

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Cintia Braga

**INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TÉRMICO NO DESENVOLVIMENTO DA
MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA E NO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UM AÇO ASSISTIDO PELO EFEITO TRIP**

**Belo Horizonte
Fevereiro de 2018**



Cintia Braga

Influência do processamento térmico no desenvolvimento da microestrutura multiconstituída e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP.

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

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

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte
Fevereiro de 2018

B813i Braga, Cintia.
Influência do processamento térmico no desenvolvimento da microestrutura multiconstituída e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP / Cintia Braga. – 2018.
138 f. : il., fotos, grafs., tabs.
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, 2018.
Bibliografia.

1. Aço - Tratamento térmico. 2. Aço bainita. 3. Austenita. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 620.17



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TÉRMICO NO
DESENVOLVIMENTO DA MICROESTRUTURA
MULTICONSTITUÍDA E NO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UM AÇO ASSISTIDO PELO EFEITO
TRIP”

Autora: Cintia Braga

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

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

Wellington Lopes

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

Nilton da Silva Maia

Prof. Dr. Nilton da Silva Maia
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG

Dagoberto Brandão Santos

Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos
Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG

Gilmar Cordeiro da Silva

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC MINAS

Belo Horizonte, 20 de Fevereiro de 2018.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me manter firme e sempre disposta a enfrentar qualquer desafio com a certeza de que nunca estarei sozinha. À minha mãe Maria da Conceição, pelo carinho e cuidado diário e por todos os ensinamentos, principalmente os que são de fato importantes na nossa vida. Ao meu pai Joaquim, pela força que me ensinou a ter, por me fazer acreditar e por cuidar tanto de mim, hoje de forma transcendental. Aos meus irmãos Davi e Daniel por serem minha fonte de inspiração, e ao meu noivo Fernando Briseno pelo amor que me mantém sorrindo todos os dias.

À minha orientadora Elaine Carballo Siqueira Corrêa por todo conhecimento compartilhado, pelas aulas incríveis que tive a oportunidade de assistir, pelo carinho e dedicação, por acreditar em mim muitas vezes mais do que eu mesma e, principalmente, por cada elogio que sempre funcionou como um impulso pra que eu pudesse ir além.

Ao meu coorientador Wellington Lopes pelo incentivo e amizade e por estar sempre disposto a me ajudar no que fosse preciso.

Aos professores André Guimarães Ferreira e João Paulo Machado por todo carinho e disponibilidade em ajudar e também pelas agradáveis conversas nos momentos de descontração.

Ao professor Carlos Eduardo dos Santos pelo auxílio nos diversos contratempos que surgiram ao longo da realização deste trabalho e pelos conselhos motivadores.

Ao Centro de Microscopia da UFMG pela realização da microscopia eletrônica de varredura das amostras apresentadas no trabalho.

Ao Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais e ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia pelo treinamento realizado.

Ao professor Nilton Maia pela contribuição dada na proposta do mestrado.

Ao professor Dagoberto Brandão dos Santos da UFMG pela contribuição na proposta, por disponibilizar o uso do software *ThermoCalc* e por nos receber, a mim e a minha orientadora, com tanto carinho. Agradeço também à Patrícia Mara Trigueiro de Azevedo pela atenção e valiosas dicas na preparação de amostras para a realização de MEV.

À Eng. Natasha Nogueira de Moraes pela disponibilidade e presteza na realização da análise química.

Aos estagiários do laboratório de Caracterização de Materiais pela realização dos experimentos no DRX e ao professor Paulo Renato Perdigão pela ajuda com o software GSAS.

Ao Eng. Valdecir Siqueira pela amabilidade e disponibilidade na realização dos tratamentos térmicos.

Aos professores Augusto Bezerra e Cláudio Turani pelo apoio na coordenação do mestrado em Engenharia de Materiais e por estarem sempre preocupados em fazer o melhor. Agradeço também à Caroline Fernandes e à Michelle Figueiredo que sempre me trataram com um carinho enorme, ajudando em tudo que era preciso.

Às queridas funcionárias da secretaria do DEMAT Dayane Aparecida, Tamyris Ferreira, Ingrid Leite, Karine Fontes e Maria Helena pelo alegre convívio.

Aos técnicos Carlos Alberto, Geraldo, Geovane e Rogério por todo suporte no corte de amostras e operação dos equipamentos e pela gentileza de sempre.

À minha amiga Nayara Neres com quem tive a honra de trabalhar durante o primeiro ano de mestrado e construir uma amizade que certamente durará para a vida toda.

À Rafaela Ferreira pela amizade, carinho e companheirismo em primeiro lugar, mas também pelo incentivo e grande ajuda na realização dos experimentos.

À galera do Laboratório de Metalografia, dentre colegas de mestrado e alunos de iniciação científica, pela ajuda, pelo companheirismo e pelos momentos maravilhosos que me proporcionaram: Giovana, Patrícia, Daiane, Marcelinho, Pedrinho, Bruna, Stéferson, Douglas, Isabela, Cassinha, Bárbara Moreira, Bárbara Natasha e Aline.

Por fim agradeço por todo aprendizado que alcancei neste período, especialmente àqueles que me fizeram ter certeza de que pra construir um trabalho sempre precisaremos de ajuda: Euler Silveira, Davi Braga, Eustáquio Baêta e tantos outros que se eu decidir citar vou acabar extrapolando o número de páginas aceitável para uma dissertação de mestrado.

Este é apenas o documento final. O que aprendi vai muito além...

RESUMO

Os aços assistidos pelo efeito TRIP apresentam grande potencial e aplicabilidade na indústria automobilística devido às suas combinações ótimas de propriedades, que permitem a produção de chapas mais finas sem o comprometimento do desempenho dos componentes. A excelente combinação de alta resistência mecânica, ductilidade e elevada resistência ao impacto observada nos aços TRIP se deve a estrutura multifásica presente nestes aços, produzida em geral por um processamento térmico que consiste em um aquecimento intercrítico seguido de tratamento isotérmico na faixa de transformação bainítica. Neste trabalho foram analisados os efeitos das temperaturas de recozimento intercrítico e de transformação bainítica, bem como do tempo de tratamento isotérmico, na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço assistido pelo efeito TRIP. As análises foram conduzidas em termos de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, microscopia de força atômica, difração de raios-X, ensaios de dureza, ensaios de tração e análises referentes ao comportamento de encruamento do material por quatro métodos distintos: linearização da curva $\sigma \times \epsilon$, taxa de encruamento, expoente de encruamento instantâneo e análise de Crussard-Jaoul. O aumento do tempo de austêmpera favoreceu a formação de bainita com morfologia em ripas e permitiu maior retenção de austenita no material, resultando em menores valores de dureza e limite de escoamento. A redução na temperatura de austêmpera favoreceu o refinamento da estrutura bainítica e resultou em frações de austenita retida inferiores, porém com maior teor de carbono. Em geral, a utilização de uma menor temperatura intercrítica promoveu menores valores de dureza devido ao aumento da fração volumétrica de ferrita. Quanto aos métodos de encruamento utilizados, a análise pelo expoente de encruamento instantâneo apresentou-se como a mais adequada para a avaliação do comportamento de deformação do aço estudado.

Palavras-chave: Aços TRIP. Tratamentos térmicos. Transformação bainítica. Estabilidade da austenita.

