplos parâmetros térmicos, e não do efeito isolado de uma única variável. Assim, a otimização das propriedades mecânicas depende do balanço entre a fração de martensita primária, a eficiência do enriquecimento de carbono da austenita, a morfologia e a estabilidade da austenita retida, a eventual formação de bainita e a intensidade do revenimento da martensita. Esse entendimento é fundamental para interpretar a forte sensibilidade desses aços às condições de processamento térmico.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho consiste em um estudo experimental de chapas de aço de baixo carbono submetidas ao tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P). As etapas do estudo, apresentadas no fluxograma da Figura 4.1, compreenderam: (I) análise termodinâmica para determinação das temperaturas críticas de transformação da liga; (II) definição e execução dos tratamentos térmicos; e (III) caracterização, por diferentes técnicas, das amostras após o processamento.

A etapa de caracterização foi dividida em duas frentes: análise microestrutural e avaliação do comportamento mecânico, conforme ilustrado na Figura 4.1. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia eletrônica de transmissão (MET) e difração de raios X (DRX). A caracterização mecânica envolveu ensaios de tração e de dureza Vickers. A partir dos resultados de tração, também foi realizada a análise do comportamento de encruamento das amostras.

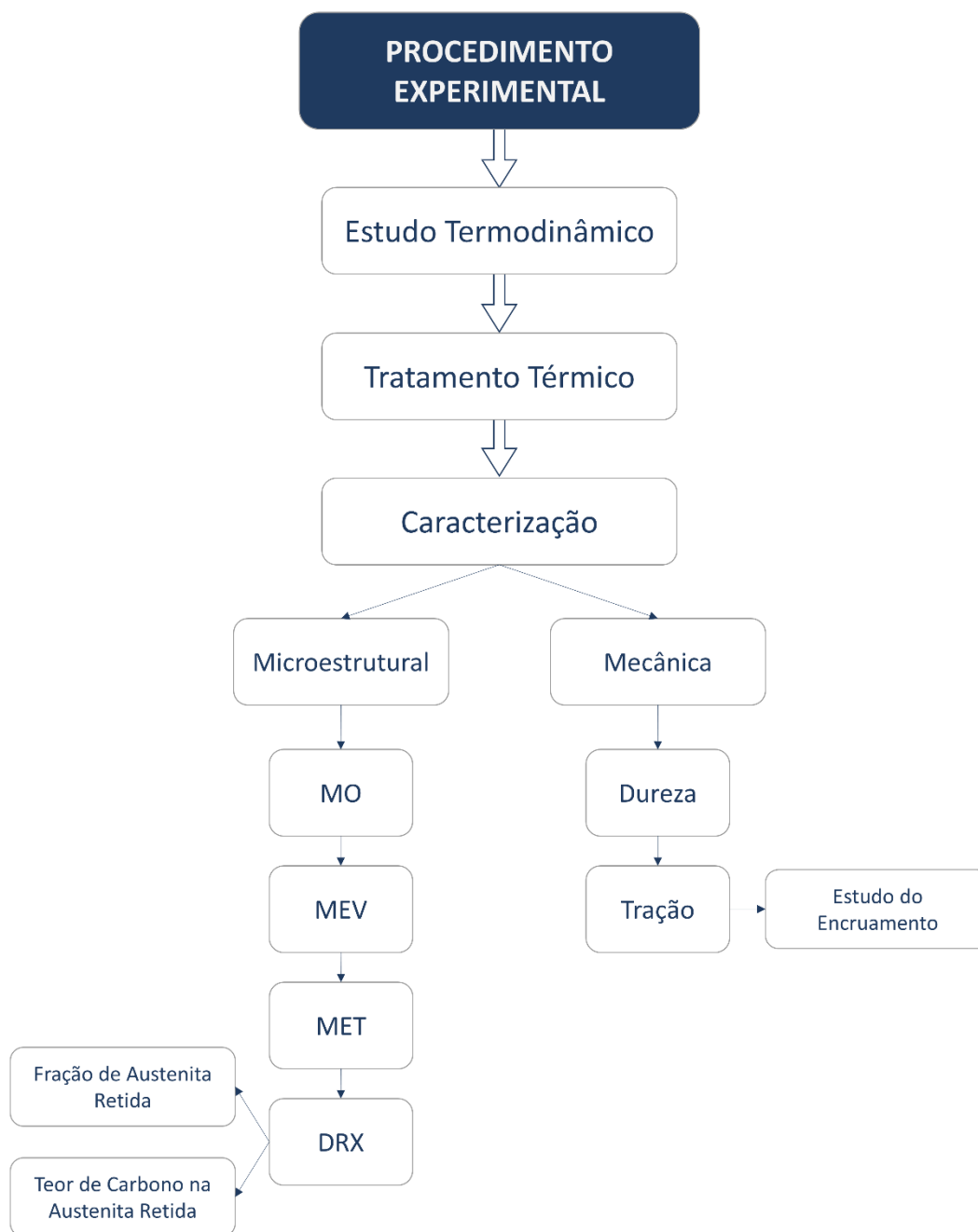
4.1 Material

Foram utilizadas chapas de aço classificadas, no estado como recebido, como TRIP 800, com espessura de 1,5 mm e revestimento de zinco. O material foi fornecido por uma empresa siderúrgica produtora de aços planos especiais, sendo destinado a aplicações no setor automotivo. A identificação nominal da empresa fornecedora foi omitida por motivos de confidencialidade. A composição química do aço, em porcentagem em peso, está apresentada na Tabela 2, com base nas informações fornecidas pela empresa siderúrgica.

4.2 Estudo Termodinâmico

O estudo termodinâmico foi realizado com o objetivo de determinar as temperaturas críticas de transformação de fase do aço estudado e fornecer subsídios para a definição dos parâmetros do tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P). Foram consideradas as temperaturas de transformação reconstrutiva durante o aquecimento, representadas por Ac_1 e Ac_3 , as temperaturas associadas às transformações displacivas, representadas por M_i e B_i , além da evolução das frações de fase em função da temperatura.

Figura 4.1 – Fluxograma representativo das etapas do procedimento experimental.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 2 – Composição química (%p) do aço.

Fe	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V
96,7931	0,24	1,3	1,52	0,024	0,002	0,036	0,02	0,002	0,003
Ti	Cr	Ni	Sn	N	B	Ca	Sb	Pb	
0,004	0,03	0,01	0,002	0,004	0,0002	0,0017	0,001	0,007	

Fonte: Próprio autor com base em dados fornecidos pela empresa siderúrgica.

As temperaturas de início e fim da transformação austenítica durante o aquecimento (Ac_1 e Ac_3) foram determinadas a partir da simulação das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura, realizada no software Thermo-Calc, utilizando a base de dados TCFE11. A identificação dessas temperaturas foi feita com base na evolução das frações de ferrita, austenita e cementita durante o aquecimento, considerando a composição química do aço estudado (Ariza et al., 2016; Li et al., 2018; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2011; Zhao et al., 2014).

A temperatura de início da transformação bainítica (Bi) foi estimada por duas abordagens complementares. A primeira consistiu na utilização do software MUCG83, a partir do qual também foi construído o diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) do aço estudado. A segunda abordagem consistiu na aplicação da equação empírica proposta por van Bohemen (2012), conforme a Equação 1. Para a definição das temperaturas de partição, foi adotado como referência o valor médio obtido entre as duas abordagens (Ariza et al., 2016; Gui et al., 2017; Knijf et al., 2014; Lu et al., 2020; Ranjan; Singh, 2021; Santofimia et al., 2011).

$$B_i(^{\circ}C) = 839 - (86x_{Mn} + 23x_{Si} + 67x_{Cr} + 33x_{Ni} + 75x_{Mo}) - 270(1 - e^{(-1,33x_C)}) \quad (1)$$

em que x_i representa a concentração dos elementos de liga em porcentagem em peso.

A temperatura de início da transformação martensítica (M_i) foi estimada por meio da equação empírica proposta por Capdevila; Caballero; García de Andrés (2002), conforme a Equação 2. Embora o diagrama TTT obtido pelo MUCG83 também indique graficamente uma temperatura M_i , esse valor foi utilizado apenas como referência visual, não sendo empregado nos cálculos posteriores.

$$M_i(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 7,5Si + 30Al \quad (2)$$

em que C, Mn, Si e Al correspondem aos teores dos respectivos elementos de liga, expressos em porcentagem em peso.

Para a definição da temperatura de têmpera, foi adotada a metodologia proposta por Speer et al. (2003), baseada na condição teórica de máxima retenção de austenita após a etapa de partição. Essa abordagem considera o balanço entre a fração de martensita primária formada

durante a têmpera inicial e a fração de austenita remanescente disponível para enriquecimento em carbono durante a partição.

Nesse contexto, foi aplicado o conceito de equilíbrio de carbono constrito (*constrained carbon equilibrium* - CCE). Nesse modelo, assume-se que, durante a etapa de partição, o carbono se redistribui da martensita supersaturada para a austenita remanescente, enquanto os elementos substitucionais permanecem praticamente imóveis devido à sua menor difusividade. Além disso, considera-se que não ocorre migração significativa da interface martensita/austenita durante a partição. Dessa forma, o modelo CCE permite estimar a estabilização química da austenita em função do enriquecimento em carbono, fornecendo uma condição teórica para maximizar a fração de austenita retida após o resfriamento final.

A fração de martensita primária formada durante a têmpera inicial foi estimada pela forma generalizada da equação de Koistinen e Marburger (1959), conforme a Equação 3.

$$f_{\alpha'} = 1 - e^{[-\alpha_m(M_i - T_T)^n]} \quad (3)$$

onde $f_{\alpha'}$ representa a fração volumétrica de austenita transformada em martensita após resfriamento até a temperatura de têmpera (T_T), abaixo de M_i ; α_m e n são constantes empíricas. Neste trabalho, adotou-se $n = 1$, enquanto α_m foi estimada a partir das equações empíricas propostas por van Bohemen (2012), conforme as Equações 4 e 5. Essa abordagem foi adotada com base em Kumar; Singh (2021), que indicam melhor predição da condição ótima de têmpera em aços dessa classe quando a metodologia de Speer et al. (2003) é associada à estimativa de α_m por van Bohemen (2012).

$$\alpha_m (\times 10^{-3} K^{-1}) = 27.2 - \sum_i S_i C_i - 19.8 [1 - \exp(-1.56 C_C)] \quad (4)$$

$$\sum_i S_i C_i = 0.14 C_{Mn} + 0.21 C_{Si} + 0.11 C_{Cr} - 0.0193 C_{Mo} \quad (5)$$

onde C_i representa o teor do elemento i , expresso em % em peso.

A partir da fração de martensita primária, estimou-se a fração de austenita remanescente após a têmpera ($f_{\gamma,i}$), assumindo austenitização completa prévia, de modo que $f_{\gamma,i} = 1 - f_{M1}$. Em

seguida, considerando a possibilidade de transformação parcial dessa austenita durante o resfriamento final, foi estimada a fração de martensita secundária e, consequentemente, a fração final teórica de austenita retida em função da temperatura de têmpera. Com base nessa metodologia, foi construída uma curva relacionando a temperatura de têmpera às frações volumétricas estimadas de martensita primária, austenita remanescente, martensita secundária e austenita retida. Essa curva foi utilizada como critério para definir a temperatura de têmpera adotada nos ciclos Q&P avaliados neste trabalho (Kumar; Singh, 2021; Speer et al., 2003).

4.3 Tratamentos Térmicos

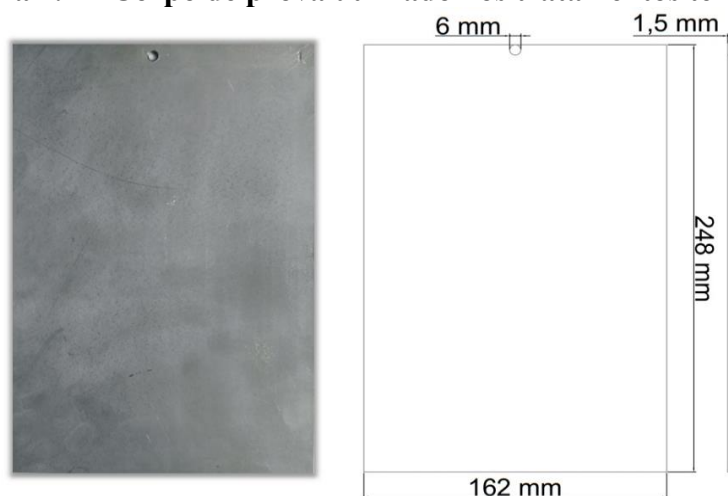
A etapa de tratamentos térmicos foi estruturada com o objetivo de avaliar o efeito da etapa de partição sobre a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do aço estudado. Essa abordagem foi adotada diante da maior ênfase dada, na literatura sobre aços Q&P, aos efeitos da austenitização e da têmpera, em contraste com a menor quantidade de estudos voltados à influência combinada da temperatura e do tempo de partição. Assim, os parâmetros de austenitização e de têmpera foram mantidos constantes, enquanto a temperatura e o tempo de partição foram variados.

A definição das temperaturas de processamento foi fundamentada em critérios específicos para cada etapa do tratamento térmico. A temperatura de têmpera foi estabelecida com base na temperatura ótima estimada por meio da abordagem termodinâmica descrita na seção anterior. No caso da austenitização, a temperatura adotada foi selecionada a partir de estudos prévios conduzidos no âmbito do grupo de pesquisa, com o objetivo de assegurar a austenitização completa do material. Por sua vez, as temperaturas de partição foram definidas de modo a contemplar uma condição de Q&P em uma etapa, na qual a partição ocorre na mesma temperatura da têmpera, e duas condições de Q&P em duas etapas, com temperaturas superiores à temperatura de têmpera. Dentre essas condições, a temperatura de 510 °C foi escolhida por estar abaixo da temperatura de início da transformação bainítica (Bi), estimada no estudo termodinâmico, e por representar uma condição de partição elevada em relação às faixas frequentemente adotadas em tratamentos Q&P de aços de baixo carbono. Dessa forma, buscou-se avaliar sua possível influência na formação de bainita durante a etapa de partição.

Após a definição dos parâmetros térmicos e das condições experimentais, as chapas de aço foram cortadas em corpos de prova com dimensões de 248 mm × 162 mm, conforme ilustrado

na Figura 4.2. O corte foi realizado em guilhotina Newton, modelo TM10, no sentido transversal à direção de laminação. Para facilitar o manuseio durante a execução dos tratamentos térmicos, foi confeccionado um furo de 6 mm em uma das extremidades de cada corpo de prova. Adicionalmente, todas as chapas foram identificadas por puncionamento numérico, de 1 a 9, assegurando a rastreabilidade das condições processadas, cujos respectivos parâmetros do ciclo Q&P são apresentados na Tabela 3.

Figura 4.2 – Corpo de prova utilizado nos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 3 – Identificação das amostras e parâmetros do ciclo Q&P.

ID AMOSTRA	T _A (°C)	t _A (min)	T _T (°C)	t _T (s)	T _P (°C)	t _P (s)
250T_250P_10s	920	15	250	10	250	10
250T_250P_100s	920	15	250	10	250	100
250T_250P_300s	920	15	250	10	250	300
250T_425P_10s	920	15	250	10	425	10
250T_425P_100s	920	15	250	10	425	100
250T_425P_300s	920	15	250	10	425	300
250T_510P_10s	920	15	250	10	510	10
250T_510P_100s	920	15	250	10	510	100
250T_510P_300s	920	15	250	10	510	300

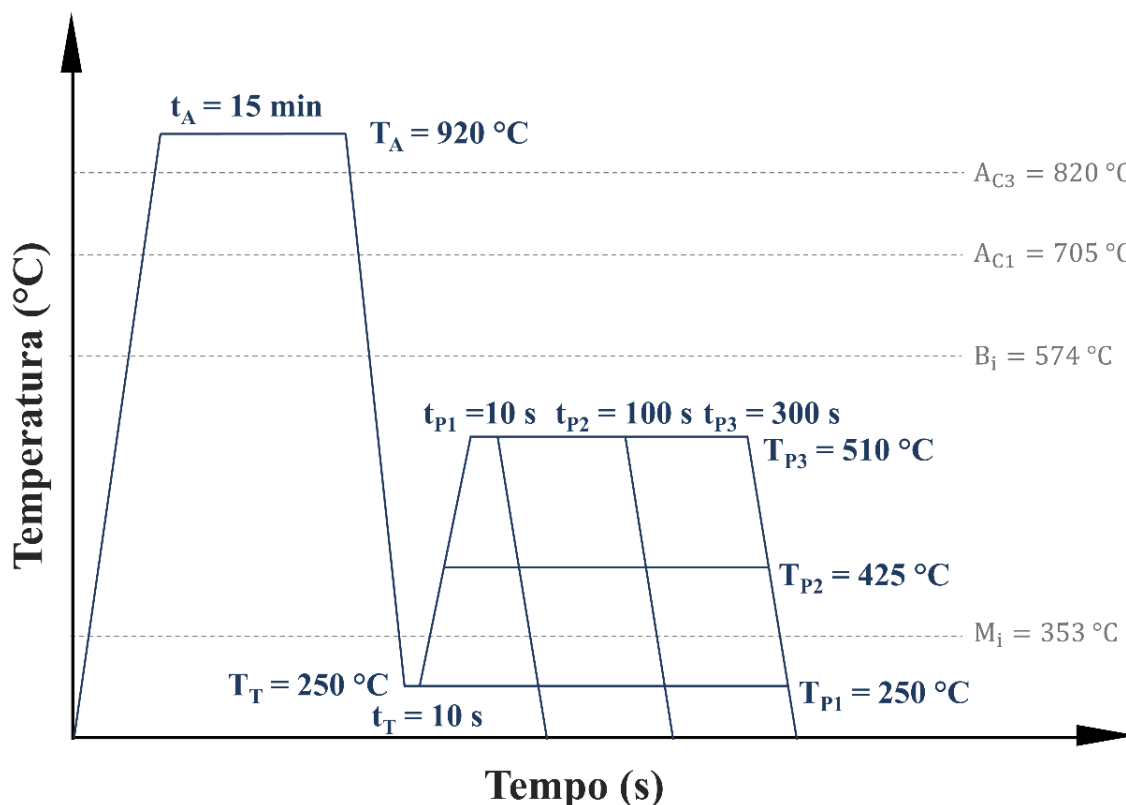
T_A: temperatura de austenitização; t_A: tempo de austenitização; T_T: temperatura de têmpera; t_T: tempo de têmpera; T_P: temperatura de partição; t_P: tempo de partição.

Fonte: Próprio autor.

Previamente aos ciclos de têmpera e partição, todas as amostras foram submetidas a uma etapa prévia de normalização a 920 °C, com tempo de manutenção de 15 min e resfriamento ao ar. Essa etapa antecedeu a austenitização realizada no ciclo Q&P e teve como objetivo descaracterizar a microestrutura inicial resultante do processamento industrial do aço TRIP 800 no estado como recebido, além de estabelecer uma condição microestrutural inicial mais homogênea para os tratamentos térmicos subsequentes.

Em seguida, as amostras foram processadas por têmpera e partição, conforme a rota Q&P esquematizada na Figura 4.3. Nesse ciclo, a etapa de austenitização foi novamente realizada a 920 °C por 15 min, seguida de têmpera a 250 °C por 10 s e posterior partição nas temperaturas e tempos apresentados na Tabela 3. As etapas de austenitização, têmpera e partição foram realizadas em banho de óleo, e o resfriamento final até a temperatura ambiente foi conduzido em água com agitação. A partir dessa estratégia experimental, foram processadas nove condições distintas, posteriormente caracterizadas ao longo deste trabalho.

Figura 4.3 – Rota esquemática do tratamento de têmpera e partição (Q&P) aplicado neste estudo.



T_A : temperatura de austenitização; t_A : tempo de austenitização; T_T : temperatura de têmpera;
 T_{P1} , T_{P2} , T_{P3} : temperaturas de partição; t_{P1} , t_{P2} , t_{P3} : tempos de partição.
 Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização microestrutural das amostras

4.4.1 Microscopia Óptica (MO)

A microscopia óptica foi empregada para a análise qualitativa dos constituintes microestruturais em todas as condições tratadas termicamente. Para essa etapa, foram extraídos dois corpos de prova de aproximadamente 12 mm × 12 mm a partir de cada uma das nove chapas previamente submetidas ao tratamento térmico, utilizando-se uma cortadora metalográfica Arotec, modelo COR 80/2. Em seguida, os corpos de prova foram submetidos à decapagem química em solução de ácido clorídrico por 4 h, com o objetivo de remover as camadas superficiais oxidadas formadas durante os tratamentos térmicos.

Para facilitar o manuseio nas etapas subsequentes, os corpos de prova foram embutidos a frio em resina de polimetilmetacrilato. Após o embutimento, foi realizada a preparação metalográfica convencional, composta por lixamento mecânico com lixa de granulometria 600 mesh e polimento com pasta de diamante de 6 µm, 3 µm e 1 µm, até a obtenção de acabamento superficial espelhado. O lixamento foi conduzido em lixadeira semiautomática Arotec, modelo Aropol-VV, e o polimento em politriz semiautomática Struers. Entre cada etapa de preparação, os corpos de prova foram lavados com sabão neutro em água corrente e secos com jato de ar quente direcionado paralelamente à superfície, de modo a minimizar a introdução de artefatos superficiais.

Os ataques metalográficos foram realizados com reagente Nital a 3% (3% de ácido nítrico em álcool etílico), visando à diferenciação dos constituintes microestruturais por contraste tonal. O tempo de ataque foi ajustado empiricamente, em função da resposta microestrutural de cada condição. Após o ataque, as microestruturas foram analisadas e registradas em microscópio óptico Fortel, equipado com sistema de digitalização Kontrol e lentes com ampliações de até 800×, possibilitando a obtenção de imagens para análise qualitativa detalhada.