ABSTRACT

TRIP-assisted steels shows great potential and applicability in automotive industry due to their excellent combinations of properties that allow the production of thinner sheets without compromising the performance of components. The excellent combination of high strength, ductility and crashworthiness observed in TRIP steels is related to the multiphase structure present in these steels, produced usually by a thermal treatment consisting in intercritical annealing followed by isothermal treatment in the bainitic transformation range. In this work the effects of the intercritical annealing and bainitic transformation temperatures, as well as the holding time at isothermal bainitic temperature, on the microstructure and mechanical properties of a TRIP-assisted steel were analyzed. Evaluations were conducted in terms of optical microscopy, scanning electron microscopy, atomic force microscopy, X-ray diffraction, hardness tests, tensile tests and analyzes concerning the work hardening behavior of the material by four different methods: Hollomon analysis, work hardening rate, instantaneous n value and Crussard-Jaoul analysis. Higher austempering times favored the formation of bainite with lath morphology and allowed greater retention of austenite, resulting in lower hardness values and yield strength. Reduction of austempering temperature favored the refinement of the bainitic structure and resulted in lower retained austenite fractions, but with a higher carbon content. In general, the use of a lower intercritical temperature promoted lower hardness values due to the increase of ferrite proportion. As for the hardening methods used, the analysis concerning the instantaneous n value was the most adequate for the deformation behavior evaluation of the studied steel.

Key words: TRIP steels. Heat treatments. Bainitic transformation. Austenite stability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de equilíbrio Alongamento – Resistência à tração para aços utilizados na indústria automobilística e uma perspectiva para os AHSS da 3ª Geração.	23
Figura 2: Características microestruturais que influenciam nas propriedades de aços empregados na indústria automotiva.	24
Figura 3: Exemplos de microestruturas multiconstituídas características dos aços TRIP.	26
Figura 4: Martensita – estrutura cristalina e mecanismo de formação.	27
Figura 5: Transformação martensítica induzida por deformação.	28
Figura 6: Influência da razão Si:Al nas fases em equilíbrio em função da temperatura.	30
Figura 7: Micrografias obtidas por MET revelando a presença de discordâncias e precipitados de carbonitretos de vanádio.	32
Figura 8: Micrografias revelando feixes e subunidades de bainita inferior.	34
Figura 9: Diferentes morfologias características da bainita.	34
Figura 10: Efeito do tempo de austêmpera no alongamento de aços assistidos pelo efeito TRIP.	36
Figura 11: Resultados de ensaios de impacto para aços com diferentes proporções de $\square_R$	37
Figura 12: Análise da influência da morfologia da $\square_R$ estabilidade mecânica desta fase.	39
Figura 13: Rotas de resfriamento utilizadas para a obtenção da microestrutura típica de aços TRIP a partir da laminação de chapas.	41
Figura 14: Processamento térmico típico de aços TRIP evidenciando as etapas de enriquecimento da austenita com carbono.	42
Figura 15: Ciclo térmico típico para o tratamento de Têmpera e Partição.	43
Figura 16: Modelo de previsão da microestrutura de um aço submetido ao tratamento térmico de têmpera e partição.	45
Figura 17: Fração volumétrica e teor de carbono da austenita retida com o tempo de partição.	46
Figura 18: Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas e na microestrutura de aços TRIP.	47

Figura 19: Deformação verdadeira na tensão máxima e fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de austêmpera.	48
Figura 20: Comportamento de tensão x deformação e taxa de encruamento de um aço TRIP comparado a um aço <i>Dual Phase</i>	50
Figura 21: Variação do expoente de encruamento instantâneo n para aços TRIP apresentando morfologias microestruturais diferentes em função da deformação verdadeira.	50
Figura 22: Resistência ao impacto de aços TRIP quando comparado com outros aços.	52
Figura 23: Fluxograma das principais etapas do trabalho.	53
Figura 24: Isopletas do Carbono para a composição química simplificada do aço TRIP estudado.	55
Figura 25: Diagrama TTT gerado a partir do software MUCG83.	56
Figura 26: Frações das fases em equilíbrio em função da temperatura para a composição simplificada do aço TRIP estudado.	56
Figura 27: Desenho esquemático do corpo de prova utilizado nos tratamentos térmicos.	57
Figura 28: Ciclos de processamento térmico propostos seguindo o modelo de recozimento intercrítico seguido de austêmpera.	57
Figura 29: Forno com banho de sal fundido utilizado nos tratamentos térmicos.	58
Figura 30: Microscópio óptico utilizado para a obtenção das imagens e exemplos de resultados do ataque químico com os reagentes Nital e Bandoh.	60
Figura 31: Microscópio Eletrônico de Varredura FEG Quanta 200 FEI.	60
Figura 32: Microscópio de Força Atômica Nanosurf CoreAFM.	61
Figura 33: Difratorômetro de raios X utilizado no trabalho.	61
Figura 34: Representação da análise semiquantitativa de constituintes pelo método da contagem de pontos.	63
Figura 35: Microdurômetro utilizado no trabalho e indentação em uma das amostras.	64
Figura 36: Representação esquemática do corpo de prova de tração.	65
Figura 37: Máquina de corte por eletroerosão a fio Eletrocut Novick AR2300	65
Figura 38: Máquina universal de ensaios Instron modelo 5982	65
Figura 39: Determinação do expoente de encruamento pelo método da linearização da curva Tensão x Deformação	67

Figura 40: Determinação do expoente de encruamento n considerando dois estágios de deformação	68
Figura 41: Curvas tensão x deformação para aços TRIP e suas respectivas taxas de encruamento.	69
Figura 42: Comportamento de encruamento de aços TRIP – modelo de Crussard-Jaoul.....	70
Figura 43: Microestruturas da amostra RI-1: 770°C/430°C – 2 minutos.....	72
Figura 44: Microestruturas da amostra RI-2: 770°C/430°C – 5 minutos.....	73
Figura 45: Microestruturas da amostra RI-3: 770°C/430°C – 10 minutos.....	74
Figura 46: Microestruturas da amostra RI-4: 770°C/370°C – 2 minutos.....	75
Figura 47: Microestruturas da amostra RI-5: 770°C/370°C – 5 minutos.....	76
Figura 48: Microestruturas da amostra RI-6: 770°C/370°C – 10 minutos.....	77
Figura 49: Microestruturas da amostra RI-7: 725°C/430°C – 2 minutos.....	78
Figura 50: Microestruturas da amostra RI-8: 725°C/430°C – 5 minutos.....	79
Figura 51: Microestruturas da amostra RI-9: 725°C/430°C – 10 minutos.....	80
Figura 52: Microestruturas da amostra RI-10: 725°C/370°C – 2 minutos.....	81
Figura 53: Microestruturas da amostra RI-11: 725°C/370°C – 5 minutos.....	82
Figura 54: Microestruturas da amostra RI-12: 725°C/370°C – 10 minutos.....	83
Figura 55: Microestruturas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C.	86
Figura 56: Microestruturas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C.	87
Figura 57: Difractogramas das amostras submetidas à temperatura intercrítica de 770°C.	88
Figura 58: Difractogramas das amostras submetidas à temperatura intercrítica de 725°C.	88
Figura 59: Fração volumétrica e teor de carbono da $\square_R$ em função do tempo de austêmpera.	89
Figura 60: Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas à temperatura intercrítica de 770°C.....	93
Figura 61: Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas à temperatura intercrítica de 725°C.....	94
Figura 62: Fração volumétrica de bainita em função da temperatura de austêmpera.	96

Figura 63: Fração volumétrica de ferrita em função da temperatura de austêmpera.	96
Figura 64: Fração volumétrica de constituinte MA em função da temperatura de austêmpera.	97
Figura 65: Fração volumétrica de bainita em função da temperatura intercrítica.	98
Figura 66: Fração volumétrica de ferrita em função da temperatura intercrítica.	99
Figura 67: Fração volumétrica de constituinte MA em função da temperatura intercrítica.	99
Figura 68: Dureza Vickers em função do tempo de austêmpera.	100
Figura 69: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.	104
Figura 70: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.	105
Figura 71: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.	106
Figura 72: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.	107
Figura 73: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de austêmpera.	108
Figura 74: Alongamento uniforme em função do tempo de austêmpera.	108
Figura 75: Comportamento mecânico de aços TRIP com diferentes frações de γ_R	109
Figura 76: Comportamento do expoente de encruamento considerando apenas um estágio.	113
Figura 77: Comportamento do expoente de encruamento considerando dois estágios.	114
Figura 78: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.	115
Figura 79: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.	116
Figura 80: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.	117
Figura 81: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.	118