4.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi empregada para complementar a análise qualitativa da microestrutura realizada por microscopia óptica, permitindo maior resolução na identificação morfológica dos constituintes microestruturais. Para essa etapa, foram utilizados

os corpos de prova previamente preparados metalograficamente e atacados com Nital, já empregados na análise por microscopia óptica. Previamente à aquisição das imagens, foi aplicada uma fina camada de ouro sobre a superfície das amostras, a fim de promover condutividade elétrica superficial e reduzir efeitos de carregamento durante a análise. As observações foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura Shimadzu, modelo SSX-550 Superscan.

4.4.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)

A caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de transmissão (MET) foi realizada nas amostras submetidas à temperatura de partição de 510 °C, nos tempos de 10 s, 100 s e 300 s, por se tratar da condição de maior interesse para a avaliação detalhada da evolução microestrutural observada nas análises anteriores. O objetivo foi investigar, em maior nível de resolução, a morfologia, a distribuição e a natureza dos constituintes presentes nessas condições. Para essa análise, foram preparados corpos de prova específicos para MET a partir das amostras tratadas termicamente, os quais foram submetidos a adelgaçamento localizado por meio de *dimpling* em equipamento Dimpler, seguido de polimento iônico final em equipamento PIPS (*Precision Ion Polishing System*), até a obtenção de regiões eletronicamente transparentes.

Os experimentos de microscopia eletrônica de transmissão (MET) foram realizados no Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, utilizando um microscópio eletrônico de transmissão Tecnai G2-20 FEI SuperTwin, operando a 200 kV. A caracterização foi conduzida por meio da aquisição de imagens em campo claro (bright field – BF), campo escuro (dark field – DF) e difração de elétrons em área selecionada (selected area electron diffraction – SAED), permitindo a avaliação detalhada da morfologia dos constituintes, bem como o suporte à identificação cristalográfica das fases e dos precipitados presentes.

4.4.4 Difração de Raios X (DRX)

A difração de raios X (DRX) foi empregada para determinar a fração volumétrica e estimar a concentração de carbono da austenita retida, à temperatura ambiente, em todas as amostras tratadas termicamente. Essa caracterização foi realizada com o objetivo de avaliar a resposta da

austenita retida às diferentes condições de partição, em termos de sua estabilidade térmica e potencial estabilidade mecânica.

Para essa análise, foi extraído um corpo de prova de cada uma das nove chapas tratadas termicamente, com dimensões compatíveis com o porta amostra do difratômetro. O preparo superficial incluiu decapagem química em ácido clorídrico, seguida de polimento metalográfico, com o objetivo de remover camadas superficiais oxidadas formadas durante os tratamentos térmicos e obter uma superfície adequada para a aquisição dos difratogramas.

A análise foi conduzida em um difratômetro Shimadzu, modelo XRD-7000, equipado com radiação Cu K α ($\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$), operando com tensão de 40 kV e corrente de 30 mA. Os difratogramas foram obtidos na faixa de 2θ entre 40° e 100° , com velocidade de varredura de $2^\circ/\text{min}$. A fração volumétrica de austenita retida (f_{AR}) foi determinada a partir do método de comparação direta, utilizando as intensidades integradas dos picos da martensita ($I_{\alpha'}$) e da austenita (I_γ), conforme a Equação 6 (Leem et al., 2001; Van Dijk et al., 2005; Zhao et al., 2001; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018).

$$f_{AR} = \frac{1,4I_\gamma}{I_{\alpha'} + 1,4I_\gamma} = \frac{1,4[(I_{(111)\gamma} + I_{(200)\gamma} + I_{(220)\gamma})/3]}{(I_{(110)\alpha'} + I_{(200)\alpha'} + I_{(211)\alpha'})/3 + 1,4[(I_{(111)\gamma} + I_{(200)\gamma} + I_{(220)\gamma})/3]} \quad (6)$$

em que $I_{\alpha'}$ corresponde à média das intensidades integradas dos picos da martensita $(110)_{\alpha'}$, $(200)_{\alpha'}$ e $(211)_{\alpha'}$, enquanto I_γ corresponde à média das intensidades integradas dos picos da austenita $(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$ e $(220)_\gamma$.

A concentração de carbono na austenita retida foi estimada conforme a Equação 7 (Scott; Drillet, 2007):

$$x_C(\%) = (\alpha_{RA} - 3,547)/0,0046 \quad (7)$$

em que x_C é a concentração de carbono na austenita retida (% em massa) e α_{RA} é o parâmetro de rede da fase austenítica ($\text{\AA}$). O valor de α_{RA} foi obtido a partir da média calculada com base nos picos da austenita, conforme a Equação 8.

$$\alpha_{RA}(A) = \frac{\lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{2 \sin \theta_{hkl}} \quad (8)$$

em que λ é o comprimento de onda da radiação incidente (Å), (hkl) representam os índices de Miller do plano cristalográfico analisado e θ_{hkl} é o ângulo de Bragg correspondente.

4.5 Caracterização mecânica das amostras

4.5.1 Ensaio de Dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers foi realizado com o objetivo de determinar a dureza das amostras submetidas às diferentes condições de tratamento térmico. As medições foram efetuadas em microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T, equipado com penetrador do tipo Vickers, utilizando carga de 1 kgf. Para essa análise, foi extraído um corpo de prova de cada uma das nove amostras previamente tratadas termicamente. O preparo metalográfico seguiu o mesmo procedimento adotado para a microscopia óptica, incluindo ataque químico com Nital a 2%.

Para cada corpo de prova, foram realizadas 20 indentações distribuídas aleatoriamente ao longo da superfície analisada, com o objetivo de representar a dureza média da amostra. Os resultados obtidos foram tratados estatisticamente por meio do cálculo da média e do desvio padrão.

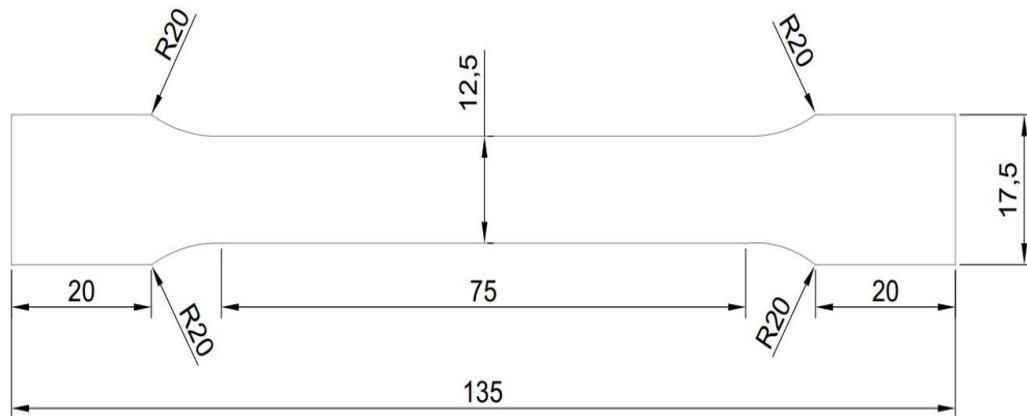
4.5.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ABNT NBR 6152, com o objetivo de determinar o limite de escoamento (LE), o limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento uniforme percentual (AU%) das amostras submetidas às diferentes rotas de tratamento térmico. Para cada condição, três corpos de prova foram extraídos das chapas tratadas termicamente por corte em jato de água, seguindo a direção de laminação e a geometria apresentada na Figura 4.4.

Os ensaios foram conduzidos até o início da estricção em máquina universal de ensaios Instron, modelo 5982, equipada com sistema de controle e aquisição de dados Bluehill 2 e extensômetro do tipo agulha Instron, modelo 2630-106, com base de medida de 25 mm. Foi empregada velocidade de ensaio de 4,5 mm/min (Ebner et al., 2018). A partir dos dados obtidos, foram

construídas inicialmente as curvas de tensão-deformação convencional. Entretanto, como essa representação considera apenas as dimensões iniciais do corpo de prova, foram também determinadas as curvas de tensão-deformação verdadeira, utilizadas nas análises subsequentes do comportamento de encruamento. As grandezas de tensão verdadeira e deformação verdadeira foram calculadas de acordo com as Equações 9 e 10, respectivamente (Dieter, 1981).

Figura 4.4 – Desenho técnico do corpo de prova utilizado no ensaio de tração, com dimensões em mm.



Fonte: Próprio autor.

$$\sigma = T(e + 1) \quad (9)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (10)$$

em que σ é a tensão verdadeira, ε é a deformação verdadeira, T é a tensão convencional e e é a deformação convencional.

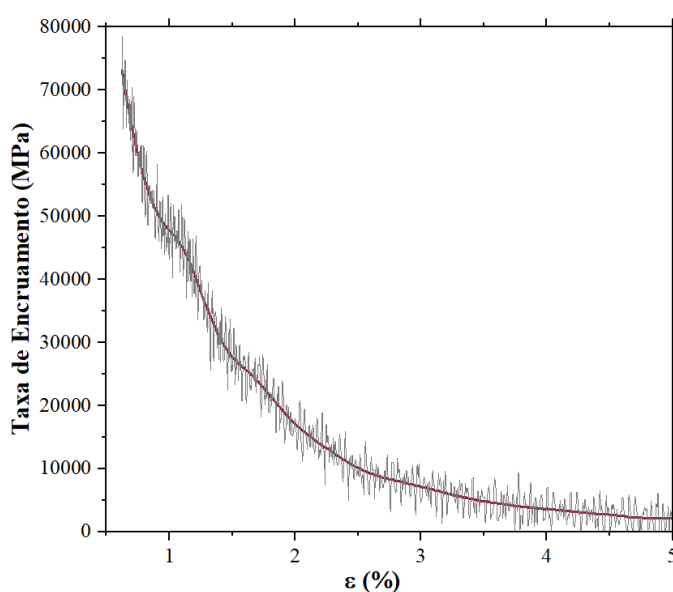
4.5.2.1 Estudo do Encruamento

O estudo do encruamento foi realizado com o objetivo de aprofundar a análise da relação entre a evolução microestrutural e o comportamento mecânico das amostras durante a deformação plástica. Para essa avaliação, foram empregadas duas abordagens complementares: a análise da taxa de encruamento ($\partial\sigma/\partial\varepsilon$) e a análise do coeficiente de encruamento instantâneo, expresso por (ε/σ) ($\partial\sigma/\partial\varepsilon$) (Cai et al., 2013; Hasan et al., 2019; Lavakumar et al., 2021).

Avaliação da taxa de encruamento ($\partial\sigma/\partial\varepsilon$)

A primeira abordagem adotada consistiu na análise das curvas de taxa de encruamento em função da deformação verdadeira. Essas curvas descrevem a variação instantânea da tensão verdadeira em relação à deformação verdadeira, permitindo avaliar a capacidade do material de sustentar o encruamento ao longo da deformação plástica. Após a obtenção das curvas, foi aplicada suavização dos dados no software Origin, versão estudante, utilizando o método de Savitzky–Golay com janela de 150 pontos, com o objetivo de reduzir oscilações numéricas associadas à derivação dos dados experimentais e facilitar a visualização e a interpretação das tendências. A Figura 4.5 apresenta um exemplo representativo da suavização aplicada às curvas de taxa de encruamento.

Figura 4.5 – Exemplo da suavização aplicada às curvas de taxa de encruamento em função da deformação verdadeira.



Fonte: Próprio autor.

Avaliação do Encruamento Instantâneo

O coeficiente de encruamento instantâneo foi avaliado em função da deformação plástica verdadeira, com o objetivo de analisar a evolução local da capacidade de encruamento ao longo da deformação. Essa abordagem foi baseada na relação apresentada na Equação 11, na qual o coeficiente instantâneo é definido a partir da combinação entre tensão verdadeira, deformação verdadeira e taxa de encruamento.

$$n = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \quad (11)$$

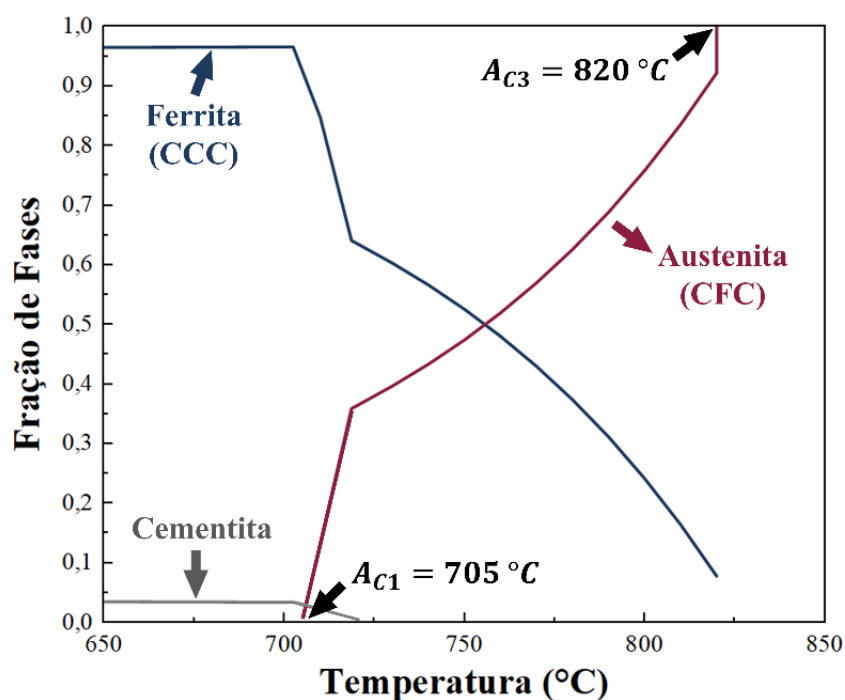
em que n corresponde ao coeficiente de encruamento instantâneo, σ é a tensão verdadeira, ε é a deformação verdadeira e $\partial \sigma / \partial \varepsilon$ é a taxa de encruamento. De forma análoga à análise da taxa de encruamento, as curvas de coeficiente de encruamento instantâneo também foram suavizadas no software Origin, versão estudante, por meio do método de Savitzky–Golay, utilizando janela de 150 pontos, a fim de reduzir oscilações associadas ao tratamento matemático dos dados e permitir melhor interpretação da evolução desse parâmetro ao longo da deformação.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Termodinâmica

A Figura 5.1 apresenta a evolução das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura, calculada no software Thermo-Calc com a base de dados TCFE11. A partir da variação das frações de ferrita, austenita e cementita durante o aquecimento, foram determinadas as temperaturas críticas A_{c1} e A_{c3} do aço estudado. Os valores obtidos foram de 705 °C para A_{c1} e 820 °C para A_{c3} . Esses resultados indicam que a austenitização completa do material ocorre acima de 820 °C, fornecendo subsídio para a definição da temperatura de austenitização adotada nos tratamentos térmicos.

Figura 5.1 – Fração de fases em equilíbrio em função da temperatura do aço estudado.



A_{c1} : temperatura de início da transformação austenítica;

A_{c3} : temperatura de fim da transformação austenítica;

CCC: estrutura cristalina de corpo centrado;

CFC: estrutura cristalina de face centrada.

Base de dados: TCFE11.

Fonte: Próprio autor.

A temperatura de início da transformação bainítica (Bi) foi estimada por meio do software MUCG83 e pela equação empírica de van Bohemen (2012). Os valores obtidos estão apresentados na Tabela 4. Pelo software MUCG83, obteve-se $Bi = 543\text{ °C}$, enquanto a equação empírica resultou em $Bi = 604\text{ °C}$. Considerando o valor médio entre as duas abordagens, foi

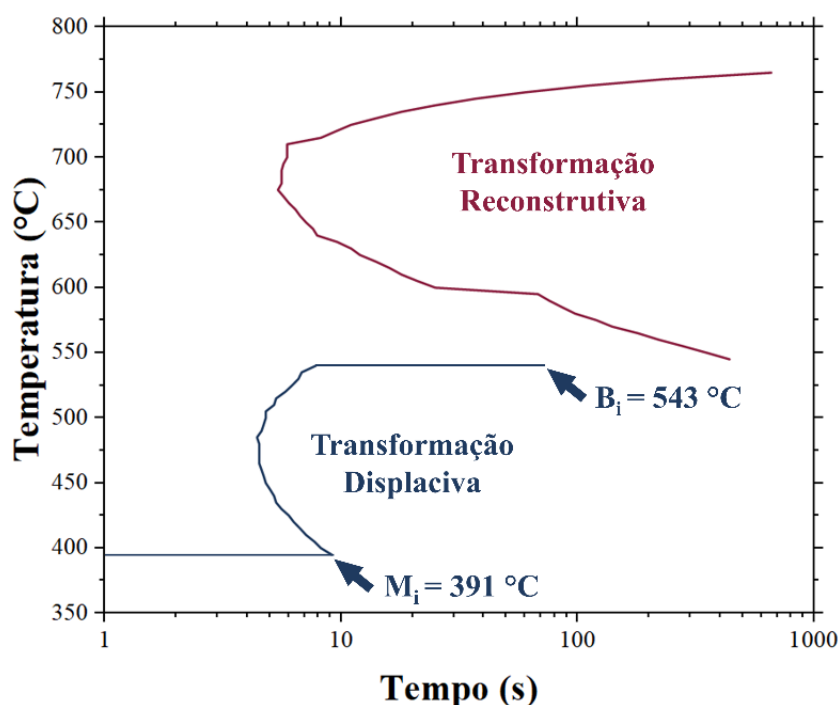
adotada a temperatura $B_i = 574\text{ }^{\circ}\text{C}$ como referência para a definição das temperaturas de partição. A partir dos dados obtidos no MUCG83, também foi construído o diagrama TTT apresentado na Figura 5.2.

Tabela 4 – Temperaturas de início da transformação bainítica (B_i) obtidas por diferentes abordagens.

FONTE	$B_i\text{ }(^{\circ}\text{C})$
Software MUCG83	543
Equações Empírica	604
Média	574

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.2 – Diagrama TTT do aço estudado construído a partir dos dados obtidos no software MUCG83.

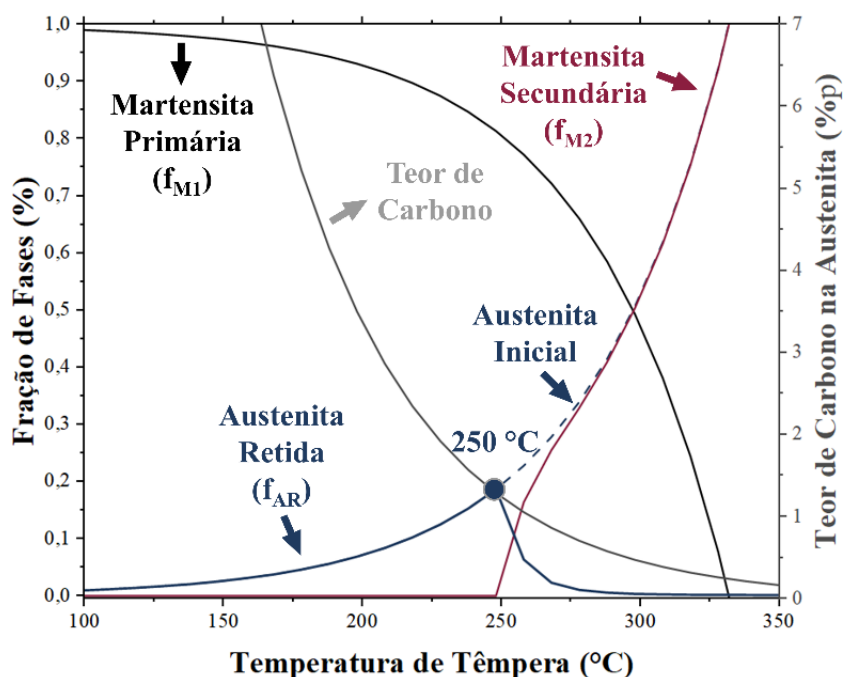


Fonte: Próprio autor.

No diagrama TTT obtido pelo MUCG83, a temperatura de início da transformação martensítica é indicada graficamente em aproximadamente $391\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esse valor foi mantido apenas como referência visual na Figura 5.2. Para os cálculos associados à definição da temperatura ótima de têmpera, entretanto, foi utilizada a equação empírica de Capdevila; Caballero; García de Andrés (2002), que resultou em $M_i = 353\text{ }^{\circ}\text{C}$ para o aço estudado.

A partir da aplicação da metodologia de Speer et al. (2003), associada ao modelo CCE e à equação de Koistinen e Marburger (1959), foi construída a curva de frações volumétricas estimadas de martensita primária, austenita remanescente, martensita secundária e austenita retida em função da temperatura de têmpera, conforme apresentado na Figura 5.3.

Figura 5.3 – Frações volumétricas estimadas de martensita e austenita em função da temperatura de têmpera, em condição de superresfriamento.



Fonte: Próprio autor.

A curva obtida indica que a temperatura de têmpera de 250 °C corresponde à condição teórica de máxima retenção de austenita após a partição. Nessa condição, o modelo prevê uma fração máxima de austenita retida de 17,4%, associada ao balanço entre a formação de martensita primária durante a têmpera, o enriquecimento em carbono da austenita remanescente durante a partição e a possível formação de martensita secundária durante o resfriamento final.

Embora essa estimativa tenha sido utilizada como critério para a definição da temperatura de têmpera dos ciclos Q&P, deve-se ressaltar que o modelo considera condições idealizadas. Dessa forma, a fração de austenita retida prevista pode ser superior àquela efetivamente obtida após os tratamentos térmicos, uma vez que mecanismos competitivos durante a partição, como a precipitação de carbonetos e a transformação bainítica, podem reduzir a quantidade de austenita estabilizada.

5.2 Caracterização Microestrutural

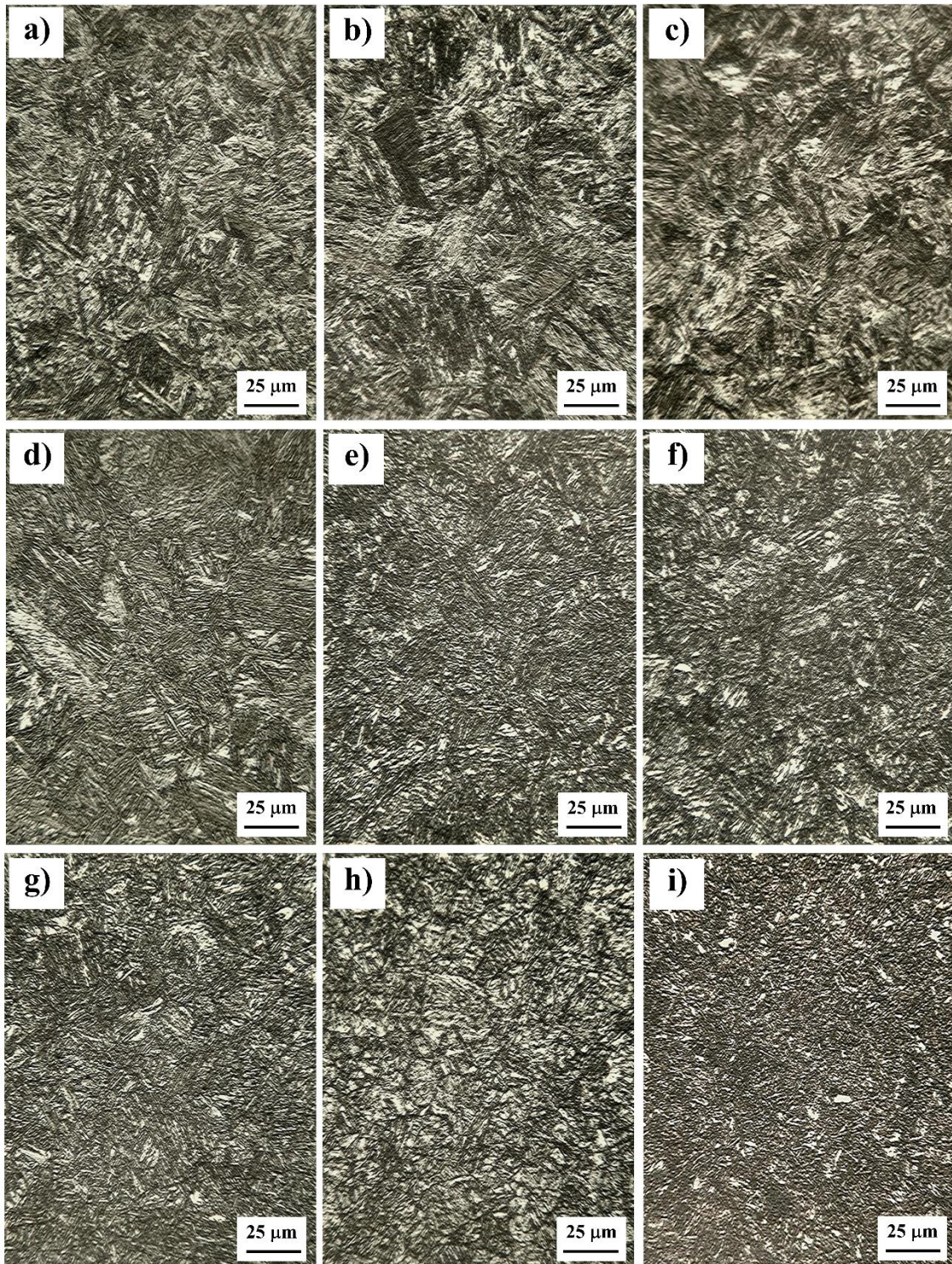
5.2.1 Microscopia Óptica (MO)

A Figura 5.4 apresenta as micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras submetidas ao tratamento Q&P. De modo geral, observa-se uma microestrutura multiconstituída composta predominantemente por martensita primária (M_1), austenita retida (AR), martensita secundária (M_2) e, possivelmente, por constituintes formados durante a etapa de partição, como bainita (B). Na análise por MO, as regiões de contraste mais escuro tendem a estar associadas à martensita primária (M_1) e/ou à bainita (B), em razão de seu menor teor de carbono e maior resposta ao ataque metalográfico, enquanto as regiões de contraste mais claro são compatíveis com a presença de austenita retida (AR) e martensita secundária (M_2), relativamente menos atacadas em relação à matriz adjacente (Md Arif et al., 2022; Santofimia; Zhao; Sietsma, 2009).

Observa-se, ainda, um aumento progressivo da fração de áreas escuras com a elevação da temperatura e/ou do tempo de partição. Esse comportamento pode ser atribuído à evolução microestrutural promovida durante a partição, etapa em que ocorre a redistribuição de carbono da martensita para a austenita, acompanhada do revenimento parcial da martensita primária. Como consequência, há redução do teor de carbono em solução sólida e da densidade de discordâncias na martensita, modificando sua resposta ao ataque metalográfico e favorecendo o aparecimento de regiões mais intensamente atacadas, observadas como áreas de tonalidade mais escura. Assim, o aumento dessas áreas escuras sugere maior intensidade das transformações associadas à partição em condições de temperatura e/ou tempo mais elevados (Kantanen et al., 2022; Zhang et al., 2023).

Embora a microscopia óptica permita visualizar a evolução global do contraste microestrutural em função das condições de partição, a distinção mais detalhada entre os constituintes presentes e suas respectivas morfologias é observada com maior nitidez por meio das análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET), apresentadas nas subseções seguintes.

Figura 5.4 – Micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras submetidas a diferentes condições de tratamento Q&P.



Temperatura de Partição 250°C: a) 10 s, b) 100 s, c) 300 s;
Temperatura de Partição 425°C: d) 10 s, e) 100 s, f) 300 s;
Temperatura de Partição 510°C: g) 10 s, h) 100 s, i) 300 s.
Fonte: Próprio autor.

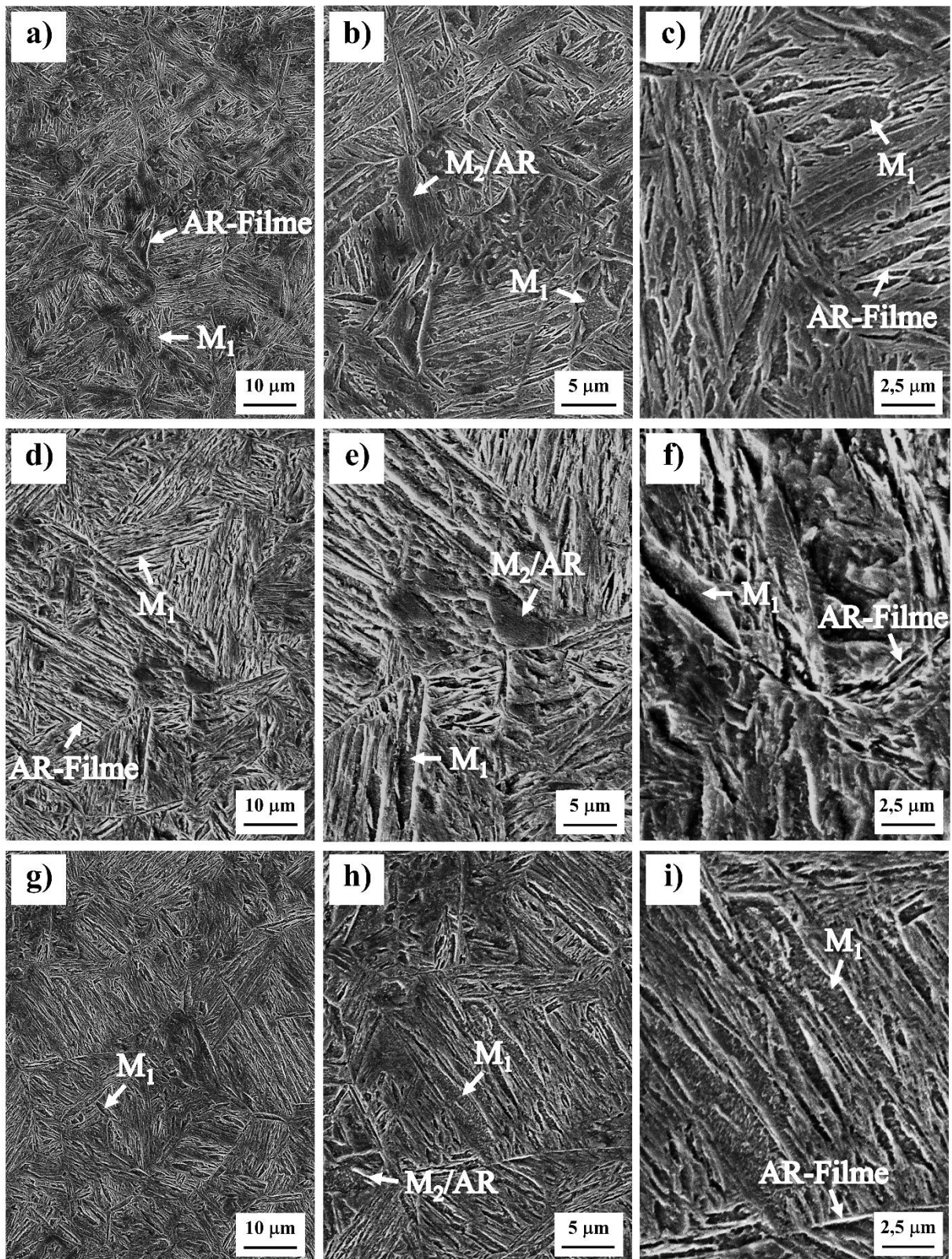
5.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras submetidas ao tratamento Q&P com temperaturas de partição de 250 °C, 425 °C e 510 °C são apresentadas nas Figuras 5.5, 5.6 e 5.7, respectivamente. Em comparação à microscopia óptica, o MEV permite distinguir com maior clareza os constituintes presentes na microestrutura. De modo geral, observa-se a predominância de martensita primária (M_1), austenita retida em filmes (AR-Filme) e regiões constituídas por martensita secundária e/ou austenita retida em blocos (M_2 /AR). Nas amostras particionadas a 425 °C e 510 °C, também são observadas regiões atribuídas à bainita, identificadas por sua forma acicular mais fina e por relevo superficial mais suave em relação à martensita primária (Gao et al., 2025).

M_1 apresenta estrutura típica em ripas, com relevo rugoso e contornos mais definidos, enquanto as regiões M_2 /AR exibem, em geral, aspecto blocoso ou em ilhas, com contraste mais claro. Como a diferenciação entre martensita secundária e austenita retida com morfologia de blocos por MEV é limitada, especialmente em função da semelhança de contraste e relevo entre esses constituintes, essas ilhas são referidas neste trabalho como somente um constituinte, designado M_2 /AR. As regiões em forma de ilhas tendem a se apresentar adjacentes à austenita retida ou parcialmente circundadas por ela, o que pode ser associado à heterogeneidade da redistribuição de carbono na austenita durante a partição. Além disso, a austenita retida em forma de filmes é observada em regiões interfaciais entre M_1 e M_2 /AR (Arlazarov et al., 2016; Kumar; Singh, 2023, 2025; Tian et al., 2025; Yaghoubi et al., 2025; Yihao et al., 2024).

Em relação ao tempo de partição, observa-se que seu aumento favorece a definição dos constituintes, especialmente entre M_1 e as regiões M_2 /AR, tornando mais perceptíveis as diferenças de relevo e contraste. Esse comportamento pode ser associado à redistribuição contínua de carbono a partir da martensita primária supersaturada; com o prolongamento da partição, a matriz martensítica tende a apresentar menor teor de carbono, maior suscetibilidade ao ataque químico e relevo mais acentuado. Nas condições com indícios de formação de bainita, sua identificação nas micrografias também é favorecida pelo aumento do tempo, embora não seja possível, por MEV, estabelecer variações quantitativas desse constituinte. Em geral, maiores tempos de partição resultam em micrografias mais definidas e heterogêneas, refletindo a evolução microestrutural observada (Mishnev et al., 2024).

Figura 5.5 – Micrografias de MEV das amostras 250T_250P submetidas a diferentes tempos de partição.

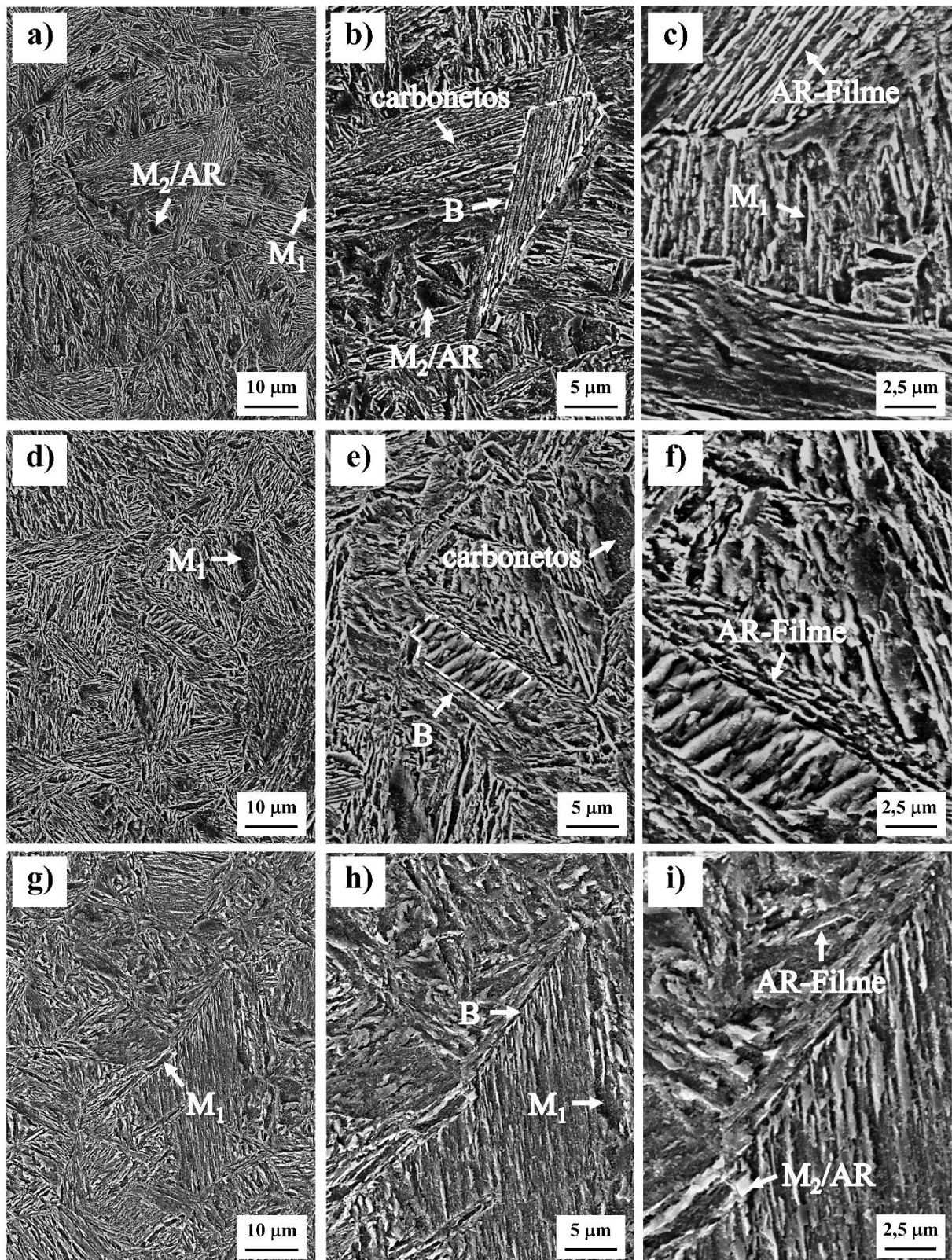


AR-Filme: austenita retida em filmes; M_1 : martensita primária; M_2/AR : ilhas de martensita secundária e austenita retida.

Tempo de Partição: (a – c) 10s; (d – f) 100s; (g – i) 300 s.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.6 – Micrografias de MEV das amostras 250T_425P submetidas a diferentes tempos de partição.

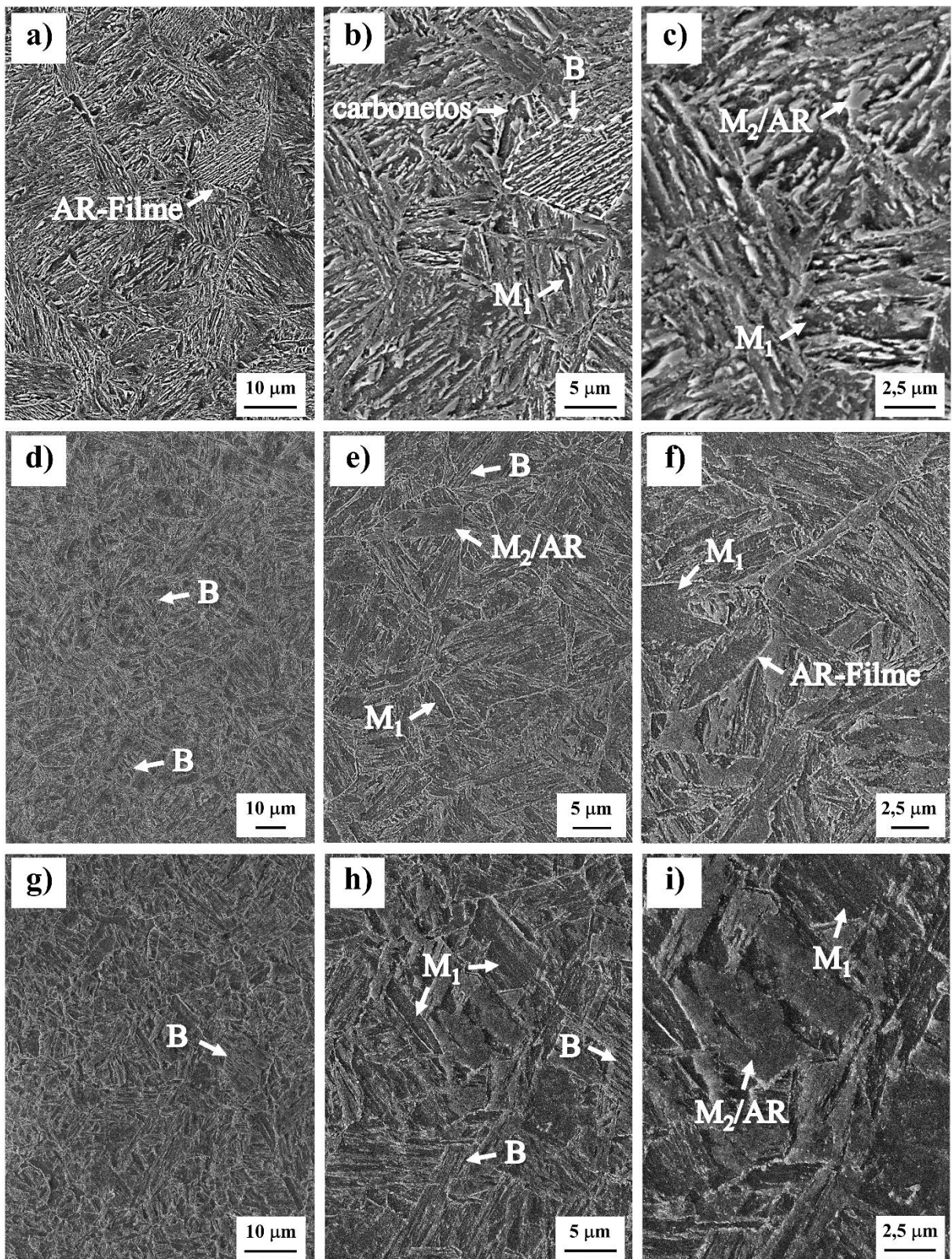


AR-Filme: austenita retida em filmes; M_1 : martensita primária; M_2/AR : ilhas de martensita secundária e austenita retida; B: bainita.

Tempo de Partição: (a – c) 10s; (d – f) 100s; (g – i) 300 s.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.7 – Micrografias de MEV das amostras 250T_510P submetidas a diferentes tempos de partição.



AR-Filme: austenita retida em filmes; M_1 : martensita primária; M_2/AR : ilhas de martensita secundária e austenita retida; B: bainita.

Tempo de Partição: (a – c) 10s; (d – f) 100s; (g – i) 300 s.

Fonte: Próprio autor.

Considerando a influência da temperatura de partição, observa-se uma mudança nos constituintes e no aspecto geral da microestrutura à medida que a temperatura é elevada de 250 °C para 425 °C e 510 °C. Na condição de 250 °C, a microestrutura é predominantemente constituída por martensita primária (M_1), AR-Filme e regiões M_2 /AR, com ripas de M_1 bem definidas e sem evidências claras de formação de bainita. Quando a partição é realizada a 425 °C, surgem regiões aciculares finas atribuídas à bainita, associadas à presença simultânea de M_1 , AR-Filme e M_2 /AR, sugerindo que a elevação da temperatura favorece transformações adicionais da austenita remanescente durante a etapa de partição. Na condição de 510 °C, esse efeito permanece evidente, porém associado a uma microestrutura mais heterogênea e com menor definição das bordas das ripas martensíticas, indicando maior grau de revenimento da M_1 (Yihao et al., 2024).

Além disso, a presença de precipitados finos nas condições de maior temperatura, especialmente em tempos curtos, sugere a formação de carbonetos no interior ou nas interfaces das ripas de martensita, em associação ao revenimento da martensita primária durante a etapa de partição (Ebner et al., 2018; Kantanen et al., 2022). Embora a identificação inequívoca desses precipitados seja limitada pela resolução do MEV, sua ocorrência é compatível com a redistribuição de carbono a partir da martensita supersaturada, sem excluir possível contribuição local da decomposição da austenita remanescente ou da formação de bainita. De forma geral, os resultados de MEV indicam que o aumento da temperatura de partição intensifica a evolução microestrutural durante o tratamento, favorecendo o revenimento da martensita primária, transformações adicionais da austenita remanescente e o aparecimento de regiões com morfologia compatível com bainita nas condições de partição mais elevadas (Ebner et al., 2021; Yihao et al., 2024).