Figura 82: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.....	119
Figura 83: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.....	120
Figura 84: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.....	120
Figura 85: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.....	121
Figura 86: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.....	123
Figura 87: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.....	124
Figura 88: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.....	125
Figura 89: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.....	126

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP (%).	32
Tabela 2: Fração volumétrica de austenita retida e percentual de carbono nesta fase.	36
Tabela 3: Composição química (% em peso) do aço estudado.	54
Tabela 4: Parâmetros variados no Recozimento intercrítico seguido de austêmpera.	58
Tabela 5: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.	110
Tabela 6: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.	110
Tabela 7: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.	110
Tabela 8: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.	110
Tabela 9: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 430°C.	111
Tabela 10: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 370°C.	112
Tabela 11: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C e austêmpera a 430°C.	112
Tabela 12: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C e austêmpera a 370°C.	113
Tabela 13: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 770°C seguido de austêmpera a 430°C.	127

Tabela 14: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 770°C seguido de austêmpera a 370°C.	127
Tabela 15: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 725°C seguido de austêmpera a 430°C.	127
Tabela 16: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 725°C seguido de austêmpera a 370°C.	128

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AHSS – Aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel*)
- AU – Alongamento uniforme
- BH – Endurecível pela cura da pintura (*Bake Hardening*)
- CP – Aços de fases complexas (*Complex Phase*)
- DP – Aços bifásicos (*Dual Phase*)
- DRX – Difração de raios X
- FB – Ferrítico-Bainítico
- HSLA – Aços de alta resistência e baixa liga (*High Strength – Low Alloy*)
- HSS – Aços de alta resistência (*High Strength Steel*)
- IF – Aços livres de intersticiais (*Interstitial Free*)
- IF-HS – Aços livres de intersticiais de elevada resistência (*Interstitial Free-High Strength*)
- MA – Constituinte definido como martensita e austenita retida
- MET – Microscopia eletrônica de transmissão
- MEV – Microscopia eletrônica de varredura
- MO – Microscopia óptica
- ninst – expoente de encruamento instantâneo
- Q&P – Têmpera e Partição (*Quenching and Partitioning*)
- QT – Temperatura de têmpera (*Quenching Temperature*)
- TCC – Tetragonal de corpo centrado
- TRIP – Transformação induzida por deformação (*Transformation Induced Plasticity*)
- TTT – Tempo-Temperatura-Transformação
- TWIP – Transformação induzida por maclação (*Twinning Induced Plasticity*)

LISTA DE SÍMBOLOS

a_0 – Parâmetro de rede teórico da austenita à temperatura ambiente

a_γ – Parâmetro de rede calculado para a fase austenítica

B_i – Temperatura de início da transformação bainítica

Fe_3C – Cementita

f_m – Fração de austenita que se transformou em martensita

L – Líquido

M_7C_3 – Carboneto

M_d – Temperatura na qual a transformação martensítica induzida por deformação é suprimida

M_f – Temperatura de fim da transformação martensítica

M_i – Temperatura de início da transformação martensítica

α – Ferrita

α' – Martensita

α_B – Ferrita bainítica

α_P – Ferrita poligonal

γ - Austenita

γ_R – Austenita retida

$d\sigma/d\varepsilon$ – Taxa de encruamento

ε – Deformação verdadeira

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	19
2 OBJETIVOS	21
2.1 Objetivo Geral	21
2.2 Objetivos Específicos.....	21
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência.....	22
3.2 Microestrutura e processamento de aços TRIP	25
3.2.1 Transformação martensítica induzida por deformação – efeito TRIP	26
3.2.2 Influência dos elementos de liga	29
3.2.3 Transformação bainítica.....	33
3.2.4 Austenita retida	35
3.2.5 Processamento térmico de aços TRIP	40
3.3 Propriedades mecânicas	46
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	53
4.1 Descrição geral do trabalho	53
4.2 Material	54
4.3 Tratamentos térmicos	54
4.4 Caracterização microestrutural	59
4.4.1 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes	62
4.5 Caracterização mecânica	63
4.5.1 Análise do encruamento.....	66
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
5.1 Análise microestrutural	71
5.1.1 Análise por difração de raios – X.....	88
5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes	93
5.2 Análise das propriedades mecânicas	100

5.2.1 Ensaio de dureza.....	100
5.2.2 Ensaio de tração.....	102
5.2.3 Análise do encruamento.....	111
6 CONCLUSÕES	129
REFERÊNCIAS.....	131

1 INTRODUÇÃO

Dentro do contexto de preservação do meio ambiente e restrições no consumo de energia, produtos planos de aços avançados de alta resistência AHSS (*Advanced High Strength Steels*), com propriedades superiores aos aços de elevada resistência convencionais, estão em constante desenvolvimento na indústria automobilística. A motivação para tal desenvolvimento se deve principalmente à tendência atual de redução de peso nos veículos, com o objetivo de minimizar o consumo de combustíveis e, conseqüentemente, a agressão ao meio ambiente. Os aços caracterizados pela ocorrência de transformação martensítica induzida por deformação plástica, denominados TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), são de grande importância dentro dessa categoria de materiais, uma vez que apresentam uma combinação excelente de ductilidade, resistência mecânica e tenacidade. Além disso, possuem propriedades que permitem a utilização de chapas mais finas sem o comprometimento do desempenho do componente.

O equilíbrio adequado de propriedades dos aços TRIP se deve principalmente à combinação dos efeitos que as diferentes fases presentes exercem nesse material, atuando individualmente e ainda considerando a interação de umas com as outras. Nesse caso, a estrutura multifásica compreenderia a presença de ferrita, bainita, martensita e austenita retida. A matriz ferrítica contribui com a ductilidade, a bainita e a martensita com a elevada resistência mecânica e a austenita retida é responsável pelo alongamento uniforme e alta taxa de encruamento devido à transformação martensítica induzida por deformação. Percebe-se que a austenita retida, portanto, é a fase que mais exerce influência no comportamento mecânico do material e sua estabilidade é um parâmetro essencial para a avaliação da intensidade do efeito TRIP que o aço poderá experimentar.

A literatura apresenta diferentes tipos de processamento térmico para a obtenção da microestrutura multifásica típica dos aços TRIP e ainda menciona a importância do emprego de diferentes parâmetros de processamento que influenciariam na estabilização da austenita retida. Uma das rotas de processamento utilizadas consiste no tratamento térmico de duas etapas, envolvendo recozimento intercrítico seguido de austêmpera. Dentro desse contexto, o objetivo do presente trabalho foi avaliar a influência de parâmetros de tratamento térmico, como a temperatura intercrítica e a temperatura e o tempo de austêmpera, na microestrutura

e no comportamento mecânico de um aço TRIP a ser empregado em componentes estruturais de veículos automotivos.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito de determinados parâmetros de processamento térmico na microestrutura e comportamento mecânico de um aço classificado originalmente como TRIP 800, no estado como recebido, e, portanto, com potencial de apresentar efeito TRIP mediante tratamentos distintos.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são:

- avaliar o efeito das temperaturas de recozimento intercrítico e de austêmpera e tempo de transformação isotérmica da bainita na microestrutura de aços TRIP.
- avaliar a influência da microestrutura e da fração volumétrica das fases na dureza, na resistência mecânica e na ductilidade do material após os processamentos térmicos empregados.
- avaliar a influência da microestrutura e da fração volumétrica das fases na capacidade de encruamento do aço após os processamentos térmicos empregados.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência

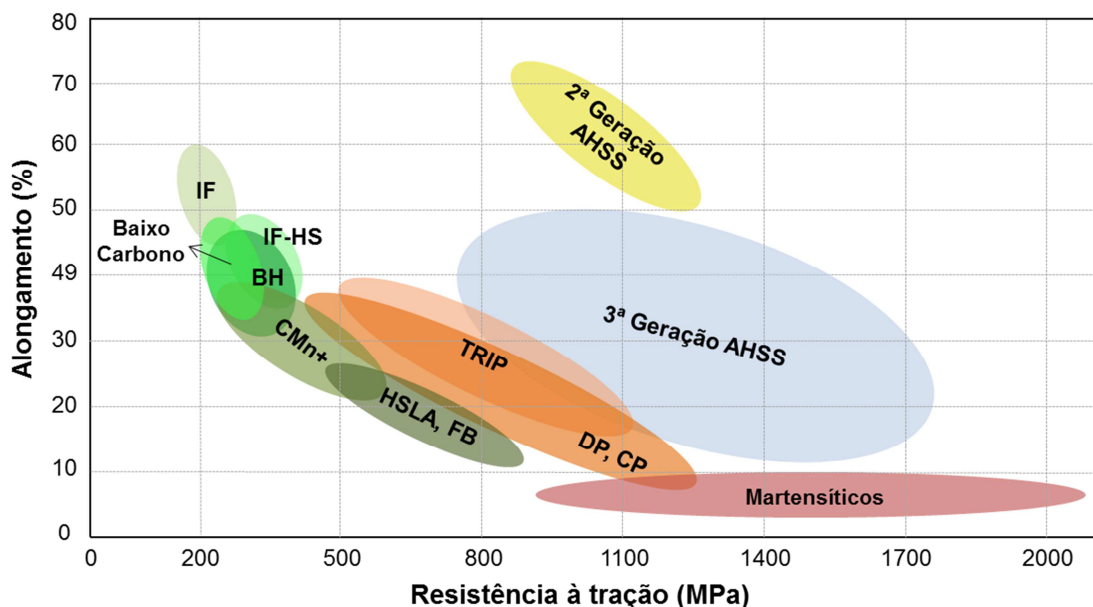
A indústria automobilística possui um papel estratégico no avanço tecnológico da ciência dos materiais por ser um dos setores que exige melhorias contínuas nas propriedades dos aços. Progressos recentes em projetos de veículos envolvem o desenvolvimento de produtos planos de aços com microestruturas que resultam em elevada resistência mecânica aliada a outras propriedades importantes, possibilitando assim a redução de peso dos veículos (FERRER, 2003; KRAUSS, 2015). Questões como o aquecimento global e o esgotamento de combustíveis fósseis promovem a necessidade de maior eficiência energética dos carros, tornando tal redução no peso dos veículos o grande foco da indústria automobilística nos últimos anos. A utilização dos chamados aços avançados de alta resistência AHSS permite a fabricação de chapas de aço de espessura reduzida e com resistência mecânica considerada adequada sendo, portanto, utilizadas em componentes estruturais de automóveis, permitindo redução considerável no peso e a consequente redução no consumo de combustível (ABBASI; RAINFORTH, 2016; JIMENEZ-MELERO et al., 2011).

Esse grupo de materiais surgiu a partir dos chamados aços de alta resistência HSS (*High Strength Steel*), deformáveis a frio e com valores de tensão limite de escoamento variando entre 210 e 550 MPa. Como a maioria dos mecanismos convencionais de aumento de resistência mecânica dos aços traz o inconveniente da baixa ductilidade e a consequente dificuldade no processo de conformação destes materiais, surgiu a necessidade do desenvolvimento de um novo grupo de aços capazes de apresentar elevada resistência mecânica sem que a ductilidade fosse comprometida (BLECK; PHU-ON, 2009), levando assim aos aços AHSS.

Os aços avançados de alta resistência podem ser classificados em três gerações de materiais. A primeira geração compreende os aços de matriz geralmente ferrítica, como os aços bifásicos DP (*Dual Phase*), os aços de fases complexas CP (*Complex Phase*), os aços ferrítico-bainíticos, os aços martensíticos e os aços assistidos pelo efeito TRIP, enquanto na segunda geração entram os aços com maior fração de austenita, como os aços que apresentam plasticidade induzida

por maclação TWIP (*Twining Induced Plasticity*) (KHAN, PERVEZ, QAMAR, 2016). A terceira geração, por sua vez, pode ser considerada como um avanço no desenvolvimento de chapas de aço com o equilíbrio de elevada resistência mecânica e ductilidade, por meio da combinação de vários mecanismos de aumento de resistência, como endurecimento por solução sólida e por precipitação, refino de grão, envelhecimento por deformação e efeitos TRIP e TWIP. A terceira geração de AHSS une as vantagens da microestrutura multifásica, presente nos aços da primeira geração, com os efeitos da elevada fração de austenita retida, característica dos aços de segunda geração (GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012). Muitos mapas de materiais, que relacionam duas ou mais propriedades que os materiais podem apresentar, são utilizados para evidenciar a posição ótima, em termos de combinação de propriedades, que os AHSS ocupam. No diagrama da Figura 1, que relaciona alongamento e resistência à tração, verifica-se a posição vantajosa da terceira geração dos AHSS (FONSTEIN, 2015).

Figura 1: Diagrama de equilíbrio Alongamento – Resistência à tração para aços utilizados na indústria automobilística e uma perspectiva para os AHSS da 3ª Geração.

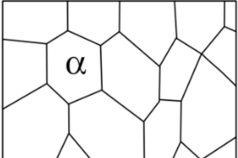
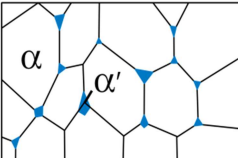
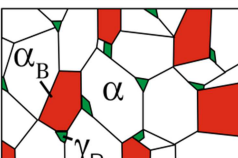


Fonte: FONSTEIN, 2015 (adaptado).

As atrativas propriedades mecânicas dos AHSS se devem à microestrutura heterogênea e complexa que apresentam, com a presença de diferentes fases. O comportamento destes aços é determinado por suas características microestruturais, como morfologia e propriedades intrínsecas de cada fase, bem como a interação

entre uma fase e outra (SRIVASTAVA et al., 2015). Aços constituídos de mais de uma fase podem, por exemplo, possuir uma matriz com microestrutura relativamente macia, garantindo a boa ductilidade e resistência ao impacto do material, e uma segunda fase de elevada dureza, que seria responsável pela alta resistência mecânica (BLECK; PHIU-ON, 2009). Na Figura 2 é apresentado um esquema evidenciando os parâmetros que irão exercer influência nas propriedades finais do material de acordo com as diferentes fases presentes, bem como exemplos de aços utilizados em veículos automotivos que poderiam ser associados a cada situação.

Figura 2: Características microestruturais que influenciam nas propriedades de aços empregados na indústria automotiva.

Tipo de aço	Microestrutura	Parâmetros que influenciam nas propriedades	Fases presentes
Única fase (aço <i>Interstitial free IF</i>)		- Tamanho de grão - Morfologia dos grãos	α = ferrita
Duas fases (aços DP)		- Tamanho de grão - Frações volumétricas - Composição química local	α = ferrita α' = martensita
Multifásico		- Tamanho de grão - Frações volumétricas - Composição química local - Estabilidade da austenita	α = ferrita α_B = ferrita bainítica γ_R = austenita retida

Fonte: BLECK; PHIU-ON, 2009 (adaptado).

Os materiais mais conhecidos da categoria de aços AHSS são os aços DP e os aços TRIP (FERRER, 2003; LATYPOV et al., 2016). Essas ligas ferrosas são reconhecidas pelo bom equilíbrio de ductilidade e resistência mecânica e pelo alto potencial de absorção de energia no impacto, o que os tornam atrativos para aplicações em componentes submetidos a carregamento dinâmico, situação comum em automóveis (PERELOMA et al., 2007). O potencial de absorção de energia no impacto é um fator de grande importância no que diz respeito à maior segurança dos automóveis. A demanda por carros mais seguros por parte dos consumidores motiva o desenvolvimento de testes e novos padrões que certamente influenciam o projeto da estrutura dos automóveis, especialmente os materiais utilizados (KEELER;

KIMCHI, 2014). Projetos recentes de automóveis têm enfatizado cada vez mais a segurança dos passageiros durante uma colisão e a maioria dos carros têm alcançado classificações elevadas em simulações de impacto ou *crash tests* (DE COOMAN; KIM, 2011). Neste cenário, um dos focos dos projetos de carroceria de automóveis é a utilização de materiais com propriedades e características microestruturais capazes de melhorar o desempenho em *crash tests*, como os aços TRIP que, devido à presença de austenita retida e ao efeito TRIP, apresentam elevada absorção de energia no impacto. A transformação da austenita em martensita induzida por deformação plástica eleva a taxa de encruamento do material, levando à maior absorção de energia. Além disso, o consequente aumento no volume específico pode ajudar a impedir a propagação de trincas, contribuindo também com a resistência ao impacto (CHIANG et al., 2011).