5.2.3 Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) das amostras particionadas a 510 °C

Como a temperatura de partição de 510 °C é relativamente elevada para tratamentos Q&P e ainda pouco explorada na literatura, a caracterização por microscopia eletrônica de transmissão (MET) foi realizada apenas nas amostras particionadas nessa temperatura, nos tempos de 10 s, 100 s e 300 s. Essa abordagem foi adotada com o objetivo de aprofundar a avaliação da morfologia, da distribuição e da interação entre os constituintes microestruturais formados nessa condição, permitindo uma análise mais detalhada da evolução da martensita, da morfologia da austenita retida e da presença de precipitados ao longo do aumento do tempo de

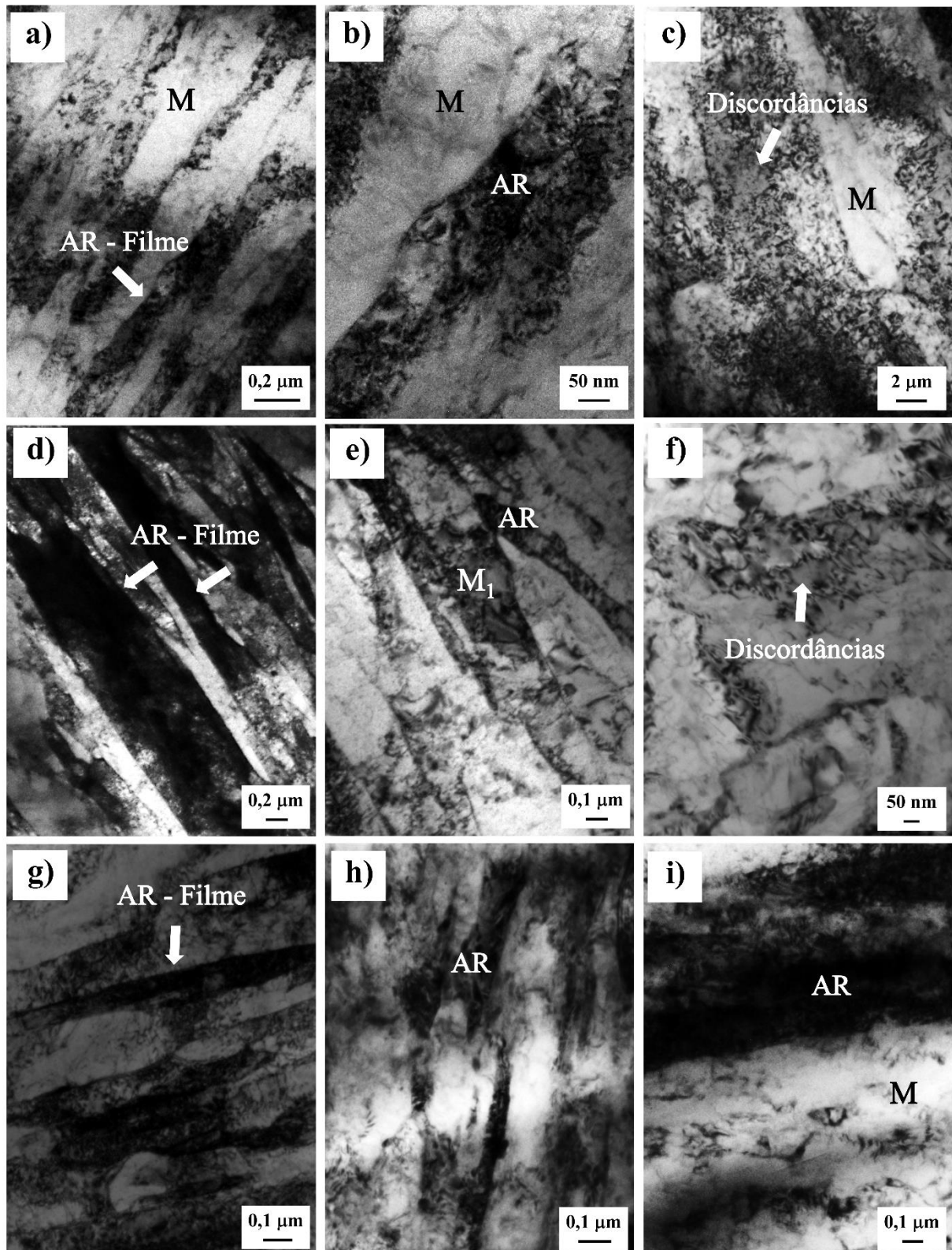
partição. Para essa análise, foram obtidas imagens em campo claro (*Bright Field* – BF) e campo escuro (*Dark Field* – DF), além de padrões de difração de elétrons de área selecionada (*Selected Area Electron Diffraction* – SAED). As micrografias representativas obtidas em campo claro são apresentadas na Figura 5.8, enquanto as imagens em campo escuro e os respectivos padrões de difração das regiões destacadas são mostrados na Figura 5.9.

Nas imagens em campo claro, observa-se uma alternância de contrastes entre regiões claras e escuras, característica de uma microestrutura composta por ripas de martensita intercaladas com filmes finos de austenita retida localizados entre as ripas. Essa morfologia evidencia a formação de uma matriz predominantemente martensítica contendo austenita retida distribuída de forma bastante refinada. A martensita que apresenta contraste relativamente mais claro é atribuída à martensita primária (M_1), formada durante a etapa inicial de têmpera. Durante a partição, essa fase tende a sofrer empobrecimento em carbono, em função da transferência desse elemento para a austenita adjacente e, possivelmente, também em razão da precipitação de carbonetos de transição no interior das ripas.

Nas amostras submetidas aos menores tempos de partição, particularmente em 10 s, a martensita primária apresenta uma subestrutura interna marcada por elevada densidade de discordâncias, perceptível nas imagens em campo claro pela presença de contrastes alongados, emaranhados e heterogêneos ao longo das ripas. Essa característica é compatível com a natureza da transformação martensítica, predominantemente controlada por mecanismos de cisalhamento, e reflete o estado inicialmente supersaturado em carbono e com elevado nível de tensões internas típico da martensita recém-formada, antes que ocorra redistribuição mais significativa de carbono durante a etapa de partição (Krauss, 2001; Tkachev et al., 2024; Wang et al., 2010).

As imagens em campo escuro mostram que a austenita retida se apresenta como regiões de maior brilho, confirmando sua ocorrência predominante na forma de filmes finos entre as ripas de martensita (Yang et al., 2021b). Os padrões de difração eletrônica de área selecionada obtidos nessas regiões, indexados ao longo do eixo de zona $[110]\gamma$, confirmam a identidade cristalográfica da fase austenítica. Essa observação é consistente com o arranjo microestrutural esperado para aços Q&P, em que a austenita retida é frequentemente estabilizada em regiões entre as ripas de martensita devido ao enriquecimento em carbono proveniente da martensita supersaturada.

Figura 5.8 – Micrografias de MET em campo claro das amostras 250T_510P submetidas a tempos de partição de 10 s, 100 s e 300 s.

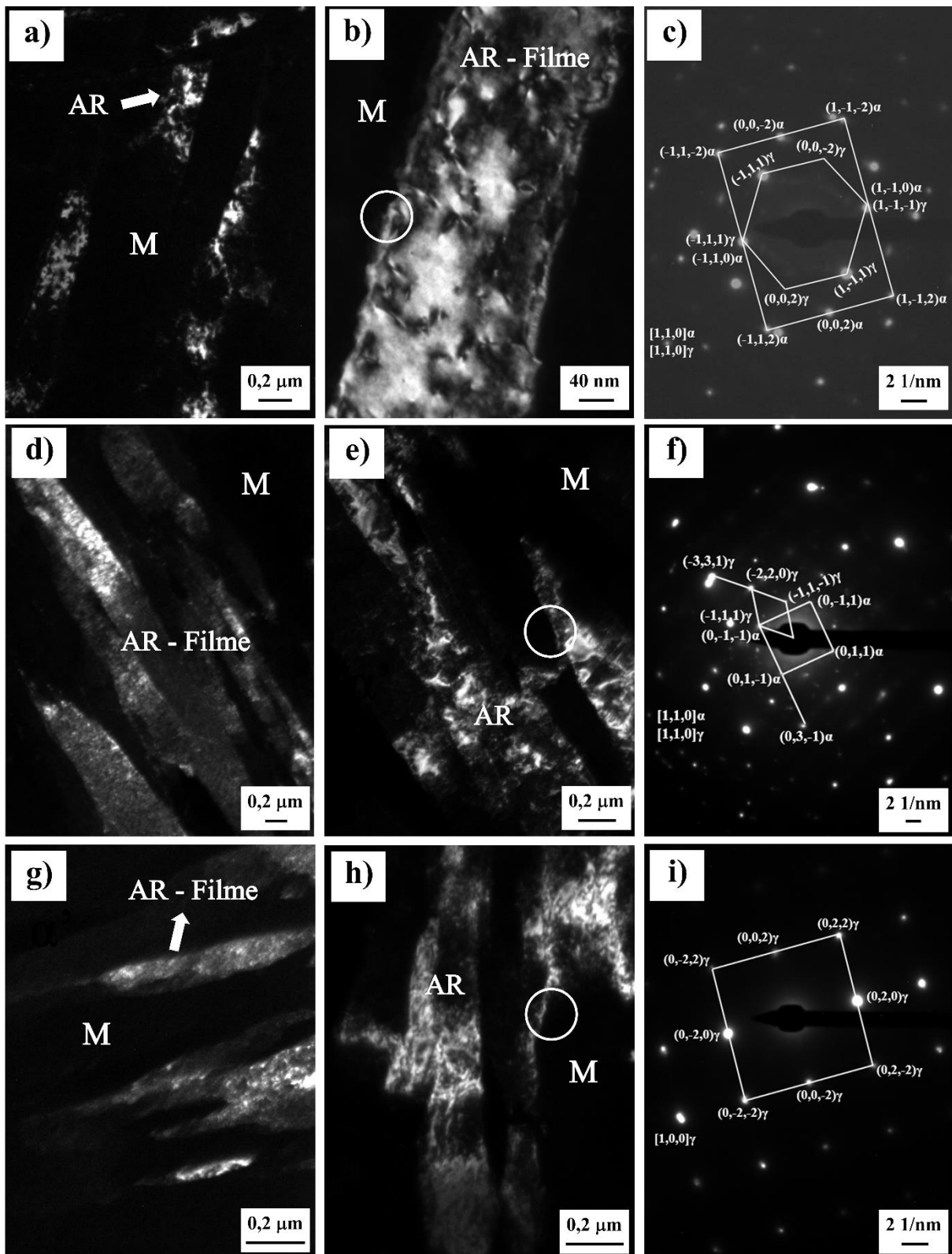


AR - Filme: austenita retida em forma de filmes; M: martensita; M_1 : martensita primária.

Tempo de Partição: (a-c) 10 s; (d-f) 100 s; (g-i) 300 s.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.9 – Micrografias de MET em campo escuro das amostras 250T_510P submetidas a tempos de partição de 10 s, 100 s e 300 s.



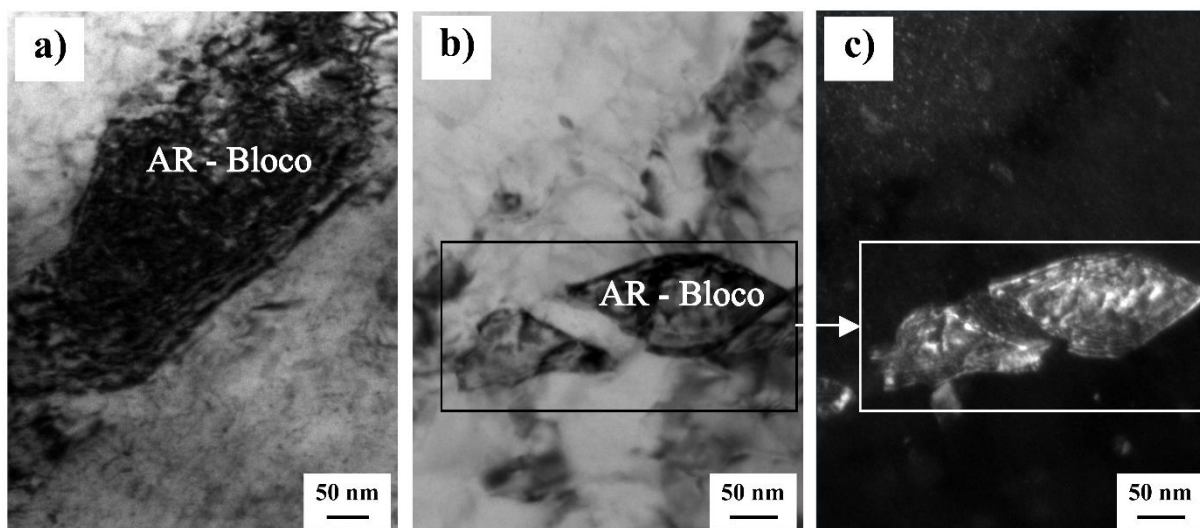
AR - Filme: austenita retida em forma de filmes; M: martensita.

Tempo de Partição: (a-c) 10 s; (d-f) 100 s; (g-i) 300 s.

Fonte: Próprio autor.

Além da morfologia em filmes, também foi identificada a presença de austenita retida de morfologia em blocos (Zinsaz-Borujerdi et al., 2018). As imagens em campo claro apresentadas na Figura 5.10(a) e Figura 5.10(b) evidenciam esse constituinte nas amostras particionadas por 10 s e 100 s, respectivamente. A imagem em campo escuro correspondente, obtida a partir da região destacada na Figura 10(b) e apresentada na Figura 10(c), confirma que esse constituinte também corresponde à fase austenítica. Dessa forma, verifica-se que, para as condições analisadas a 510 °C, a austenita retida está presente tanto na forma de filmes quanto na forma de blocos, indicando que a redistribuição de carbono durante a partição não ocorre de maneira homogênea em toda a microestrutura.

Figura 5.10 – Micrografias de MET em campo claro e campo escuro da austenita retida em blocos das amostras 250T_510P.



AR – Bloco: austenita retida em forma de blocos.

Campo Claro - Tempo de Partição: a) 10 s, b) 100 s;

Campo Escuro – Tempo de Partição: c) 100 s.

Fonte: Próprio autor.

A coexistência dessas duas morfologias de austenita retida é particularmente relevante do ponto de vista da estabilidade térmica e mecânica dessa fase. Os filmes, devido à sua espessura nanométrica e à sua íntima associação com a matriz martensítica, tendem a ser enriquecidos em carbono de forma mais eficiente durante a partição (Yan et al., 2015). Adicionalmente, o confinamento imposto pela matriz martensítica circundante promove uma condição local de maior restrição mecânica, dificultando a transformação martensítica durante o resfriamento final e elevando sua resistência à transformação. Esse comportamento está em consonância com a literatura, segundo a qual a austenita retida refinada e confinada entre ripas apresenta maior

estabilidade quando comparada à morfologia bloqueada (Gao et al., 2025; Zhang; Ding; Misra, 2015).

Em contraste, a austenita retida bloqueada apresenta dimensões mais elevadas, o que dificulta a homogeneização do carbono durante a etapa de partição. Em consequência, o teor médio de carbono nessas regiões tende a ser inferior ao observado nos filmes, reduzindo sua estabilidade durante o resfriamento final. Assim, parte desse constituinte pode transformar-se em martensita secundária (M_2) ao final do tratamento. Além da menor estabilidade térmica, a austenita bloqueada também tende a apresentar menor estabilidade mecânica, uma vez que sua transformação sob deformação é favorecida tanto pela menor restrição exercida pela matriz circundante quanto pela presença de defeitos cristalinos, como discordâncias e falhas de empilhamento, que podem atuar como sítios preferenciais para a nucleação de martensita induzida por deformação (Li et al., 2025).

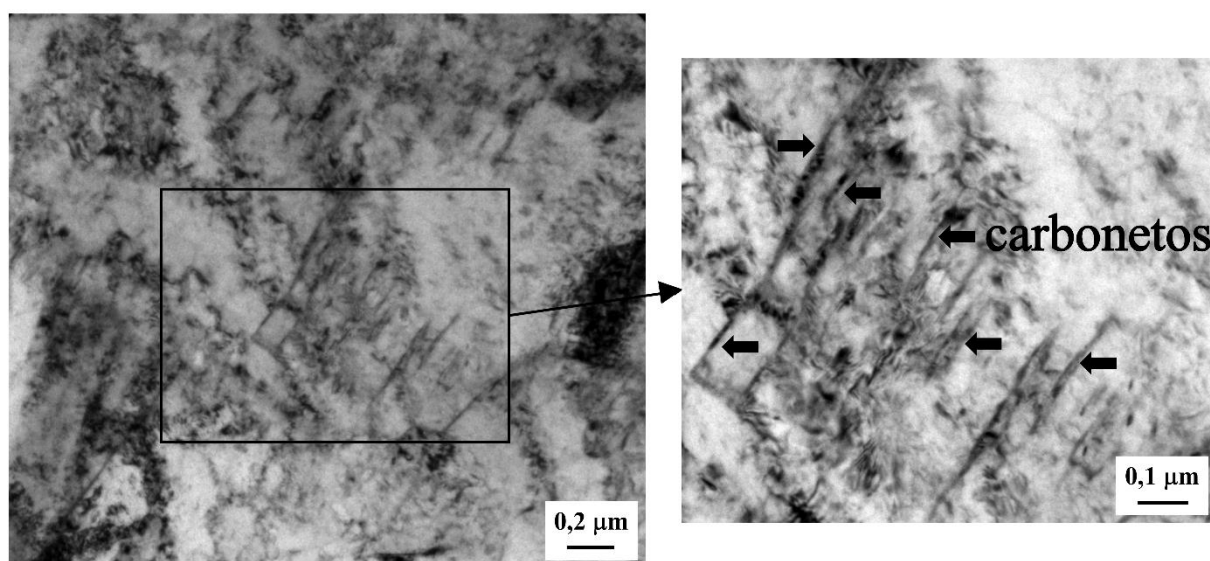
Outro aspecto relevante evidenciado pela caracterização por MET diz respeito à evolução dos carbonetos de transição precipitados na martensita ao longo do tempo de partição. As observações obtidas por MEV e MET revelam uma redução progressiva na densidade desses precipitados com o aumento do tempo de partição, sugerindo que tais carbonetos apresentam instabilidade parcial à temperatura de 510 °C (HajyAkbari et al., 2016; Kumar; Singh, 2025). Esse resultado é particularmente significativo, pois indica que, sob essa condição de partição mais elevada, parte do carbono inicialmente retido na martensita, ou mesmo temporariamente associado a precipitados transitórios, pode voltar a se redistribuir para a austenita adjacente, favorecendo sua estabilização.

A Figura 5.11 apresenta micrografias de MET em campo claro da amostra particionada por 10 s, nas quais são observados finos carbonetos de transição alinhados paralelamente às ripas martensíticas. No aço investigado, a presença de silício exerce papel fundamental ao inibir a formação de cementita, favorecendo a permanência do carbono em solução sólida e/ou sua participação na formação de carbonetos de transição metaestáveis. Embora não tenha sido realizada, neste trabalho, a identificação cristalográfica direta desses precipitados, a composição química do material e os dados reportados na literatura para aços Q&P totalmente austenitizados com teor de carbono inferior a 0,3 % em massa indicam que os precipitados mais prováveis são carbonetos de transição do tipo ϵ e/ou θ , ao passo que os carbonetos η , mais frequentemente associados a aços com maiores teores de carbono, tornam-se menos prováveis

para a condição aqui investigada (Ebner et al., 2020; Gao et al., 2025; Kumar; Singh, 2025; Liu et al., 2024; Mishnev et al., 2024; Pierce et al., 2015; Tkachev et al., 2024; Yan et al., 2015).

A formação preferencial desses carbonetos no interior da martensita pode ser compreendida a partir da própria cinética de redistribuição de carbono durante a transformação martensítica em aços de baixo teor de carbono (Tkachev et al., 2024). Como a temperatura de início da transformação martensítica (M_i) nesse tipo de material é relativamente elevada, a difusão de carbono pode ocorrer de forma concomitante à formação da martensita, favorecendo o surgimento de regiões localmente enriquecidas em carbono no interior das ripas. Essas regiões tornam-se energeticamente favoráveis à nucleação e ao crescimento de carbonetos de transição. Em contrapartida, ripas martensíticas com menor teor local de carbono tendem a demandar tempos mais longos de partição para atingir condições favoráveis à precipitação (Yan et al., 2015).

Figura 5.11 – Micrografias de MET em campo claro da amostra 250T_510P_10s evidenciando carbonetos de transição nas ripas de martensita.



Fonte: Próprio autor.

De forma geral, a caracterização por MET das amostras particionadas a 510 °C evidencia que a microestrutura resultante é constituída por uma matriz predominantemente martensítica, contendo austenita retida em morfologia de filmes e blocos, além de precipitados de carbonetos de transição distribuídos no interior das ripas (Ebner et al., 2020). A análise também mostra que o aumento do tempo de partição promove alterações importantes na redistribuição de carbono e na estabilidade relativa desses constituintes, influenciando diretamente a fração, a morfologia

e a estabilidade da austenita retida. Nesse contexto, os resultados obtidos por MET reforçam a interpretação de que a condição de partição a 510 °C favorece uma microestrutura heterogênea, porém altamente relevante do ponto de vista do equilíbrio entre estabilidade da austenita retida, evolução da martensita e potencial de contribuição do efeito TRIP para o comportamento mecânico do material.

5.2.4 Difração de Raio X (DRX)

Os difratogramas das amostras submetidas ao tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P), com temperaturas de partição de 250 °C, 425 °C e 510 °C, são apresentados na Figura 5.12. De modo geral, os difratogramas exibem picos predominantes associados às estruturas cristalinas cúbica de corpo centrado (CCC) e/ou tetragonal de corpo centrado (TCC), correspondentes à matriz constituída majoritariamente por martensita e, nas condições em que presente, também por bainita. Adicionalmente, observam-se picos de menor intensidade relacionados à estrutura cúbica de face centrada (CFC), característica da austenita retida (AR). A partir da análise por difração de raios X (DRX), com base nas Equações 6, 7 e 8, foram determinadas as frações volumétricas de austenita retida e estimados os respectivos teores de carbono na AR, cujos resultados estão apresentados na Tabela 5.

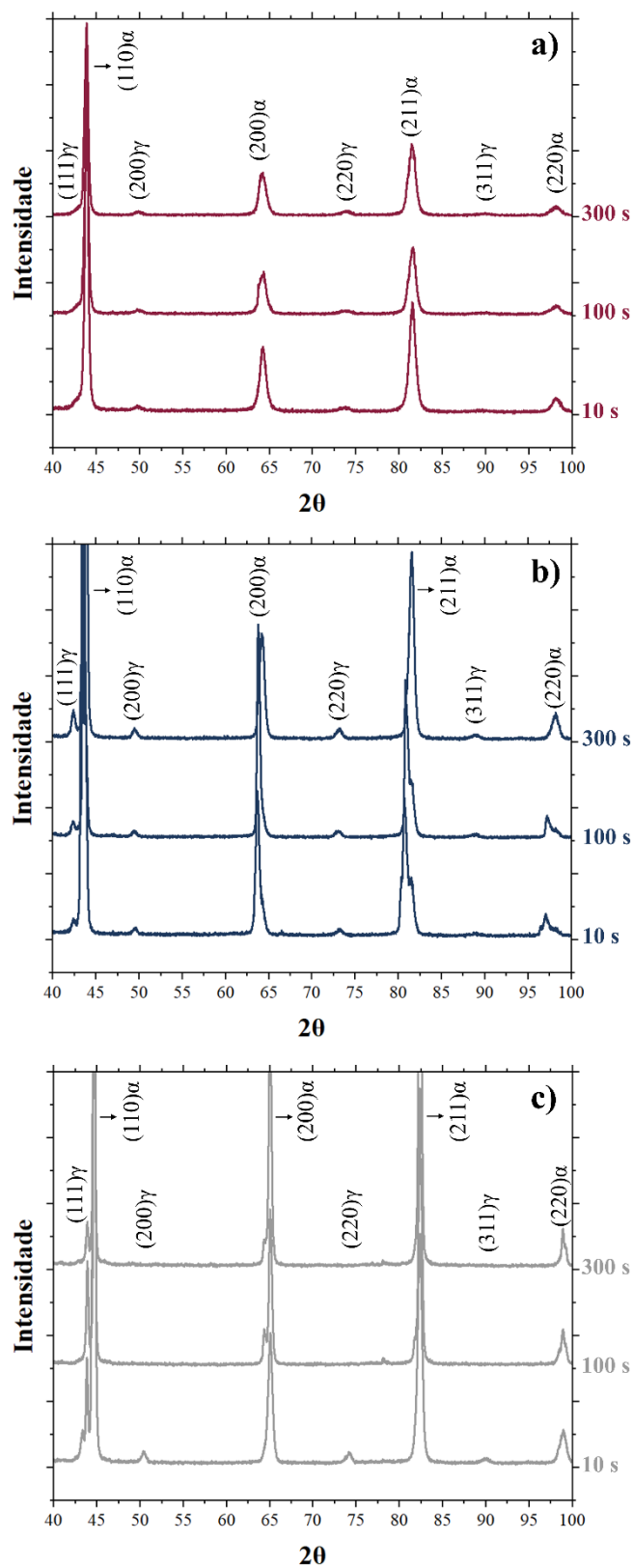
Tabela 5 – Fração volumétrica e teor de carbono da austenita retida nas condições de tratamento Q&P.

AMOSTRA	FRAÇÃO DE AR (%)	TEOR DE C (%)
250T_250P_10s	5,5	2,37
250T_250P_100s	5,6	2,39
250T_250P_300s	6,8	2,29
250T_425P_10s	4,5	2,90
250T_425P_100s	4,0	3,02
250T_425P_300s	5,8	2,92
250T_510P_10s	7,6	0,55
250T_510P_100s	9,3	1,54
250T_510P_300s	1,7	1,60

AR: austenita retida; C: carbono.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.12 – Difratomogramas das amostras.



a) Amostra: 250T_250P;

b) Amostra: 250T_425P;

c) Amostra: 250T_510P.

Fonte: Próprio autor.

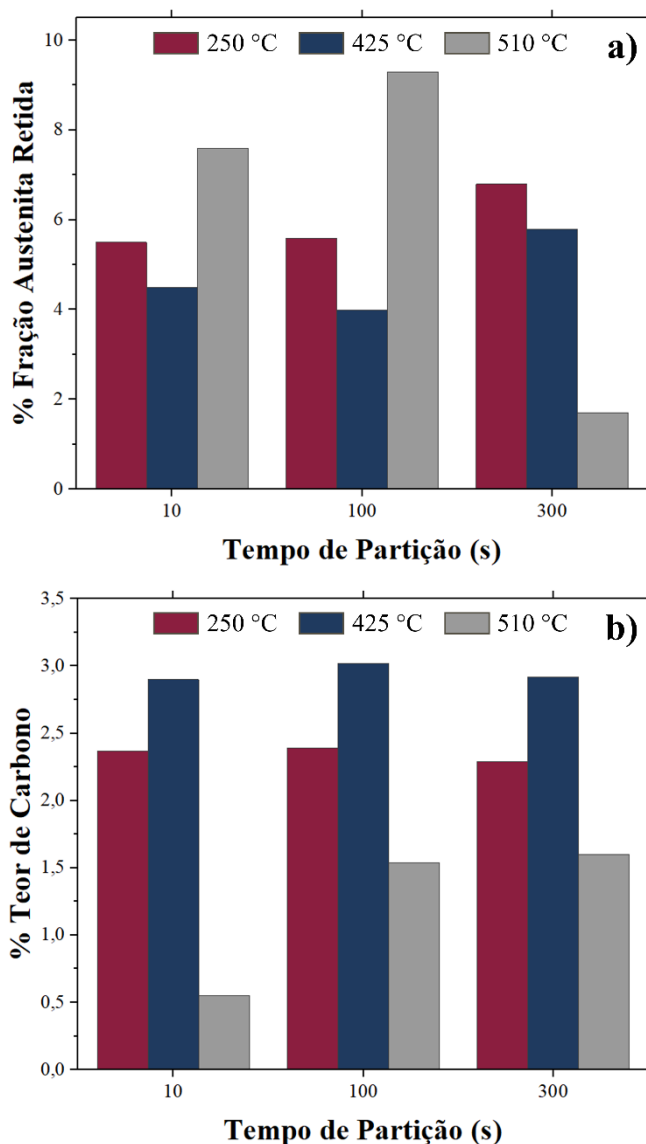
Embora a presença de carbonetos de transição tenha sido evidenciada nas análises por MET, especialmente na condição particionada por 10 s a 510 °C, esses precipitados não foram identificados por DRX. Esse resultado é compatível com o fato de que precipitados dessa natureza normalmente apresentam baixa fração volumétrica cujos picos de baixa intensidade podem ser sobrepostos aos picos da matriz martensítica, o que dificulta sua detecção por difração de raios X (Ebner et al., 2020; Pierce et al., 2015).

A influência do tempo de partição sobre a fração de austenita retida e sobre o teor de carbono da AR é apresentada na Figura 5.13. De modo geral, observa-se que a resposta ao aumento do tempo de partição depende da temperatura de partição, evidenciando que a estabilização da austenita retida resulta da competição entre diferentes mecanismos atuantes durante a etapa de partição, tais como a redistribuição de carbono a partir da martensita supersaturada, o revenimento da martensita primária, a precipitação e eventual dissolução parcial de carbonetos de transição e, em temperaturas mais elevadas, a ocorrência de transformações concorrentes da austenita remanescente, como a transformação bainítica (Liu et al., 2024).

Para as amostras particionadas a 250 °C, a fração de AR permaneceu praticamente constante entre 10 s e 100 s (5,5 % e 5,6 %, respectivamente), seguida de aumento em 300 s (6,8 %). Nessa mesma condição, o teor de carbono da AR manteve-se elevado e pouco variável, situando-se entre 2,29 % e 2,39 % em massa. Esse comportamento sugere que, a 250 °C, a cinética de redistribuição de carbono é mais lenta, refletindo respostas semelhantes nos dois primeiros tempos de partição. Já em 300 s, o aumento da fração de AR, sem redução expressiva do teor de carbono, sugere uma redistribuição de carbono mais efetiva, favorecendo sua estabilização frente à transformação martensítica durante o resfriamento final (Kumar; Singh, 2025; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018).

Para as amostras particionadas a 425 °C, observou-se uma pequena redução inicial na fração de AR entre 10 s e 100 s (4,5 % para 4,0 %), seguida de aumento em 300 s (5,8 %). Em contrapartida, o teor de carbono da AR permaneceu elevado em todas as condições, atingindo o valor máximo de 3,02 % em 100 s e mantendo-se próximo desse patamar em 300 s (2,92 %). Esse resultado indica que, nessa temperatura, a austenita retida remanescente apresenta maior enriquecimento em carbono, mesmo sem aumento inicial de sua fração. Em 300 s, o aumento da fração de AR, associado à manutenção de elevado teor de carbono, sugere uma condição favorável à estabilização térmica (Yan et al., 2017; Zinsaz-Borujerdi et al., 2018).

Figura 5.13 – Influência do tempo e da temperatura de partição na fração volumétrica e teor de carbono da austenita retida.



a) Fração volumétrica de austenita retida (%);
 b) Teor de carbono na austenita retida (% em peso).
 Fonte: Próprio autor.

Para as amostras particionadas a 510 °C, observou-se o comportamento mais distinto entre as condições avaliadas. A fração volumétrica de austenita retida (AR) aumentou entre 10 s e 100 s, passando de 7,6 % para 9,3 %, e apresentou redução acentuada em 300 s, atingindo 1,7 %. Em paralelo, o teor de carbono da AR elevou-se de forma expressiva entre 10 s e 100 s (0,55 % para 1,54 %) e permaneceu praticamente constante em 300 s (1,60 %). Esse comportamento indica que, em 510 °C, o aumento inicial do tempo de partição favorece simultaneamente a formação/retenção de maior fração de austenita e seu enriquecimento em carbono, refletindo a intensificação dos mecanismos difusionais nessa temperatura. Nessa condição, o

enriquecimento da austenita pode estar associado não apenas ao particionamento de carbono a partir da martensita supersaturada, mas também à dissolução parcial de carbonetos de transição e à redistribuição de carbono decorrente das transformações que ocorrem durante a etapa de partição. Quando o tempo de partição é ampliado para 300 s, observa-se uma mudança importante nesse comportamento: embora o teor de carbono da AR permaneça em patamar semelhante ao de 100 s, a fração retida ao final do ciclo térmico é drasticamente reduzida. Esse resultado sugere que o prolongamento da partição em 510 °C não favorece a preservação da fração total de austenita, mas sim a permanência preferencial de uma parcela mais enriquecida e, portanto, mais estável quimicamente.

Em outras palavras, a evolução observada em 510 °C é compatível com um processo de retenção seletiva da austenita, no qual as regiões menos enriquecidas tendem a ser consumidas ao longo da partição, enquanto apenas a fração mais estabilizada permanece retida após o resfriamento final. Esse comportamento pode ser associado à atuação simultânea de mecanismos competitivos mais intensos nessa temperatura, especialmente a continuidade das transformações da austenita durante a partição, com destaque para a formação de bainita, além do avanço do revenimento da martensita e da evolução da precipitação/dissolução de carbonetos transitórios. Assim, em 510 °C, a condição de 100 s representa o ponto de máximo equilíbrio entre enriquecimento em carbono e preservação da fração de AR, ao passo que o prolongamento para 300 s desloca o sistema para uma condição em que predomina o consumo da austenita menos estável, reduzindo de forma significativa a fração volumétrica total de AR (Arlazarov et al., 2016; Liu et al., 2024; Mishnev et al., 2024; Pierce et al., 2015; Yan et al., 2017).

A análise comparativa entre as temperaturas de partição mostra que o aumento de 250 °C para 425 °C resultou, de forma geral, em redução da fração de austenita retida e elevação do teor de carbono da AR, indicando retenção de menor quantidade de austenita, porém com maior enriquecimento em carbono. Quando a temperatura foi elevada para 510 °C, observou-se, nos tempos de 10 s e 100 s, aumento da fração de AR em relação às demais condições, mas associado a teores de carbono significativamente inferiores. Já em 300 s, essa condição apresentou redução acentuada da fração de AR, evidenciando que a permanência prolongada em 510 °C torna a estabilização final da austenita menos favorável. Em conjunto, esses resultados mostram que a estabilização da austenita retida não depende apenas de sua fração volumétrica, mas também do seu enriquecimento em carbono e da sua resistência à transformação martensítica durante o resfriamento final (Ebner et al., 2019).

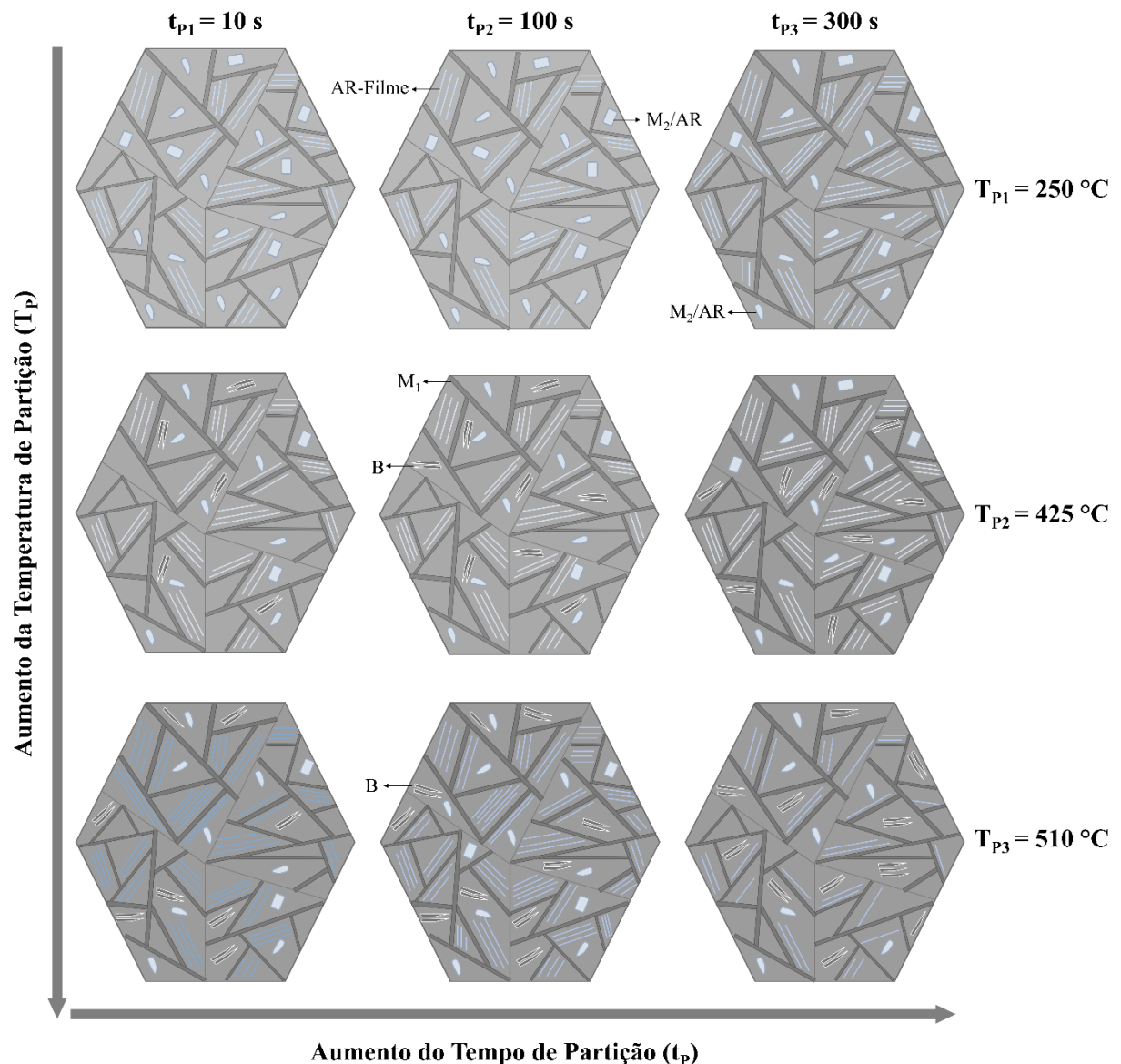
Os resultados experimentais obtidos também permaneceram abaixo da fração de austenita retida prevista pela metodologia baseada no modelo de equilíbrio de carbono constrangido (CCE), discutida anteriormente. Considerando que esse modelo assume a partição de carbono da martensita primária para a austenita sob condições ideais, com supressão da precipitação de carbonetos e da transformação bainítica, os valores inferiores observados experimentalmente indicam que reações competitivas efetivamente ocorreram durante a partição, afastando o sistema das condições ideais previstas teoricamente. Esse resultado reforça a interpretação, já sustentada pelas análises microestruturais, de que a evolução do material durante a partição é controlada por múltiplos mecanismos simultâneos, e não exclusivamente pela partição de carbono entre martensita e austenita (Kaar et al., 2022; Kumar; Singh, 2021; Peng et al., 2019; Toji; Miyamoto; Raabe, 2015).

Esse comportamento está de acordo com a literatura, que mostra que a evolução da austenita retida em aços Q&P depende da composição química e da combinação entre temperatura e tempo de partição, uma vez que mecanismos como partição de carbono, revenimento da martensita, precipitação de carbonetos, aprisionamento de carbono em defeitos cristalinos e transformações concorrentes da austenita podem atuar simultaneamente durante a etapa de partição. Resultados reportados por Miettunen et al., (2021) também indicam que a resposta da fração de austenita retida ao aumento do tempo e da temperatura de partição pode variar significativamente conforme a rota térmica e a composição do aço, não havendo uma tendência universal para a evolução da AR.

A Figura 5.14 apresenta uma representação esquemática da evolução microestrutural durante a etapa de partição, construída a partir da interpretação integrada dos resultados obtidos por MO, MEV, MET e DRX. O esquema resume, de forma qualitativa, os principais efeitos do aumento simultâneo do tempo e da temperatura de partição sobre o balanço entre martensita primária (M_1), regiões M_2 /AR, austenita retida em filme e bainita. Em 250 °C, a microestrutura permanece predominantemente martensítica em todos os tempos avaliados, sem indícios relevantes de transformação bainítica, sendo o efeito do tempo associado principalmente ao revenimento da M_1 e à maior definição entre os constituintes martensíticos e as regiões M_2 /AR. Em 425 °C, a presença de bainita passa a ser incorporada ao esquema, em concordância com as evidências observadas experimentalmente, coexistindo com austenita retida estabilizada. Em 510 °C, a figura destaca uma condição de maior competição entre revenimento da martensita, estabilização seletiva da austenita e transformação bainítica, com maior retenção aparente de

austenita em tempos intermediários e redução desse constituinte em tempos mais longos, acompanhada por maior destaque relativo da bainita. Dessa forma, a figura tem como finalidade sintetizar, em termos visuais, a evolução microestrutural proposta para as condições investigadas, sem pretensão de representar quantitativamente as frações de fase.

Figura 5.14 – Representação esquemática da evolução microestrutural em função da temperatura e do tempo de partição nas amostras submetidas ao tratamento Q&P.



AR-Filme: austenita retida em filmes; M_1 : martensita primária; M_2/AR : ilhas de martensita secundária e austenita retida; B: bainita.

Fonte: Próprio autor.

5.3 Caracterização mecânica das amostras

5.3.1 Ensaio de Dureza Vickers

Os valores de dureza Vickers (HV) das amostras submetidas aos diferentes ciclos de tratamento Q&P estão apresentados na Tabela 6. Observa-se, na Figura 5.15, que tanto a temperatura quanto o tempo de partição influenciam de forma significativa os valores de dureza das amostras tratadas.

Tabela 6 – Resultados de dureza Vickers das amostras.

AMOSTRA	DUREZA (HV)	ERRO ($\mp$)
250T_250P_10s	504,65	3,76
250T_250P_100s	466,35	3,35
250T_250P_300s	434,70	2,07
250T_425P_10s	419,80	1,91
250T_425P_100s	409,45	2,42
250T_425P_300s	394,35	3,09
250T_510P_10s	396,05	3,51
250T_510P_100s	327,95	3,90
250T_510P_300s	316,70	3,17

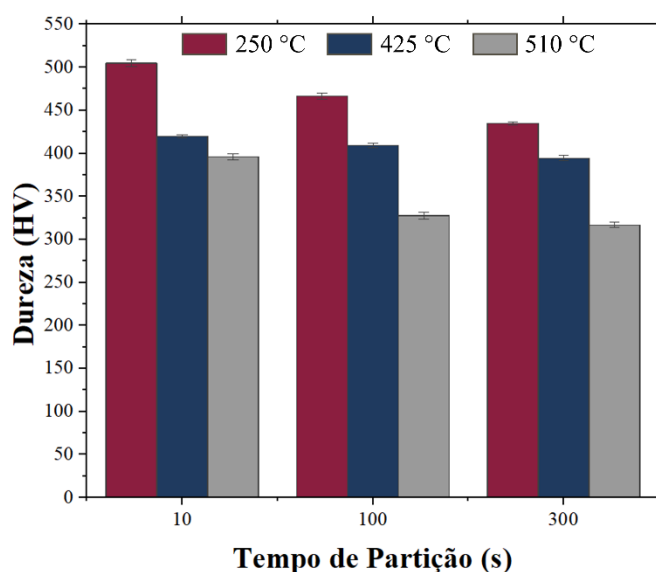
Fonte: Próprio autor.