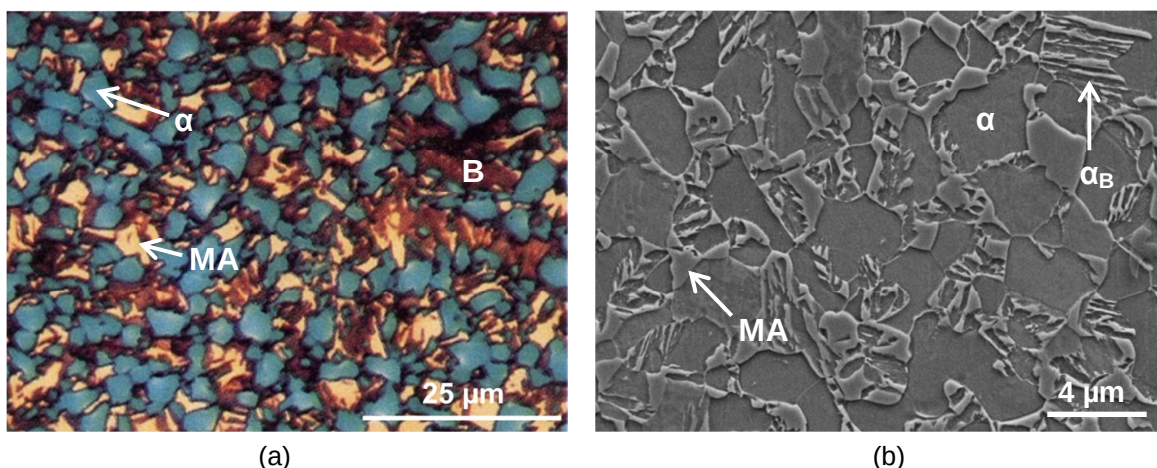
Percebe-se que a tendência atual é o desenvolvimento de aços com propriedades ainda melhores e custos mais competitivos quando comparados aos exemplares convencionais da categoria de AHSS. Nesse caso, o foco principal é na microestrutura destes materiais, aumentando a fração volumétrica de austenita retida e de constituintes de elevada dureza, garantindo assim as combinações de propriedades almejadas (GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012).

3.2 Microestrutura e processamento de aços TRIP

Os aços assistidos pelo efeito TRIP são caracterizados por apresentarem uma microestrutura multifásica, constituída por ferrita, bainita, martensita e frações de austenita retida, que dependem tanto da composição química como do processamento térmico específico ao qual o aço é submetido (BLONDE et al., 2014).

Na Figura 3 são mostradas, como exemplos, micrografias de dois aços TRIP distintos cujas imagens foram obtidas a partir de microscopia óptica (MO) e de microscopia eletrônica de varredura (MEV) (MATSUMURA; SAKUMA; TAKECHI, 1987; YI; CHEN; BHADESHIA, 2014). No caso da primeira, considerando o reagente químico empregado, a ferrita α é identificada como o constituinte em coloração azul, a bainita B marrom e a martensita agregada à austenita retida MA aparece com coloração amarelo claro. Para a imagem obtida por MEV, a martensita e a austenita retida em conjunto são identificadas como MA, a ferrita como α e a ferrita bainítica como α_B .

Figura 3: Exemplos de microestruturas multiconstituídas características dos aços TRIP.



(a): MO - reagente Bandoh. (b): MEV – reagente Nital 3%.

α : ferrita, α_B : ferrita bainítica, B: bainita, MA: martensita + austenita retida.

Fonte: MATSUMURA; SAKUMA; TAKECHI, 1987; YI; CHEN; BHADSHIA, 2014 (adaptado).

3.2.1 Transformação martensítica induzida por deformação – efeito TRIP

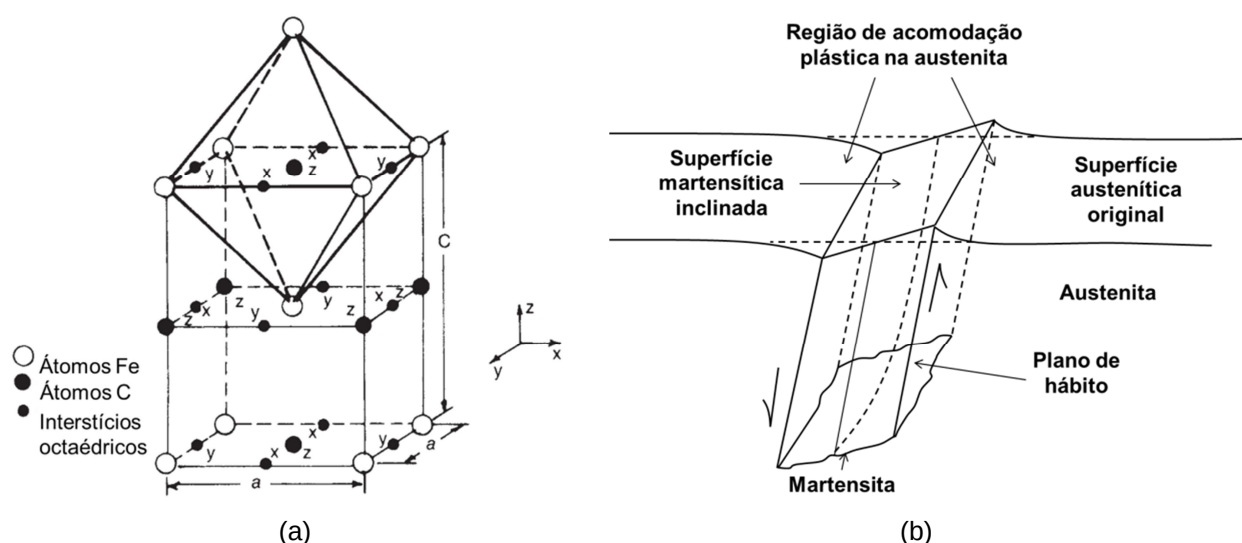
A transformação martensítica se trata de uma transformação displaciva que ocorre em temperaturas nas quais a difusão é impossibilitada dentro da escala de tempo do processo. Dessa forma, essa transformação não está associada a uma mudança de composição química, e o produto formado tem, portanto, exatamente a mesma composição da austenita, fase a partir da qual a martensita se originou. O mecanismo de transformação envolvido é o movimento cooperativo dos átomos, caracterizando uma mudança na estrutura cristalina do material (COLPAERT, 2008; KRAUSS, 2015). Para que a difusão dos átomos de carbono seja impedida, a força motriz para a transformação martensítica é um super resfriamento, ou seja, tal transformação ocorre após o resfriamento rápido até uma determinada temperatura, suficientemente baixa, denominada temperatura de início da transformação martensítica (M_i) (CHATTERJEE, 2006; COLPAERT, 2008).

A martensita tem como característica principal a elevada dureza, que se deve basicamente à sua morfologia e ao excesso de átomos de carbono. Quanto à morfologia, a alta resistência mecânica desse constituinte é proveniente das barreiras ao deslizamento provocadas pela estrutura interna de maclas paralelas, quando a martensita se apresenta em placas; ou da elevada densidade de discordâncias no interior da martensita, quando esta apresenta morfologia em blocos. O excesso de átomos de carbono, por sua vez, provoca distorção na rede

cristalina, dificultando assim a movimentação de discordâncias e contribuindo para o aumento da resistência do constituinte (DIETER, 1981).