De modo geral, verifica-se uma redução da dureza com o aumento tanto da temperatura quanto do tempo de partição. As amostras particionadas a 250 °C apresentaram os maiores valores de dureza, enquanto as amostras particionadas a 425 °C e 510 °C exibiram valores progressivamente menores. Da mesma forma, em todas as temperaturas analisadas, o aumento do tempo de partição de 10 s para 300 s resultou em redução da dureza. Esse comportamento está de acordo com resultados reportados na literatura para aços Q&P, nos quais o aumento da temperatura e do tempo de partição está associado à diminuição da dureza do material (Kantanen et al., 2022; Zheng et al., 2024).

A redução da dureza observada está associada à evolução microestrutural promovida durante a etapa de partição. Com o aumento da temperatura e do tempo de partição, há diminuição da contribuição relativa da martensita não revenida para a dureza global do material, uma vez que

esse constituinte, devido à distorção da rede cristalina decorrente da supersaturação de carbono, apresenta dureza superior aos outros constituintes formados durante a partição. Simultaneamente, o aumento da fração relativa de constituintes de menor dureza, como bainita e austenita retida, na microestrutura final contribui para a redução progressiva da dureza do material (Zheng et al., 2024).

Figura 5.15 – Influência do tempo e da temperatura de partição na dureza Vickers (HV).



Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Ensaio de Tração

As curvas do ensaio de tração, sob tensão real e convencional, em função da deformação dos três corpos de prova para cada condição de tratamento nas temperaturas de partição de 250 °C, 425 °C e 510 °C, estão apresentadas nas Figuras 5.16, 5.17 e 5.18, respectivamente. Os valores médios de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento uniforme, bem como os respectivos desvios padrão, estão resumidos na Tabela 7.

Com o objetivo de correlacionar os efeitos dos diferentes ciclos térmicos sobre as propriedades mecânicas, os resultados experimentais foram consolidados na Figura 5.19(a–c), permitindo a comparação em função da temperatura e do tempo de partição. Como critério complementar para avaliação do balanço entre resistência e ductilidade, foi considerado o produto entre limite de resistência e alongamento uniforme ($LRT \times AU$), cujos maiores valores dentro de cada temperatura de partição foram obtidos para as condições 250 °C por 10 s (9,88 GPa.%), 425 °C

por 10 s (7,94 GPa.%) e 510 °C por 300 s (8,66 GPa.%). Entre todas as condições avaliadas, a amostra particionada a 250 °C por 10 s apresentou o maior valor global desse parâmetro. De modo geral, os tratamentos a 250 °C e 425 °C apresentaram menor sensibilidade à variação do tempo de partição, enquanto os tratamentos a 510 °C exibiram alterações mais pronunciadas nas propriedades mecânicas.

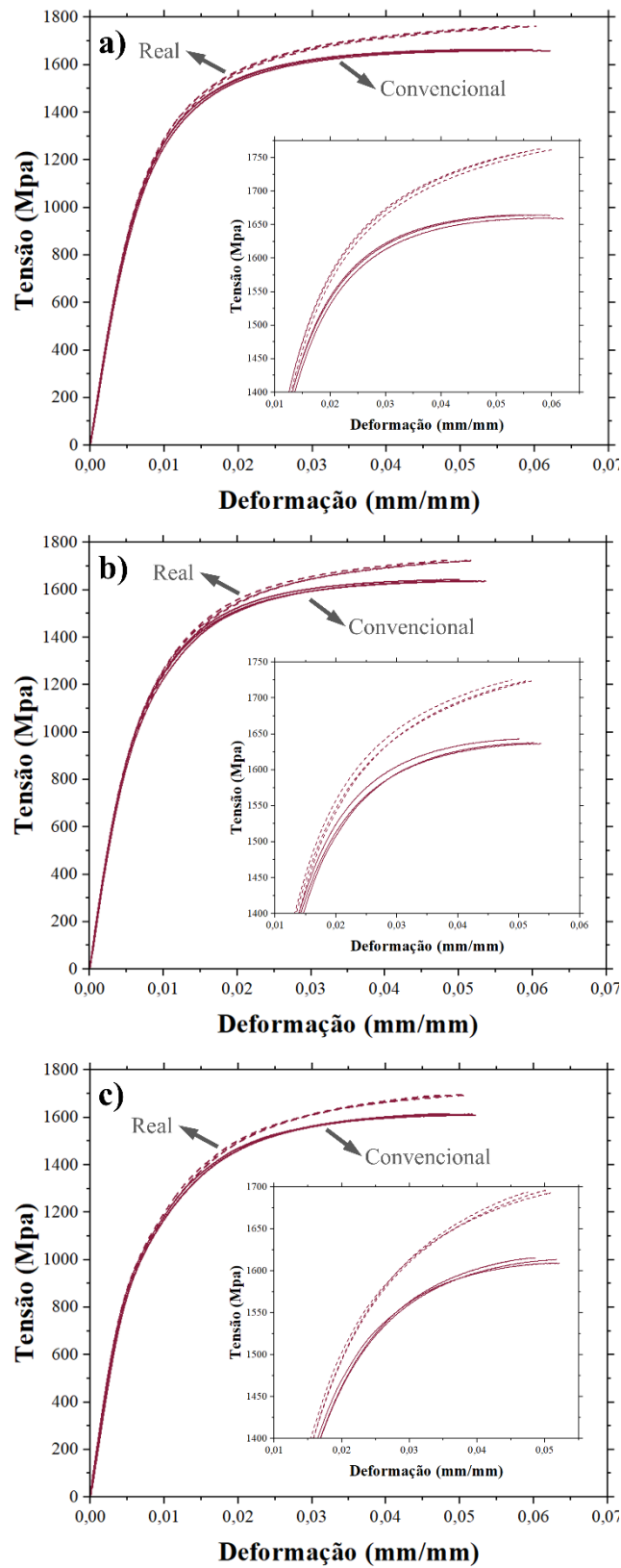
Tabela 7 – Propriedades mecânicas das amostras obtidas por meio do ensaio de tração.

AMOSTRA	LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	ALONGAMENTO UNIFORME (%)
250T_250P_10s	1149 $\pm$ 33	1662 $\pm$ 6	5,9 $\pm$ 0,7
250T_250P_100s	1057 $\pm$ 24	163 $\pm$ 8	5,2 $\pm$ 0,4
250T_250P_300s	990 $\pm$ 6	1612 $\pm$ 7	5,1 $\pm$ 0,5
250T_425P_10s	1146 $\pm$ 35	1331 $\pm$ 32	5,9 $\pm$ 0,9
250T_425P_100s	1169 $\pm$ 23	1301 $\pm$ 15	5,7 $\pm$ 0,7
250T_425P_300s	1107 $\pm$ 12	1237 $\pm$ 6	5,8 $\pm$ 0,9
250T_510P_10s	1090 $\pm$ 9	1224 $\pm$ 3	6,3 $\pm$ 0,3
250T_510P_100s	919 $\pm$ 10	993 $\pm$ 5	7,3 $\pm$ 0,2
250T_510P_300s	903 $\pm$ 6	992 $\pm$ 4	8,7 $\pm$ 0,2

Fonte: Próprio autor.

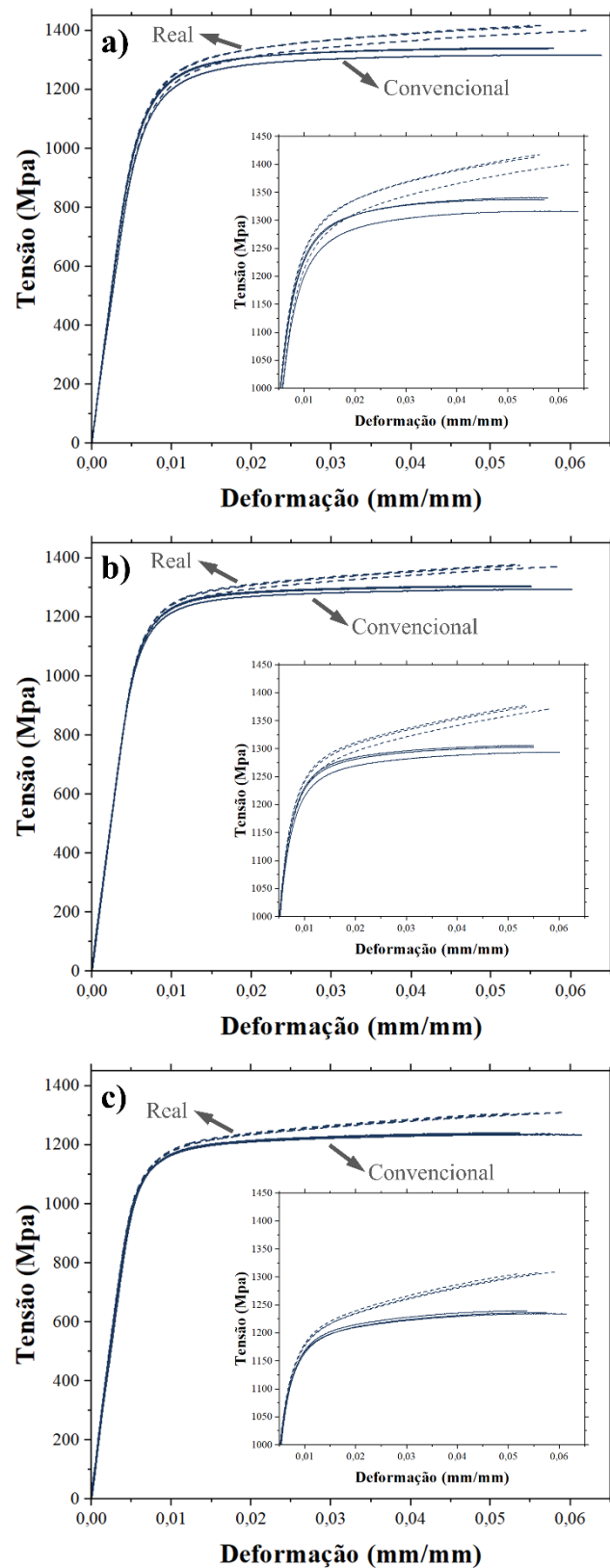
No gráfico da Figura 5.19(a), observa-se que, de modo geral, o aumento do tempo de partição promove redução do limite de escoamento. As principais exceções a essa tendência ocorrem para a condição particionada a 425 °C, em que se verifica leve elevação entre 10 e 100 s, e para a condição a 510 °C, em que o limite de escoamento permanece praticamente constante entre 100 e 300 s. Considerando o efeito da temperatura, observa-se que o limite de escoamento aumenta com a elevação da temperatura de partição de 250 °C para 425 °C e diminui quando a temperatura é elevada para 510 °C, evidenciando que a condição intermediária favorece os maiores valores dessa propriedade. Para 10 s, as condições a 250 °C e 425 °C apresentam valores próximos, dentro da faixa de dispersão experimental.

Figura 5.16 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 250 °C.



Tempo de partição: a) 10s; b) 100s; c) 300s.
 Fonte: Próprio autor.

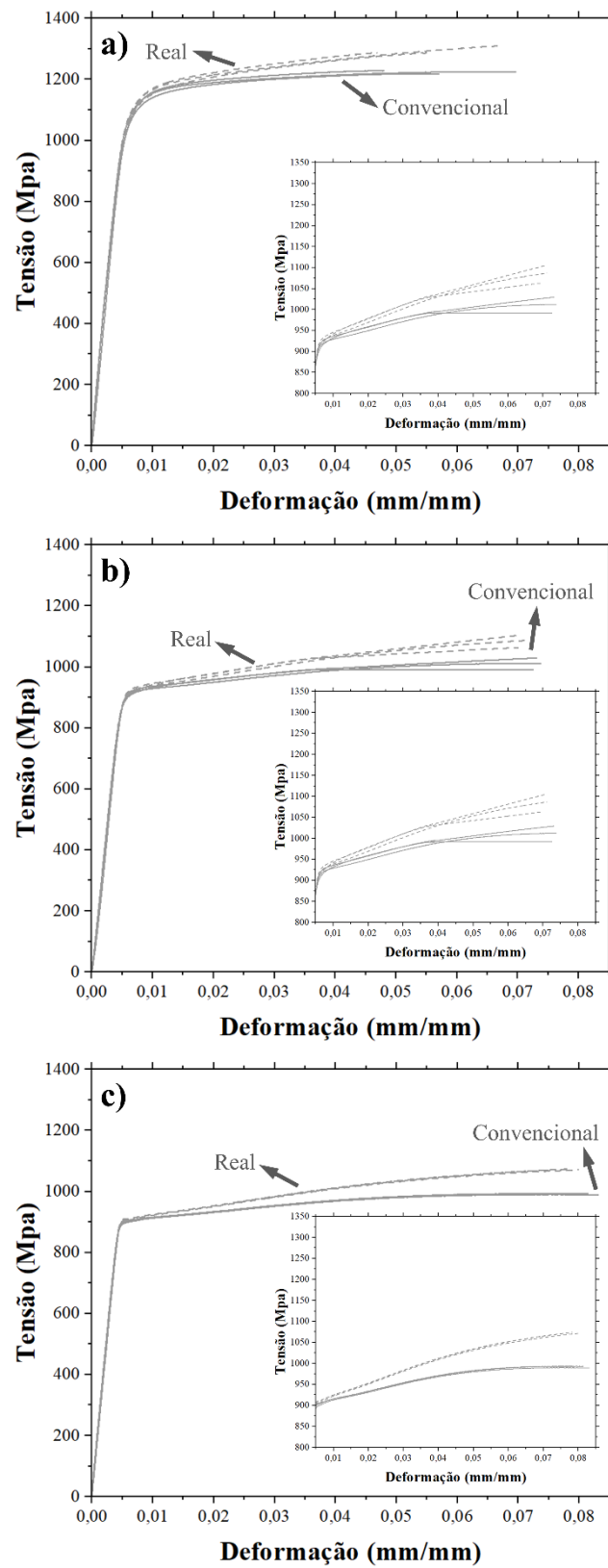
Figura 5.17 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 425 °C.



Tempo de partição: a) 10s; b) 100s; c) 300s.

Fonte: Próprio autor.

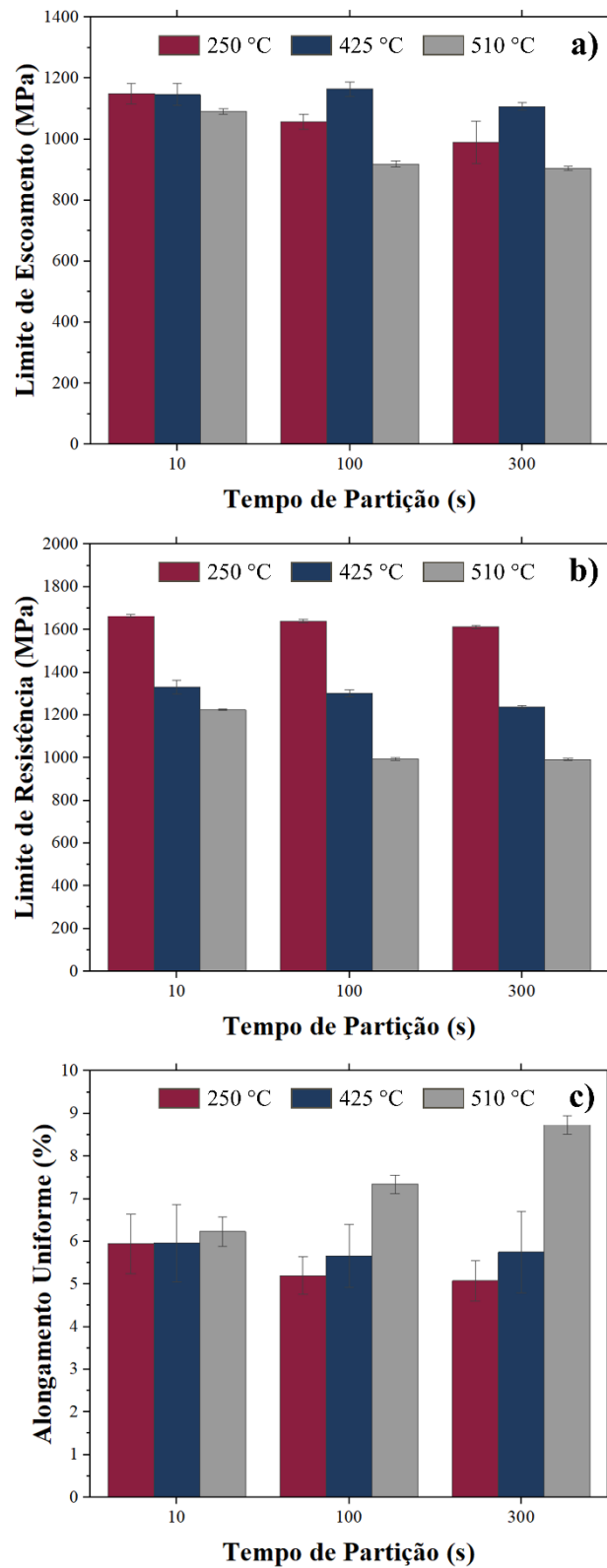
Figura 5.18 – Curvas tensão–deformação convencional e verdadeira das amostras submetidas à temperatura de partição de 510 °C.



Tempo de partição: a) 10s; b) 100s; c) 300s.

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.19 – Evolução das propriedades mecânicas em função do tempo e da temperatura de partição.



a) Limite de escoamento (MPa);

b) Limite de resistência (MPa);

c) Alongamento uniforme (%)

Fonte: Próprio autor

De modo geral, os resultados de DRX indicam que a redução do limite de escoamento é acompanhada pelo aumento da fração de austenita retida, enquanto a redução dessa fração tende a favorecer a elevação dessa propriedade. Essa tendência é observada nas condições a 250 °C e também a 425 °C, tanto entre 10 e 100 s quanto entre 100 e 300 s, sugerindo que a austenita retida exerce contribuição relevante na resistência ao escoamento inicial. Esse efeito pode ser associado à estrutura cúbica de face centrada da austenita, que favorece o movimento de discordâncias em razão do maior número de sistemas de escorregamento disponíveis, contribuindo para a redução da resistência ao escoamento (Liu et al., 2024).

No caso de 510 °C entre 10 e 100 s, a queda mais acentuada do limite de escoamento também é compatível com o aumento expressivo da fração de austenita retida, aliado ao maior enriquecimento em carbono dessa fase e à diminuição da densidade de discordâncias na martensita decorrente do revenimento, como observado no MET. A principal exceção a essa tendência ocorre em 510 °C entre 100 e 300 s, condição em que a fração de austenita retida diminui acentuadamente, mas o limite de escoamento permanece praticamente constante. Esse comportamento sugere um efeito compensatório, em que a redução da fração de austenita retida, que isoladamente tenderia a elevar o limite de escoamento, é contrabalançada pela maior formação de bainita e pelo avanço do revenimento da martensita, ambos associados à redução da resistência ao escoamento.

Variações adicionais no limite de escoamento podem também estar relacionadas à precipitação de carbonetos, que restringe o movimento de discordâncias, e à diminuição da densidade de discordâncias na martensita induzida pelo processo de revenimento. Dessa forma, os resultados indicam que o limite de escoamento não depende apenas da fração de austenita retida, mas da atuação simultânea da estabilidade dessa fase e da evolução da martensita e da bainita ao longo do particionamento (Ebner et al., 2018; Tan et al., 2014).

No gráfico da Figura 5.19(b), observa-se que, de modo geral, o aumento do tempo de partição leva à diminuição do limite de resistência em todas as temperaturas avaliadas. Essa queda é discreta a 250 °C, moderada a 425 °C e mais acentuada a 510 °C, sobretudo entre 10 e 100 s. Considerando o efeito da temperatura, verifica-se que, para um mesmo tempo de partição, o aumento da temperatura também resulta em decréscimo do limite de resistência, sendo os maiores valores observados a 250 °C e os menores a 510 °C em todas as amostras analisadas. Em termos comparativos, observa-se que a temperatura de partição exerce efeito mais

pronunciado sobre o limite de resistência do que o tempo de partição. Considerando que a martensita permanece como constituinte predominante em todas as amostras avaliadas, a queda do limite de resistência pode estar associada principalmente ao revenimento da martensita, favorecida pelo aumento da temperatura e/ou do tempo de partição. Essa interpretação é consistente com os resultados de DRX, uma vez que, nas amostras particionadas a 250 °C e 425 °C, o teor de carbono da austenita retida varia pouco com o aumento do tempo de partição, em concordância com a menor variação do limite de resistência, sugerindo menor avanço adicional da partição de carbono e, conseqüentemente, menor intensificação do revenimento da martensita.

Em contraste, na amostra particionada a 510 °C, entre 10 e 100 s, o aumento do teor de carbono da austenita retida é acompanhado por queda acentuada do limite de resistência, indicando maior avanço da partição de carbono. Entre 100 e 300 s, tanto o teor de carbono da austenita retida quanto o limite de resistência apresentam variação reduzida, sugerindo que o efeito do particionamento adicional sobre o revenimento da martensita se torna menos pronunciado. Nessa faixa, a diminuição da fração de austenita retida, associada à formação de bainita, sugere contribuição dessa fase para a estabilização do limite de resistência. Assim, os resultados sugerem que a variação do limite de resistência pode estar associada principalmente ao revenimento da martensita e à redução de sua supersaturação em carbono (Ebner et al., 2018; Liu et al., 2024).