Na Figura 4 são mostradas representações esquemáticas da estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) característica da martensita e um do mecanismo de deformação na rede cristalina associado à transformação.

Figura 4: Martensita – estrutura cristalina e mecanismo de formação.



(a): Estrutura cristalina da Martensita; (b): esquema representando a transformação martensítica.

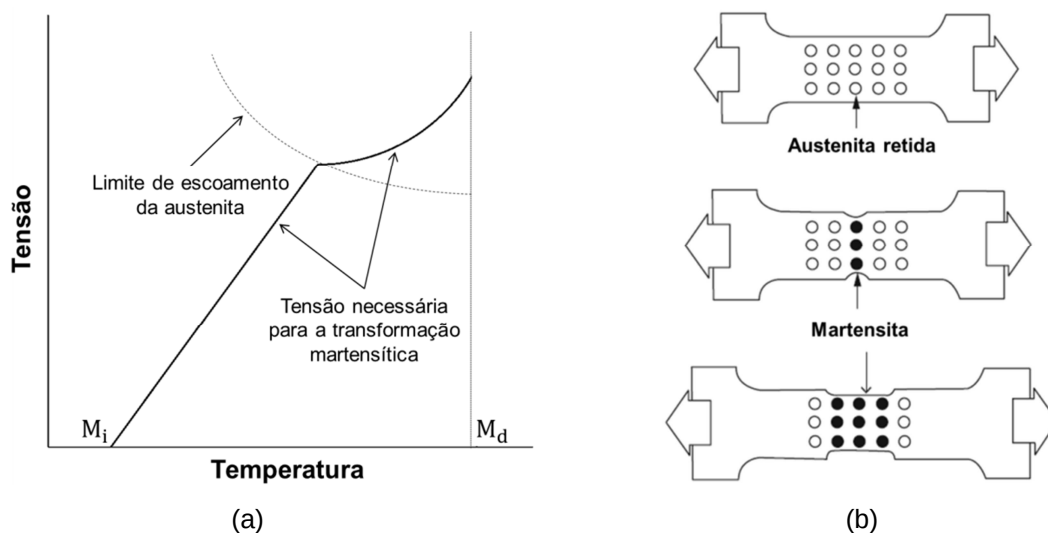
Fonte: KRAUSS, 2015.

Quando um esforço externo é aplicado é possível que a transformação martensítica também ocorra em temperaturas acima de M_i . Esse esforço compensa a insuficiência na força motriz para a transformação em temperaturas que não sejam suficientemente baixas. Quanto mais alta a temperatura, maior a magnitude do esforço requerido para a transformação (CHATTERJEE, 2006). O limite de escoamento da austenita, entretanto, reduz com o aumento da temperatura, e quando a tensão necessária para a transformação martensítica supera a tensão de escoamento da austenita, ocorre a deformação plástica. Essa deformação promove o surgimento de novas discordâncias, que fornecem sítios de nucleação mais potentes, elevando assim a temperatura de início da transformação martensítica (LOEWY et al., 2016). Dessa forma, a nucleação da martensita é induzida por deformação, ou seja, a natureza da transformação martensítica, nesse momento, se altera de assistida por tensão para induzida por deformação. Isso ocorre até uma determinada temperatura denominada M_d , na qual a transformação martensítica

induzida por deformação é suprimida (CHATTERJEE, 2006; FERRER, 2003). Essas observações estão representadas esquematicamente no gráfico da Figura 5 (a).

A transformação martensítica induzida por deformação caracteriza o chamado efeito TRIP, originalmente proposto por Zackey e Parker nos anos 60, quando observaram que aços austeníticos após processamentos térmicos e mecânicos exibiam alta densidade de discordâncias e carbonetos finamente dispersos, além de elevadas resistência mecânica e ductilidade, devido à formação de martensita induzida por deformação (FIGUEIREDO et al., 2015). A transformação localizada de austenita em martensita provoca um endurecimento na região do material onde ocorre a transformação, impedindo a concentração de tensão na região e retardando a estricção, como é apresentado na Figura 5 (b). Esse comportamento se repete nas regiões adjacentes bem como no material como um todo, garantindo as elevadas taxas de encruamento que possibilitam o bom alongamento uniforme de aços TRIP. O efeito TRIP favorece a elevada resistência mecânica do aço tanto pela formação de martensita, fase de maior dureza, como pelo surgimento de discordâncias em torno da dessa como resultado da expansão volumétrica que ocorre durante a transformação da austenita em martensita. (BHATTACHARYYA et al., 2011; FONSTEIN, 2015).

Figura 5: Transformação martensítica induzida por deformação.



- (a): Relação entre a tensão e a temperatura para a transformação martensítica. M_i : Temperatura de início da transformação martensítica; M_d : Temperatura em que a transformação martensítica induzida por deformação é suprimida;
 (b): Representação do efeito TRIP. Os círculos escuros indicam a região onde a austenita se transformou em martensita.

Fonte: CHATTERJEE, 2006; FONSTEIN, 2015.

Percebe-se assim que a transformação martensítica pode ser induzida tanto pelo super resfriamento como pela aplicação de esforço externo ou deformação plástica. A diferença é que o crescimento da fase martensítica por ativação térmica, ou seja, devido ao resfriamento rápido, não apresenta orientação preferencial dos planos de hábito, enquanto a martensita formada a partir da aplicação de tensão ou deformação é caracterizada por possuir uma microestrutura orientada (ZIETEK; MRÓZ, 2016).

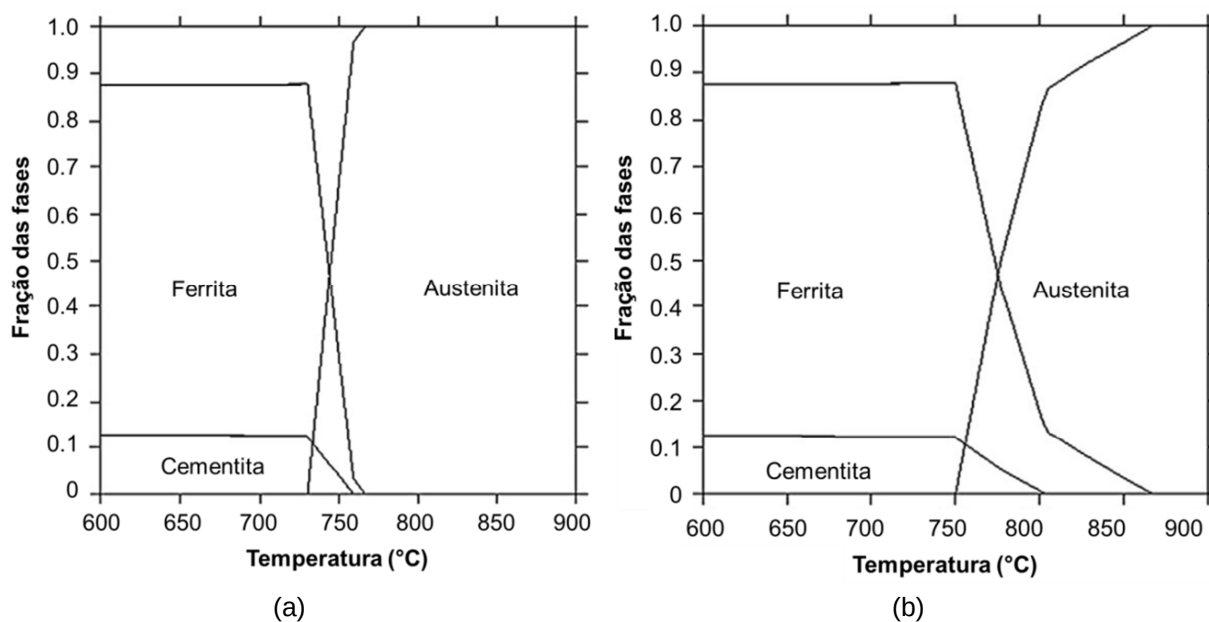
3.2.2 Influência dos elementos de liga

Alguns elementos químicos são de grande importância nos aços TRIP. O carbono é tido como um dos mais relevantes por desempenhar papel fundamental no grau de efeito TRIP que o aço poderá apresentar. A concentração de carbono na austenita retida é um dos principais fatores que favorecem a estabilização dessa fase, ou seja, a austenita rica em carbono apresenta-se mais resistente à transformação induzida por deformação. Se os grãos de austenita possuem baixa concentração de carbono, a austenita se transforma em martensita em baixos níveis de deformação. É necessária uma concentração suficientemente alta para permitir que a austenita se mantenha estável até que sejam atingidos altos graus de deformação, garantindo elevados valores de alongamento (CHIANG et al., 2011).

Elementos de liga como silício e manganês estão relacionados à cinética das transformações de fase e também à estabilidade da austenita. Como o silício apresenta baixa solubilidade na estrutura cristalina da cementita, este elemento atua impedindo a precipitação de cementita durante a transformação bainítica, resultando na formação de bainita de baixo teor de carbono, o que ocasiona o enriquecimento com carbono da austenita remanescente (KRAUSS, 2015; PODDER; BHADESHIA, 2010; MIN et al., 2016). Se o teor de silício for muito elevado, entretanto, poderá ocorrer a formação de óxidos na superfície, o que pode influenciar negativamente a galvanização, etapa comum na produção de chapas de aços empregadas na indústria automobilística. Uma solução proposta para este problema é a substituição parcial do silício pelo alumínio. O alumínio, assim como o silício, possui baixa solubilidade na cementita e atua retardando a cinética de formação desta fase. A vantagem é que o alumínio facilita a etapa de galvanização do material por meio da formação da camada de passivação na superfície, prevenindo assim a formação de

óxidos de silício ou manganês e regiões de baixa aderência. Além disso, o alumínio apresenta-se como um elemento de liga importante em aços TRIP por acelerar a formação de bainita (PARK et al., 2015a; BHATTACHARYYA et al., 2011; PERELOMA et al., 2007). Neste contexto, o trabalho de Seol et al. (2012) ilustra a influência da razão Si:Al na estabilidade das fases e, consequentemente, no processamento térmico de aços TRIP. Nos diagramas da Figura 6 são mostradas as frações volumétricas das fases em equilíbrio de acordo com a temperatura, em função da razão Si:Al. Analisando os diagramas, percebe-se que a redução da razão Si:Al de 3:1 para 1:3 provoca uma elevação na temperatura A_1 de 730°C para 765°C, e um aumento ainda mais acentuado na temperatura A_3 de 760°C para 865°C. Dessa forma, maior teor de alumínio resulta em uma fração volumétrica de ferrita maior, o que pode auxiliar na estabilização da austenita devido à rejeição do carbono da ferrita para esta fase (SEOL et al., 2012).

Figura 6: Influência da razão Si:Al nas fases em equilíbrio em função da temperatura.



(a): Razão Si: Al de 3:1; (b): Razão Si:Al de 1:3.

Fonte: SEOL et al., 2012.

Quando a adição de silício ou alumínio necessita ser limitada, é comum a utilização de fósforo. Adições de menos de 0,1% em massa já são suficientes para evitar a precipitação de cementita. É importante ressaltar, porém, que adição de fósforo só promove os benefícios de retenção da austenita retida quando é utilizada em conjunto com o silício e o alumínio. Além disso, se for utilizada uma quantidade

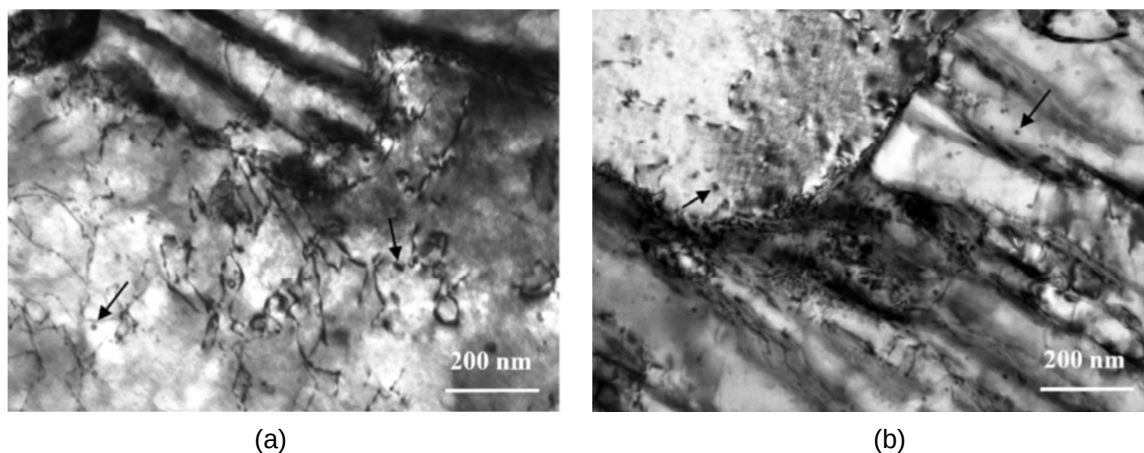
excessiva de fósforo, este pode segregar para os contornos de grão, influenciando negativamente na ductilidade e na tenacidade do material (BLECK; FREHN; OHLERT, 2001).

O manganês, por sua vez, atua elevando a temperatura de decomposição da austenita e a solubilidade do carbono nesta fase, dessa forma, o aumento no teor de manganês aumenta a estabilidade térmica da austenita (CAI et al., 2016; FERRER, 2003). A adição de até 12% em peso de manganês vem sendo uma das estratégias para a obtenção de aços de matriz bainítica com elevada fração volumétrica de austenita retida (GRAJCAR; KUZIAK; ZALECKI, 2012). Nesse contexto, muitos autores têm encontrado elevadas proporções de austenita retida em aços de médio manganês assistidos pelo efeito TRIP (LI et al., 2016). Entretanto, para que o máximo de fração volumétrica de austenita retida seja alcançado, maiores tempos de encharque na faixa de transformação bainítica são requeridos, bem como taxas de resfriamento menores. A estabilidade da austenita retida não se altera, entretanto, utilizando esse processamento otimizado, o aumento do teor de manganês permite maior fração volumétrica desse constituinte (SAKUMA et al., 1991).

No desenvolvimento dos aços com efeito TRIP, em alguns casos, é realizada a adição de baixos teores de elementos como nióbio e vanádio, com o objetivo de obter endurecimento por precipitação (XIE et al., 2016). O nióbio, especialmente, influencia na transformação da austenita em ferrita e em bainita e, consequentemente, na fração volumétrica e estabilidade da austenita retida. Quando combinado com carbono e nitrogênio, o nióbio forma carbonitreto de dimensões reduzidas que retardam a recristalização e atuam como obstáculos ao crescimento de grão, resultando no aumento da resistência mecânica do material (BLECK; FREHN; OHLERT, 2001). Observações feitas por Abbasi e Rainforth (2016) sugerem que carbonitreto de vanádio exercem o mesmo efeito. Esses autores verificaram a presença de carbonitreto de vanádio precipitados nos emaranhados de discordâncias em aços TRIP microligados que apresentaram também maiores valores de limite de escoamento, sugerindo que tais partículas impedem a ocorrência de recuperação das discordâncias, contribuindo assim para o aumento da resistência mecânica do material. Na Figura 7 são apresentadas micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET), retiradas do trabalho de

Abbasi e Rainforth (2016), nas quais é possível verificar a presença destes carbonitreto nos emaranhados de discordâncias.

Figura 7: Micrografias obtidas por MET revelando a presença de discordâncias e precipitados de carbonitreto de vanádio.