No gráfico da Figura 5.19(c), observa-se que o efeito do tempo de partição sobre o alongamento uniforme depende da temperatura de partição. Para 250 °C, há diminuição com o aumento do tempo. A 425 °C, os valores permanecem praticamente constantes dentro da faixa de desvio padrão. Já a 510 °C, verifica-se aumento contínuo do alongamento uniforme com o aumento do tempo de partição. Considerando o efeito da temperatura, para 10 s, o alongamento uniforme apresenta valores próximos entre as três condições. Para 100 e 300 s, observa-se elevação com o aumento da temperatura. Esses resultados indicam que a ductilidade não depende apenas da fração de austenita retida, mas também de sua estabilidade mecânica, associada ao teor de carbono nessa fase, bem como da evolução da martensita e da possível formação de bainita.

Nas condições particionadas a 250 °C, o aumento da fração de austenita retida com o tempo é acompanhado por diminuição do alongamento uniforme, enquanto o teor de carbono dessa fase se mantém praticamente constante ou apresenta leve redução. Esse comportamento sugere que

o aumento da fração de austenita retida não foi suficiente para promover ganho de estabilidade mecânica, o que pode ter favorecido sua transformação em estágios iniciais da deformação, limitando a atuação do efeito TRIP.

Além disso, o menor grau de revenimento da martensita nessa temperatura pode ter restringido a melhoria da ductilidade. Para 425 °C, observa-se comportamento semelhante, porém com variações menos pronunciadas no alongamento uniforme, sugerindo uma condição intermediária em que a estabilidade da austenita retida, o revenimento da martensita e a possível formação de bainita atuam de forma simultânea, resultando em resposta mecânica mais estável. Em 510 °C, entre 10 e 100 s, o aumento do alongamento uniforme é compatível com a elevação simultânea da fração de austenita retida e do teor de carbono, favorecendo a estabilidade mecânica dessa fase e sua transformação progressiva durante a deformação por meio do efeito TRIP. Entre 100 e 300 s, embora a fração de austenita retida diminua acentuadamente, o alongamento uniforme continua aumentando, enquanto o teor de carbono permanece praticamente constante.

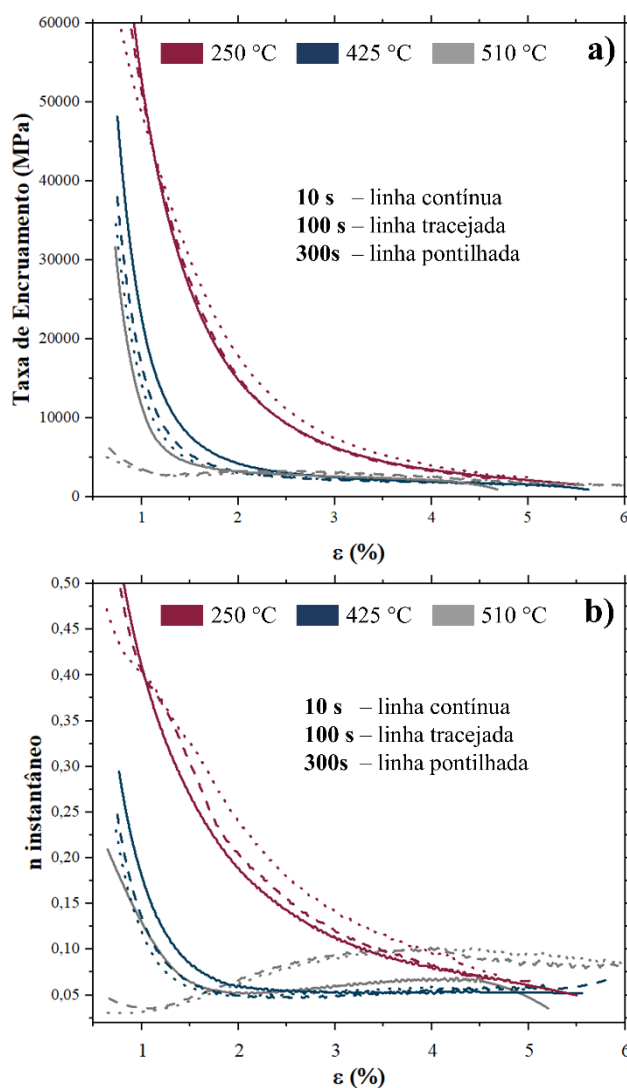
Esse resultado sugere que a resposta mecânica não é controlada apenas pela quantidade de austenita retida, mas também pela estabilidade da austenita remanescente. Nessa faixa, a formação de bainita e o maior grau de revenimento da martensita podem também contribuir para a manutenção da ductilidade e para a melhoria do balanço entre resistência e alongamento, em concordância com o melhor desempenho observado para a condição particionada a 510 °C por 300 s (De Moor et al., 2008; Ebner et al., 2018; Liu et al., 2024).

5.3.2.1 Estudo do Encruamento

As curvas da taxa de encruamento ($\partial\sigma/\partial\varepsilon$) e do coeficiente de encruamento instantâneo (n instantâneo), em função da deformação verdadeira, para as diferentes condições de partição, são apresentadas na Figura 5.20(a–b). Neste trabalho, ambos os parâmetros são analisados de forma conjunta, uma vez que apresentam tendências complementares ao longo da deformação. De modo geral, a taxa de encruamento permite visualizar com maior clareza a evolução global do encruamento, enquanto o coeficiente de encruamento instantâneo (n) auxilia na identificação de mudanças mais sutis de comportamento entre as condições, como inversões na ordem das curvas em determinados intervalos de deformação. Assim, a análise combinada desses

parâmetros permite uma interpretação mais consistente da influência da microestrutura sobre o comportamento mecânico (Yuan et al., 2025).

Figura 5.20 – Evolução do comportamento de encruamento em função da deformação verdadeira para as amostras tratadas por Q&P em diferentes temperaturas e tempos de partição.



a) taxa de encruamento; b) n instantâneo.

Fonte: Próprio autor.

De forma geral, observa-se que a taxa de encruamento diminui com o aumento da deformação verdadeira em todas as condições, porém com diferenças na intensidade dessa redução e na presença de intervalos em que o encruamento é mantido ou aumenta em deformações intermediárias. De maneira semelhante, o n instantâneo também apresenta queda nos estágios iniciais da deformação, mas permite visualizar com maior clareza mudanças sutis de comportamento entre as condições, como inversões na ordem das curvas e aumentos do

encruamento. Dessa forma, a análise conjunta desses parâmetros evidencia que a resposta ao encruamento varia com a temperatura e o tempo de partição, refletindo mudanças na contribuição relativa dos constituintes microestruturais ao longo da deformação (Mandal et al., 2016).

Nos estágios iniciais da deformação, observa-se que as amostras particionadas a 250 °C apresentam os maiores valores de taxa de encruamento, seguidas pelas condições tratadas a 425 °C, enquanto as amostras particionadas a 510 °C exibem os menores valores. Esse comportamento pode ser associado ao maior grau de revenimento da martensita com o aumento da temperatura de partição, o que reduz a densidade de discordâncias e as tensões internas da matriz. Além disso, o aumento da temperatura de partição favorece a evolução microestrutural com maior participação de austenita retida e bainita, reduzindo a contribuição inicial da matriz martensítica para o encruamento. Dessa forma, nas condições de menor temperatura de partição, a matriz martensítica oferece maior resistência inicial ao movimento de discordâncias, resultando em maior encruamento nos primeiros estágios da deformação (Deng; Yang; Misra, 2023; Tan et al., 2014).

Para as condições particionadas a 250 °C, observa-se uma mudança clara no comportamento do encruamento ao longo da deformação. Até aproximadamente 1,25% de deformação verdadeira, a condição de 10 s apresenta os maiores valores de taxa de encruamento, seguida por 100 s e 300 s. Esse comportamento pode ser associado à maior contribuição inicial da matriz martensítica na condição de menor tempo de partição, em função do seu menor grau de revenimento e, conseqüentemente, da maior densidade de discordâncias e das maiores tensões internas. Após esse ponto, a ordem entre as curvas se inverte e passa a seguir a sequência 300 s > 100 s > 10 s, comportamento que se mantém até o final do intervalo analisado.

A evolução do n instantâneo reforça essa interpretação, evidenciando que as condições de maior tempo passam a apresentar valores superiores em deformações intermediárias. Em conjunto, esses resultados indicam que, embora as condições de maior tempo apresentem menor encruamento inicial, passam a manter maiores valores em deformações subsequentes, o que pode ser associado à maior contribuição da austenita retida e, conseqüentemente, a um efeito TRIP mais acentuado. Considerando que, para 250 °C, o aumento do tempo de partição foi acompanhado por aumento da fração de austenita retida, com manutenção ou redução do teor de carbono, esse comportamento também sugere uma contribuição mais precoce dessa fase

durante a deformação, devido à sua possível menor estabilidade mecânica (Ebner et al., 2019; Liu et al., 2024).

Para as condições particionadas a 425 °C, observa-se comportamento intermediário em relação às demais temperaturas. Nos estágios iniciais da deformação, a condição de 10 s também apresenta os maiores valores de taxa de encruamento, com redução progressiva para 100 s e 300 s, o que pode ser associado ao maior grau de revenimento da martensita com o aumento do tempo de partição. Em deformações subsequentes, a diferença entre as curvas se reduz, e as condições de 100 s e 300 s passam a apresentar valores superiores de encruamento. Esse comportamento pode ser visualizado de forma mais clara pelo n instantâneo, em que essa inversão se torna mais evidente em torno de 3,3% de deformação verdadeira. Esse resultado sugere contribuição da austenita retida nas condições de maior tempo também a 425 °C.

No entanto, mesmo com essa mudança de comportamento ao longo da deformação, os níveis de encruamento observados a 425 °C permanecem inferiores aos verificados a 250 °C em todas as condições de tempo, o que pode ser relacionado à menor fração de austenita retida nessa temperatura. Por outro lado, como o teor de carbono da austenita retida a 425 °C é superior ao observado a 250 °C, é provável que essa fase apresente maior estabilidade mecânica, favorecendo sua contribuição em deformações intermediárias. Assim, o comportamento observado a 425 °C parece resultar do efeito combinado entre o maior grau de revenimento da martensita, a menor fração de austenita retida em comparação com 250 °C e a possível maior estabilidade mecânica dessa fase. Além disso, nessa temperatura, a formação de bainita também passa a contribuir para a resposta mecânica, influenciando a distribuição de deformação entre os constituintes e a manutenção do encruamento ao longo do ensaio.

Para as amostras particionadas a 510 °C, a taxa de encruamento inicial é inferior à observada nas demais temperaturas, o que está de acordo com o maior grau de revenimento da martensita e com a evolução microestrutural associada a essa condição de partição. Ainda assim, as condições de 100 s e 300 s passam a apresentar resposta de encruamento mais favorável em deformações intermediárias e elevadas em relação à condição de 10 s. Na análise da taxa de encruamento, essas condições apresentam redução inicial seguida de aumento do encruamento em deformações intermediárias, enquanto a evolução do n instantâneo evidencia esse comportamento de forma mais clara, mostrando que, após a queda inicial, as condições de 100

s e 300 s passam a apresentar elevação dos valores de encruamento a partir de aproximadamente 2% de deformação verdadeira.

Para a condição de 100 s, esse comportamento pode estar associado à maior fração de austenita retida, indicando uma contribuição mais pronunciada do efeito TRIP em deformações intermediárias. Já para 300 s, embora a fração de austenita retida seja inferior, a maior estabilidade mecânica da fase remanescente, associada à maior contribuição da bainita, pode estar relacionada à manutenção do encruamento em deformações mais elevadas. Em particular, a condição de 510 °C por 300 s apresenta manutenção do encruamento até níveis mais altos de deformação verdadeira, estendendo-se até aproximadamente 7–8%, indicando maior retardo da estricção. Assim, embora as condições de 510 °C apresentem menor encruamento inicial, a condição de 100 s se destaca pelo aumento mais pronunciado do encruamento em deformações intermediárias, enquanto a condição de 300 s apresenta a resposta mais sustentada em deformações elevadas, contribuindo para o melhor equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade (Peng et al., 2018; Zhang; Ding; Misra, 2015).

De modo geral, o comportamento observado neste trabalho é consistente com o descrito por Tan et al. (2014) para aços Q&P, em que a evolução do encruamento ao longo da deformação reflete a transição entre uma resposta inicialmente mais influenciada pela matriz martensítica e outra em que a contribuição da austenita retida se torna mais relevante em deformações mais elevadas. No presente trabalho, essa transição é mais evidente nas condições de 510 °C, especialmente para 100 s e 300 s, mas também pode ser observada, com menor intensidade, nas condições de 250 °C e 425 °C, nas quais a análise conjunta da taxa de encruamento e do n instantâneo indica mudança na contribuição relativa dos constituintes ao longo da deformação.

6 CONCLUSÃO

O presente trabalho teve como objetivo investigar o efeito da temperatura e do tempo de partição na evolução microestrutural, na estabilização da austenita retida, nas propriedades mecânicas e no comportamento de encruamento de um aço de baixo teor de carbono submetido ao tratamento Q&P. De forma geral, os resultados mostraram que a combinação entre temperatura e tempo de partição controla de maneira decisiva a evolução dos constituintes microestruturais e, conseqüentemente, o equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade do material.

1. Quanto à evolução microestrutural, verificou-se que o aumento da temperatura e do tempo de partição intensifica a transformação da microestrutura inicialmente martensítica, promovendo maior revenimento da martensita primária e, nas condições de 425 °C e 510 °C, favorecendo também a formação de bainita. A 250 °C, a microestrutura permaneceu predominantemente martensítica, enquanto a 510 °C observou-se uma condição mais heterogênea, com maior competição entre revenimento, formação de bainita, estabilização seletiva da austenita retida e precipitação de carbonetos de transição.

2. Quanto à austenita retida, conclui-se que sua estabilização depende da atuação simultânea de mecanismos competitivos durante a partição, não sendo controlada apenas pela partição de carbono. A 250 °C e 425 °C, observou-se manutenção ou aumento da fração de austenita retida em tempos mais longos, com elevados teores de carbono. Já a 510 °C, a fração de austenita retida aumentou até 100 s e reduziu acentuadamente em 300 s, evidenciando maior competição com revenimento, transformação bainítica e precipitação/dissolução parcial de carbonetos. Além disso, os valores experimentais permaneceram inferiores aos previstos pelo modelo CCE.

3. Quanto às propriedades mecânicas, verificou-se que o aumento da temperatura e do tempo de partição reduz a dureza e, de modo geral, também reduz a resistência mecânica, em razão da menor contribuição da martensita não revenida e da maior participação de constituintes de menor dureza. Em contrapartida, a ductilidade apresentou resposta dependente da estabilidade da austenita retida e da evolução conjunta da martensita e da bainita, com aumento mais expressivo nas condições particionadas a 510 °C.

4. Quanto ao comportamento de encruamento, observou-se que as condições particionadas a 250 °C apresentaram maior encruamento inicial, associado à maior contribuição da matriz martensítica, enquanto as condições de maior temperatura, especialmente a 510 °C, apresentaram menor encruamento inicial, porém maior sustentação do encruamento em deformações intermediárias e elevadas. Esse comportamento indica uma transição da contribuição predominante da martensita para uma atuação mais relevante da austenita retida e da bainita ao longo da deformação.

5. Quanto à identificação das condições de melhor desempenho, conclui-se que a condição 250T_250P_10s apresentou o melhor resultado quando priorizada a resistência mecânica, com o maior valor de $LRT \times AU$, maior dureza e maior limite de resistência. Por outro lado, a condição 250T_510P_300s destacou-se pelo maior alongamento uniforme e pela maior sustentação do encruamento em deformações elevadas, sendo a mais favorável quando se busca maior ductilidade e melhor retardo da estricção. Assim, diferentes combinações de temperatura e tempo de partição permitem ajustar a resposta do aço conforme o desempenho desejado conforme a necessidade de aplicação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARIZA, E. A. *et al.* Characterization and methodology for calculating the mechanical properties of a TRIP-steel submitted to hot stamping and quenching and partitioning (Q&P). **Materials Science and Engineering A**, v. 671, n. 1 August 2016, p. 54–69, 2016.

ARIZA-ECHEVERRI, E. A. *et al.* Development of a new generation of quench and partitioning steels: Influence of processing parameters on texture, nanoindentation, and mechanical properties. **Materials and Design**, v. 186, n. 15 January 2020, p. 108329, 2020.

ARLAZAROV, A. *et al.* Influence of partitioning on mechanical behavior of Q&P steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 661, n. 20 April 2016, p. 79–86, 2016.

AZIZI, Ghavam; MIRZADEH, Hamed; PARSA, Mohammad Habibi. The effect of primary thermo-mechanical treatment on TRIP steel microstructure and mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 639, p. 402–406, 2015.

BAIK, Seung Chul *et al.* Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets. **ISIJ International**, v. 41, n. 3, p. 290–297, 2001.

BEHERA, Amit K.; OLSON, G. B. Prediction of Carbon Partitioning and Austenite Stability via Non-equilibrium Thermodynamics in Quench and Partition (Q&P) Steel. **Jom**, v. 71, n. 4, p. 1375–1385, 2019.

BELLHOUSE, E. M.; MERTENS, A. I. M.; MCDERMID, J. R. Development of the surface structure of TRIP steels prior to hot-dip galvanizing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 463, n. 1–2, p. 147–156, 2007.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **STEELS Microstructure and Properties**. Fourth ed. Amsterdam, Boston, Heidelberg, London, New York: Elsevier, 2017.

BHADESHIA, H. K. D. H.; WAYMAN, C. M. Phase Transformations: Nondiffusive. *In*: LAUGHLIN, David E.; HONO, Kazuhiro (Orgs.). **Physical Metallurgy**. 5. ed. Amsterdam, Netherlands; Kidlington, UK; Waltham, USA: Elsevier B.V., 2014. p. 1021–1072.

BLECK, Wolfgang; GUO, Xiaofei; MA, Yan. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. **Steel Research International**, v. 87, n. 9999, p. 1700218, 2017.

BLECK, Wolfgang; PHU-ON, Kriangyut. Effects of Microalloying in Multi Phase Steels for Car Body Manufacture. *In*: HALDAR, Arunansu; BHATTACHARJEE, Debashish; SUWAS, Satyam (Orgs.). **Proceedings of the International Conference on Microstructure and Texture in Steels and Other Materials**. Jamshedpur: Springer-Verlag London Limited, 2009.

BLONDÉ, R. *et al.* High-energy X-ray diffraction study on the temperature-dependent mechanical stability of retained austenite in low-alloyed TRIP steels. **Acta Materialia**, v. 60, n. 2, p. 565–577, 2012.

BOHEMEN, S. M. C. Van. Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence. **Materials Science and Technology**, v. 28, n. 4, p. 487–495, 2012.

BRASIL. **Lei nº 13.755, de 10 de dezembro de 2018. Diário Oficial da União**https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/_ato2015-2018/2018/lei/113755.htm, 2018.

BRASIL. **Lei nº 14.902, de 27 de junho de 2024. Diário Oficial da União**https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/_ato2023-2026/2024/lei/114902.htm, 2024.

BRASIL. **Decreto nº 12.435, de 15 de abril de 2025. Diário Oficial da União**https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/_ato2023-2026/2025/decreto/d12435.htm, 2025.

CABALLERO, Francisca G. *et al.* Effects of Morphology and Stability of Retained Austenite on the Ductility of TRIP-aided Bainitic Steels. **ISI International**, v. 48, n. 9, p. 1256–1262, 2008.

CAI, Z. H. *et al.* Significance of control of austenite stability and three-stage work-hardening behavior of an ultrahigh strength – high ductility combination transformation-induced plasticity steel. **Scripta Materialia**, v. 68, n. 11, p. 865–868, 2013.

CANN, Jaclyn L. *et al.* Sustainability through alloy design: Challenges and opportunities. **Progress in Materials Science**, v. 117, n. April, p. 100722, 2021.

CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model. **ISIJ International**, v. 42, n. 8, p. 894–902, 2002.

CHEN, Shan *et al.* Characteristics of bainitic transformation and its effects on the mechanical properties in quenching and partitioning steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 803, n. 28 January 2021, p. 140706, 2021.

CHIANG, J.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 638, n. 25 June 2015, p. 132–142, 2015.

CHO, Lawrence; SEO, Eun Jung; DE COOMAN, Bruno C. Near-Ac3 austenitized ultra-fine-grained quenching and partitioning (Q&P) steel. **Scripta Materialia**, v. 123, n. October 2016, p. 69–72, 2016.

COOMAN, B. C. De. Structure – properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, n. 3–4, p. 285–303, 2004.

CORA, Ömer Necati; KOÇ, Muammer. Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Auto Industry. *In*: Bursa, Turkey: 2014.

DAAMEN, Markus *et al.* Cold rolling of high manganese TWIP steel produced by strip casting and by an adapted hot forming route. *In*: 9th International Rolling Conference and the 6th European Rolling Conferenc, 2013.

DAI, Zongbiao *et al.* Fundamentals and application of solid-state phase transformations for advanced high strength steels containing metastable retained austenite. **Materials Science & Engineering R: Reports**, v. 143, n. January 2021, p. 100590, 2021.

DE, Amar K.; SPEER, John G.; MATLOCK, David K. Color tint-etching for multiphase steels. **Advanced materials & processes**, v. 161, n. 2, p. 27–30, 2003.

DE COOMAN, Bruno C.; SPEER, John G. Quench and partitioning steel: A new AHSS concept for automotive anti-intrusion applications. **Steel Research International**, v. 77, n. 9–10, p. 634–640, 2006.

DEMERI, Mahmoud Y. **Advanced-High Strength Steels - Science, Technology, and Applications**. Ohio: ASM International, 2013.

DENG, Y. G.; YANG, Y. P.; MISRA, R. D. K. Comparative study on effects of annealing temperature on microstructures and mechanical properties of high-Al low-Si steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 25, p. 5741–5750, 1 jul. 2023.

DRILLET, P. *et al.* Selective oxidation of high Si , Mn and Al steel grade during recrystallization annealing , and steel/ reactivity. **Metallurgical Research & Technology**, v. 101, n. 10, p. 831–837, 2004.

DURAND-CHARRE, Madeleine. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. Germany: Springer, 2004.

EBNER, Sandra *et al.* Microstructure and mechanical properties of a low C steel subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments. **Materials Science and Engineering A**, v. 735, n. 26 September 2018, p. 1–9, 2018.

EBNER, Sandra *et al.* Austenite decomposition and carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatments studied via in-situ X-ray diffraction. **Materials and Design**, v. 178, n. 15 September 2019, p. 107862, 2019.

EBNER, Sandra *et al.* Characterization of carbides in Q&P steels using a combination of high-resolution methods. **Materials Characterization**, v. 163, p. 110242, 2020.

EBNER, Sandra *et al.* Influence of partitioning parameters on the mechanical stability of austenite in a Q&P steel : A comparative in-situ study. **Materialia**, v. 15, n. March 2021, p. 101033, 2021.

EUROPEAN COMMISSION. **Cars and vans.** Disponível em: <https://climate.ec.europa.eu/eu-action/transport-decarbonisation/road-transport/cars-and-vans_en>. Acesso em: 28 abr. 2026.

FEKETE, J. R.; HALL, J. N. Design of auto body: materials perspective. *In*: RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv Brat (Orgs.). **Automotive Steels - Design, Metallurgy, Processing and Applications**. Amsterdam, Boston, Heidelberg, London, New York: Woodhead Publishing, 2017.

FOJT-DYMARA, Gabriela *et al.* Effect of Ti micro-addition on the hot tensile behaviour, microstructure and fractography of low-C high-manganese steels. **Archives of Civil and Mechanical Engineering** , v. 24, n. 3, 1 jul. 2024.

FONSTEIN, Nina. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties**. Cham: Springer, 2015.

GALÁN, J. *et al.* Advanced high strength steels for automotive industry. **Revista de metalurgia**, v. 48, n. 2, p. 118–131, 2012.

GAN, Yong. Advanced Steel and Our Society: Better Steel, Better World. *In*: WENG, Yuqing; HAN, Dong;; YONG, Gan; (Orgs.). **Advanced Steels**. London: Springer-Verlag Berlin Heidelberg and Metallurgical Industry Press, 2011. p. 3–7.

GAO, Chen *et al.* Effect of austenitization temperature and partitioning/tempering time on multiphase microstructure during quenching-partitioning-tempering of low-alloy ferritic steels. **Materials Today Communications**, v. 46, 1 jun. 2025.

GAO, Guhui *et al.* Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn – Si – Cr – C steel : The great potential of ultrafine filmy retained austenite. **Acta Materialia**, v. 76, n. 1 September 2014, p. 425–433, 2014.

GAO, Pengfei *et al.* Quasi-Situ Characterization of Retained Austenite Orientation in Quenching and Partitioning Steel via Uniaxial Tensile Tests. **Materials**, v. 13, n. 20, p. 4609, 2020.

GARCÍA DE ANDRÉS, C. *et al.* Metallographic techniques for the determination of the austenite grain size in medium-carbon microalloyed steels. **Materials Characterization**, v. 46, p. 389–398, 2001.

GIRAULT, Etienne *et al.* Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase trip-assisted steels. **Scripta materialia**, v. 44, n. 6, p. 885–892, 2001.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 12, n. 3, p. 334–341, 2012.

GUI, Xiaolu *et al.* Effect of bainitic transformation during BQ&P process on the mechanical properties in an ultrahigh strength Mn-Si-Cr-C steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 684, n. December 2016, p. 598–605, 2017.

HAIYAKBARY, Farideh *et al.* Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel. **Acta Materialia**, v. 104, p. 72–83, 2016.

HASAN, Sk *et al.* Work hardening behaviour and damage mechanisms in carbide-free bainitic steel during uni-axial tensile deformation. **Materials Science & Engineering A**, v. 751, p. 142–153, 2019.

HIDALGO, J.; FINDLEY, K. O.; SANTOFIMIA, M. J. Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering. **Materials Science & Engineering A**, v. 690, n. 6 April 2017, p. 337–347, 2017.

HILDITCH, T. B.; SOUZA, T. De; HODGSON, P. D. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). *In*: SHOME, Mahadev; TUMULURU, Muralidhar (Orgs.). **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. [S.l.]: Elsevier Ltd, 2015. p. 9–28.

HORVATH, C. D. Advanced steels for lightweight automotive structures. *In*: MALLICK, P. K. (Org.). **Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles**. Second ed. [S.l.]: Elsevier Ltd., 2021. p. 39–95.

IZUMIYAMA, Masao; TSUCHIYA, Masayuki; IMAI, Iûnoshin. **Effects of Alloying Element on Supercooled A3 Transformation.**, 1969.

JACQUES, P. *et al.* Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention. **Materials Science and Engineering A**, v. 273–275, n. 15 December 1999, p. 475–479, 1999.

JACQUES, P. J. Phase transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted multiphase steels. *In*: PERELOMA, Elena; EDMONDS, David V (Orgs.). **Phase transformations in steels: Volume 2: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques**. Sawston, Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited, 2012. p. 213–246.

JACQUES, P. J.; LADRIÈRE, J.; DELANNAY, F. On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, n. 11, p. 2759–2768, 2001.

KAAR, Simone *et al.* On competing reactions and austenite stabilization: Advanced model for exact microstructural prediction in Q&P steels with elevated Mn-content. **Materialia**, v. 26, 1 dez. 2022.

KANTANEN, P. *et al.* Microstructures and mechanical properties of three medium-Mn steels processed via quenching and partitioning as well as austenite reversion heat treatments. **Materials Science and Engineering: A**, v. 847, 7 jul. 2022.

KANTANEN, P. K. *et al.* Effect of deformation and grain size on austenite decomposition during quenching and partitioning of (high) silicon-aluminum steels. **Materials Characterization**, v. 171, n. January 2021, p. 110793, 2021.

KEELER, Stuart; KIMCHI, Menachem; MOONEY, Peter J. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0**. Online: WorldAutoSteel, 2017.

KIM, Sung-joon *et al.* Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15 Wt Pct C Transformation-Induced Plasticity – Aided Cold-Rolled Steel Sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 32A, n. March, p. 505–514, 2001.

KNIJF, D. De *et al.* Orientation dependence of the martensite transformation in a quenched and partitioned steel subjected to uniaxial tension research papers. **Journal of Applied Crystallography**, v. 47, n. 4, p. 1261–1266, 2014.

KRAUSS, George. Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures. 2001.

KUMAR, Sachin; SINGH, Shiv Brat. Evolution of microstructure during the “quenching and partitioning (Q & P)” treatment. **Materialia**, v. 18, n. August 2021, p. 101135, 2021.

KUMAR, Sachin; SINGH, Shiv Brat. Microstructure-property relationship in the quenching and partitioning (Q&P) steel. **Materials Characterization**, v. 196, 1 fev. 2023.

KUMAR, Sachin; SINGH, Shiv Brat. The evolution of microstructure during quenching and partitioning (Q&P): A comprehensive analysis of the competing reactions. **Materials Characterization**, v. 228, 1 out. 2025.

KUZIYAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of civil and mechanical engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, 2008.

KWON, Ohjoon *et al.* **New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application**. Materials Science ForumChapel Hill, 2010.

LAVAKUMAR, Avala *et al.* A “new” empirical equation to describe the strain hardening behavior of steels and other metallic materials. **Materials Science & Engineering A journal**, v. 802, p. 140641, 2021.

LEE, Seawoong; LEE, Seok-jae; COOMAN, Bruno C. De. Austenite stability of ultrafine-grained transformation-induced plasticity steel with Mn partitioning. **Scripta Materialia**, v. 65, n. 3, p. 225–228, 2011.

LEEM, Dong-Seok *et al.* **Amount of retained austenite at room temperature after reverse transformation of martensite to austenite in an Fe-13%Cr-7%Ni-3%Si martensitic stainless steel.** [*S.l.: S.n.*]. Disponível em: <www.elsevier.com/locate/scriptamat>.

LEPERA, F. S. Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels. **Metallography**, v. 12, n. 3, p. 263–268, 1979.

LESCH, Christian; KWIATON, Norbert; KLOSE, Frank B. Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments. **Steel Research International**, v. 87, n. 9999, p. 1700210, 2017.

LI, Tong *et al.* Study of a bainite-based quenching and partitioning process for regulating the stability of RA. **Materials Science and Engineering: A**, v. 942, 1 out. 2025.

LI, Y. J. *et al.* A novel phase transition behavior during dynamic partitioning and analysis of retained austenite in quenched and partitioned steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 710, n. 5 January 2018, p. 181–191, 2018.

LI, Yong *et al.* A review of the thermal stability of metastable austenite in steels: Martensite formation. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 91, n. 20 November 2021, p. 200–214, 2021.

LI, Zhuang; WU, D. Effects of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Si – Mn TRIP Steels. **ISI International**, v. 46, n. 1, p. 121–128, 2006.

LIU, L. *et al.* Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained austenite. **Scripta Materialia**, v. 150, n. June 2018, p. 1–6, 2018.

LIU, Yajun *et al.* Effect of partitioning treatment on the strengthening and plasticising mechanism of one-step quenching and partitioning steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 31, p. 1091–1103, 1 jul. 2024a.

LIU, Yuan *et al.* Optimizing austenite and carbide content in medium carbon silicon-rich steel: A stepped partitioning strategy and analysis of strengthening and ductility enhancement mechanisms. **Materials Science and Engineering: A**, v. 896, 1 mar. 2024b.

LU, Jun *et al.* Investigation of microstructural evolution and bainite transformation kinetics of multi-phase steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 774, p. 138868, 2020.

MANDAL, G. *et al.* Effect of partial and full austenitisation on microstructure and mechanical properties of quenching and partitioning steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 676, p. 56–64, 2016.

MATLOCK, David *et al.* Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: an overview. **Jestech**, v. 15, n. 1, p. 1–12, 2012.

MATLOCK, David K.; SPEER, John G. Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. *In*: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Orgs.). **Microstructure and Texture in Steels**. Golden: Springer, 2009. p. 185–205.

MD ARIF, Sk *et al.* Effect of quenching and partitioning time on microstructure and mechanical properties of low carbon micro-alloyed steel. *In*: Elsevier Ltd, 1 jan. 2022.

MEYER, M. De; VANDERSCHUEREN, D.; COOMAN, B. C. De. The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. **ISIJ international**, v. 39, n. 8, p. 813–822, 1999.

MIETTUNEN, Ilkka *et al.* Competitive mechanisms occurring during quenching and partitioning of three silicon variants of 0.4 wt.% carbon steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 11, n. March–April 2021, p. 1045–1060, 2021.

MISHNEV, R. *et al.* Phase transformations during partitioning in a Q&P steel with blocky retained austenite. **Materials Science and Engineering: A**, v. 915, 1 nov. 2024.

MOOR, E. De; SPEER, J. G. Bainitic and quenching and partitioning steels. *In*: RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv Brat (Orgs.). **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. Royston Road, UK; Cambridge, USA; Kidlington, UK: Elsevier Ltd., 2017. p. 289–316.

NANDA, Tarun *et al.* Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 233, n. 2, p. 209–238, 2019.

NISHIKAWA, Arthur S. *et al.* Influence of bainite reaction on the kinetics of carbon redistribution during the Quenching and Partitioning process. **Acta Materialia**, v. 142, n. 1 January 2018, p. 142–151, 2018.

OLSON, G. B. A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. **Journal of the Less Common Metals**, v. 28, n. 1, p. 107–118, 1972.

OLSON, G. B.; FEINBERG, Z. D. Kinetics of martensite transformations in steels 3. *In*: PERELOMA, Elena; EDMONDS, David V. (Orgs.). **Phase transformations in steels: Volume 2: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques**. Sawston, UK: Woodhead Publishing Limited, 2012. p. 59–82.

PENG, Fei *et al.* The relationships of microstructure-mechanical properties in quenching and partitioning (Q&P) steel accompanied with microalloyed carbide precipitation. **Materials Science and Engineering: A**, v. 723, p. 247–258, 18 abr. 2018.

PENG, Fei *et al.* Interaction of martensite and bainite transformations and its dependence on quenching temperature in intercritical quenching and partitioning steels. **Materials and Design**, v. 181, n. 5 November 2019, p. 107921, 2019a.

PENG, Fei *et al.* Kinetic models of multiple-stage martensite transformation and subsequent isothermal bainite formation excluding ϵ -carbide precipitation in intercritical quenching and partitioning steels. **Materials and Design**, v. 183, n. 5 December 2019, p. 108183, 2019b.

PETROV, Roumen *et al.* Microstructure and texture of a lightly deformed TRIP-assisted steel characterized by means of the EBSD technique. **Materials Science and Engineering A**, v. 447, n. 1–2, p. 285–297, 2007.

PIERCE, D. T. *et al.* Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques. **Acta Materialia**, v. 90, p. 417–430, 15 maio 2015.

RANJAN, Ravi; SINGH, Shiv Brat. Isothermal bainite transformation in low-alloy steels: Mechanism of transformation. **Acta Materialia**, v. 202, p. 302–316, 2021.

SAMANTA, Santigopal *et al.* Development of multiphase microstructure with bainite, martensite, and retained austenite in a Co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 44, n. 13, p. 5653–5664, 2013.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* Characterization of the microstructure obtained by the quenching and partitioning process in a low-carbon steel. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1758–1764, 2008.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 23, p. 6429–6439, 2010.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel. **Acta Materialia**, v. 59, n. 15, p. 6059–6068, 2011.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 1, p. 46–57, 2009.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42A, p. 3620–3626, 2011.

SCHMITT, Jean-hubert; IUNG, Thierry. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. **Comptes Rendus Physique**, v. 19, n. 8, p. 641–656, 2018.

SCOTT, C. P.; DRILLET, J. A study of the carbon distribution in retained austenite. **Scripta Materialia**, v. 56, n. 6, p. 489–492, mar. 2007.

SEO, Eun Jung *et al.* Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel. **Acta Materialia**, v. 113, p. 124–139, 2016.

SHIN, Hong Chul; HA, Tae Kwon; CHANG, Young Won. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. **Scripta Materialia**, v. 45, n. 7, p. 823–829, 2001.

SOLEIMANI, Maryam; KALHOR, Alireza; MIRZADEH, Hamed. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science & Engineering A**, v. 795, p. 140023, 2020.

SONG, Chenghao *et al.* Optimization of process parameters using the Grey-Taguchi method and experimental validation in TRIP-assisted steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 777, p. 139084, 2020.

SPEER, J. *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, v. 51, n. 9, p. 2611–2622, 2003.

SPEER, J. G. *et al.* Quenching and partitioning: a fundamentally new process to create high strength trip sheet microstructures. [*S.l.: S.n.*].

SRIVASTAVA, Ashok Kumar *et al.* Microstructural and mechanical characterization of C – Mn – Al – Si cold-rolled TRIP-aided steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 445–446, n. 15 February 2007, p. 549–557, 2007.

SUGIMOTO, K.; MUKHERJEE, M. TRIP aided and complex phase steels. *In*: RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv Brat (Orgs.). **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. [*S.l.*]: Elsevier Ltd., 2017. p. 217–257.

SUGIMOTO, Koh-ichi. Advanced High- and Ultra High-Strength TRIP-aided Steels. **Transactions- Indian Institute of Metals**, v. 59, n. 5, p. 725–738, 2006.

TAKAHASHI, M.; BHADSHIA, H. K. D. H. Model for transition from upper to lower bainite. **Materials Science and Technology**, v. 6, n. July, p. 592–603, 1990.

TAMURA, I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. **Metal Science**, v. 16, n. 5, p. 245–253, 1982.

TAN, Xiaodong *et al.* Microstructure–properties relationship in a one-step quenched and partitioned steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 589, p. 101–111, 1 jan. 2014.

TAN, Xiaodong *et al.* Carbon and strain partitioning in a quenched and partitioned steel containing ferrite. **Acta Materialia**, v. 165, p. 561–576, 2019.

TAN, Xiaodong *et al.* Effect of matrix structures on TRIP effect and mechanical properties of low-C low-Si Al-added hot-rolled TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 771, n. 13 January 2020, p. 138629, 2020.

TIAN, Jialong *et al.* Plastic yielding and work hardening behavior in Q&P steel with multiphase structure. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 39, p. 8747–8757, 1 nov. 2025.

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35, n. 8, p. 2331–2341, 2004.

TKACHEV, E. *et al.* Austenite stabilization and precipitation of carbides during quenching and partitioning (Q&P) of low-alloyed Si–Mn steels with different carbon content. **Materials Science and Engineering: A**, v. 895, 1 mar. 2024.

TOJI, Yuki *et al.* Atomic-scale analysis of carbon partitioning between martensite and austenite by atom probe tomography and correlative transmission electron microscopy. **Acta Materialia**, v. 65, p. 215–228, 2014.

TOJI, Yuki; MIYAMOTO, Goro; RAABE, Dierk. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. **Acta Materialia**, v. 86, p. 137–147, 2015.

TRAIINT, Sandra *et al.* Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels. **Steel research**, v. 73, n. 6–7, p. 259–266, 2002.

TRZASKA, J. Calculation of critical temperatures by empirical formulae. **Archives of metallurgy and materials**, v. 61, n. 2B, p. 981–986, 2016.

VAN DIJK, N. H. *et al.* Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. **Acta Materialia**, v. 53, n. 20, p. 5439–5447, dez. 2005.

VERLINDEN, Bert *et al.* **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. First ed. Great Britain: Elsevier, 2007.

WANG, C. Y. *et al.* Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 15, p. 3442–3449, 2010.

WANG, Chao *et al.* Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. **Materials Science & Engineering A**, v. 610, n. 29 July 2014, p. 65–75, 2014.

WANG, Li; SPEER, John G. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 2, n. 4, p. 268–281, 2013.

WORLD STEEL ASSOCIATION. **Sustainable steel**. Brussels: [S.n.]. Disponível em: <<https://worldsteel.org/wp-content/uploads/Sustainable-steel.pdf>>. Acesso em: 28 abr. 2026.

WORLD STEEL ASSOCIATION. **SteelFacts**. Disponível em: <<https://worldsteel.org/about-steel/facts/steelfacts/#steel-is-everywhere>>. Acesso em: 28 abr. 2026.

WU, Ri-Ming *et al.* Stability of Retained Austenite Through a Combined Intercritical Annealing and Quenching and Partitioning (IAQP) Treatment. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 28, n. 3, p. 386–393, 2015.

WU, Xian *et al.* Mechanical behavior and microstructural evolution of a bainite-based quenching-partitioning (BQ&P) steel under high strain rates. **Materials Science and Engineering A**, v. 818, n. 22 June 2021, p. 141414, 2021.

XIONG, X. C. *et al.* The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. **Scripta Materialia**, v. 68, n. 5, p. 321–324, 2013.

YAGHOUBI, Mostafa *et al.* Effect of prior austenite grain size on strength-ductility trade-off, phase evolution, and fracture behavior in a fully austenitized QP steel: Insights into TRIP behavior. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 37, p. 2434–2448, 1 jul. 2025.

YAN, Shu *et al.* Comparison on mechanical properties and microstructure of a C – Mn – Si steel treated by quenching and partitioning (Q & P) and quenching and tempering (Q & T) processes. **Materials Science & Engineering A**, v. 620, n. 7 January 2021, p. 58–66, 2015.

YAN, Shu *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of low-carbon steel treated by a two-step quenching and partitioning process. **Materials Science and Engineering: A**, v. 640, p. 137–146, 9 jul. 2015.

YAN, Shu *et al.* Comparative study on microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q & P) processes after a full and intercritical austenitization. **Materials Science & Engineering A**, v. 684, n. 27 January 2017, p. 261–269, 2017.

YANG, Kai *et al.* The dominating role of austenite stability and martensite transformation mechanism on the toughness and ductile-to-brittle-transition temperature of a quenched and partitioned steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 820, n. 13 July 2021, p. 141517, 2021.

YIHAO, Ma *et al.* The effects of quenching and partitioning on the microstructure and tensile properties of high strength suspension spring steel. **Materials Today Communications**, p. 109653, 2024.

YUAN, Panpan *et al.* Effects of annealing and quenching temperature on microstructure evolution and mechanical properties in Fe-0.17C-2.10Mn-0.51Si steel. **Materials and Design**, v. 249, 1 jan. 2025.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. A study of microstructure , transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. **Acta Materialia**, v. 52, n. 9, p. 2765–2778, 2004.

ZENG, Zhaoli *et al.* Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed lightweight δ -TRIP steel. **Materials Characterization**, v. 164, n. June 2020, p. 110324, 2020.

ZHANG, Jun; DING, Hua; MISRA, R. D. K. Enhanced strain hardening and microstructural characterization in a low carbon quenching and partitioning steel with partial austenization. **Materials Science and Engineering A**, v. 636, n. 11 June 2015, p. 53–59, 2015.

ZHANG, S.; FINDLEY, K. O. Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. **Acta Materialia**, v. 61, n. 6, p. 1895–1903, 2013.

ZHANG, Shaolong *et al.* Investigation of microstructural evolution and crack extension in a quenching and partitioning (Q & P) steel at different strain rates. **Journal of Materials Research and Technology**, 1 maio 2023.

ZHAO, Jingwei; JIANG, Zhengyi. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress in Materials Science**, v. 94, n. May 2018, p. 174–242, 2018.

ZHAO, L. *et al.* Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 313, n. 1–2, p. 145–152, 2001.

ZHAO, Z. Z. *et al.* The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic – ferritic sheet steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 613, n. 8 September 2014, p. 8–16, 2014.

ZHENG, Jian *et al.* Degradation mechanism of quenched-partitioning-tempered steel during sliding wear. **Engineering Failure Analysis**, v. 164, 1 out. 2024.

ZINSAZ-BORUJERDI, A. *et al.* Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process. **Materials Science & Engineering A**, v. 725, n. 16 May 2018, p. 341–349, 2018.