(a) e (b): Precipitados de carbonitreto de vanádio indicados por setas.

Fonte: ABBASI; RAINFORTH, 2016.

Na Tabela 1 são apresentadas composições químicas características de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP. Percebe-se que, ainda que o carbono seja o elemento pelo qual as transformações de fase são mais fortemente influenciadas, o teor deste elemento é limitado a um máximo de 0,30% devido a algumas exigências, como a soldabilidade do material (FERRER, 2003). Quando o teor de carbono excede o recomendado, os processos de soldagem podem ser dificultados uma vez que, devido ao ciclo térmico do processo, poderá ocorrer a formação de estruturas martensíticas duras e frágeis (MAZZAFERRO et al., 2009).

Tabela 1: Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP (%).

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-P	0,15	2,00	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,60	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,50	0,60	-	-	-	0,06

Fonte: FERRER, 2003.

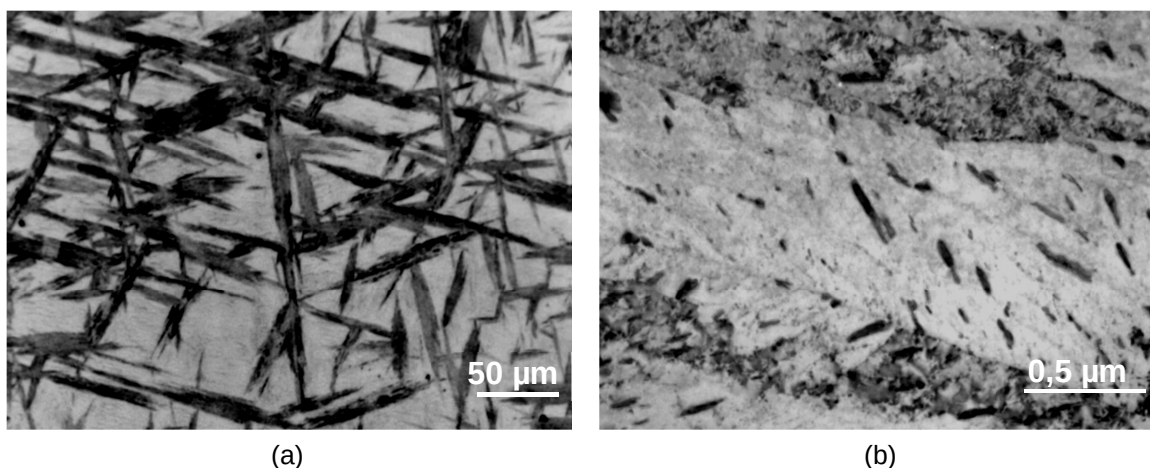
3.2.3 Transformação bainítica

Na etapa de tratamento isotérmico, comum no processamento de aços TRIP, ocorre a transformação da austenita em bainita, constituinte formado em uma faixa de temperatura intermediária à temperatura de formação da perlita e a temperatura de formação da martensita, e constituído de agregados de ferrita e cementita (PERRICONE, 2004). A bainita pode apresentar microestruturas com diferentes morfologias. Existem, entretanto, duas configurações principais identificadas por Mehl em 1939 como bainita superior e inferior, de acordo com a temperatura de formação da estrutura (KRAUSS, 2015). Segundo Colpaert (2008), a bainita superior se forma em faixas de temperatura logo abaixo da faixa de temperatura de formação da perlita, e se apresenta, morfologicamente, como ripas de cristais de ferrita paralelas entre si com carbonetos entre os cristais. A bainita inferior, por sua vez, é formada em temperaturas mais baixas que a superior, e se apresenta como placas de ferrita longas, não paralelas, com morfologia acicular, similar à martensita.

Bhadeshia (2001), entretanto, define a morfologia tanto da bainita superior como da inferior como agregados de placas de ferrita separadas por martensita, cementita ou austenita não transformada. Tais agregados de placas são denominados feixes, e as placas dentro de cada feixe são subunidades, conectadas em três dimensões e compartilhando a mesma orientação cristalográfica. Segundo o autor, o que difere a bainita superior da inferior são as subunidades. Em temperaturas mais baixas, próximas à temperatura de início da transformação martensítica, as subunidades apresentam-se como placas não paralelas. Em temperaturas mais elevadas, estas possuem morfologia de ripas paralelas entre si, e se apresentam mais longas ao longo da direção de maior empacotamento da ferrita. Na Figura 8 são apresentadas uma micrografia obtida por microscopia óptica revelando feixes de bainita inferior (a) e uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão revelando as subunidades da bainita inferior (b).

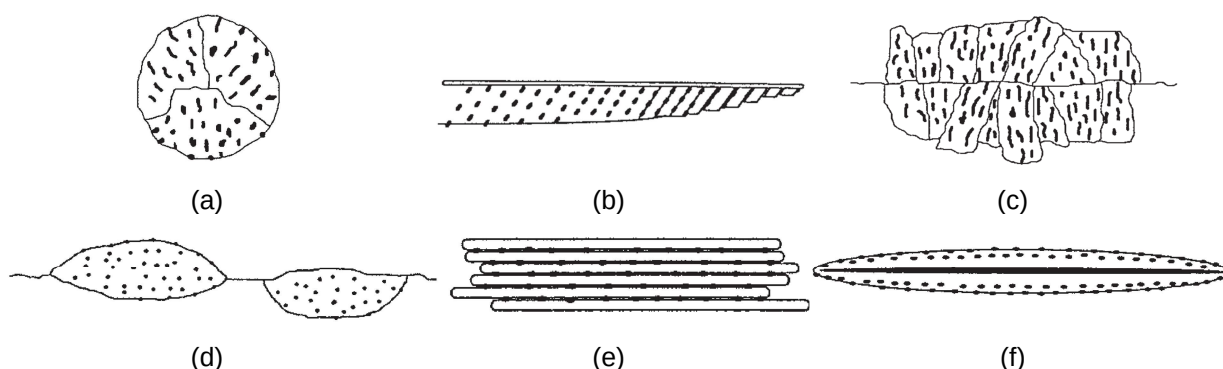
Ainda que bainita superior e inferior sejam as morfologias mais comuns apresentadas por este constituinte, é possível identificar seis morfologias características do agregado ferrita e cementita que pode ser considerado bainita. Tais possíveis morfologias estão representadas esquematicamente na Figura 9 (KRAUSS, 2015).

Figura 8: Micrografias revelando feixes e subunidades de bainita inferior.



(a): MO - bainita inferior; (b): MET - subunidades de bainita inferior.
Fonte: BHADSHIA, 2001.

Figura 9: Diferentes morfologias características da bainita.



Regiões brancas: ferrita; regiões pretas: cementita. (a): bainita nodular; (b): bainita inferior; (c): bainita colunar; (d): bainita alotriomórfica de contorno de grão; (e): bainita superior; (f): bainita inversa.
Fonte: KRAUSS, 2015 (adaptado).

Em alguns aços, como os de elevado teor de silício, a precipitação de cementita na bainita pode ser completamente suprimida, resultando na formação de ferrita com morfologia em ripas, cuja cinética de transformação é idêntica à da formação da bainita superior (PERRICONE, 2004), sendo comumente denominada ferrita bainítica (SAKUMA; MATSUMURA; TAKECHI, 1991). Na ausência de precipitação de carbonetos, a transformação bainítica para, uma vez que não há força motriz suficiente para o crescimento difusional. A ferrita bainítica tem um mecanismo de crescimento adifusional e o carbono em excesso particiona para a austenita, que se estabiliza, devido ao aumento da concentração desse elemento, e fica retida ao redor das placas de ferrita bainítica (BHADSHIA, 2007; PERRICONE, 2004; PODDER; BHADSHIA, 2010). Como a austenita remanescente se torna mais estável, a transformação bainítica é impedida de ocorrer, o que sugere que o

máximo de transformação bainítica possível de ser alcançado será determinado pela composição química da austenita residual (REES; BHADSHIA,1992).

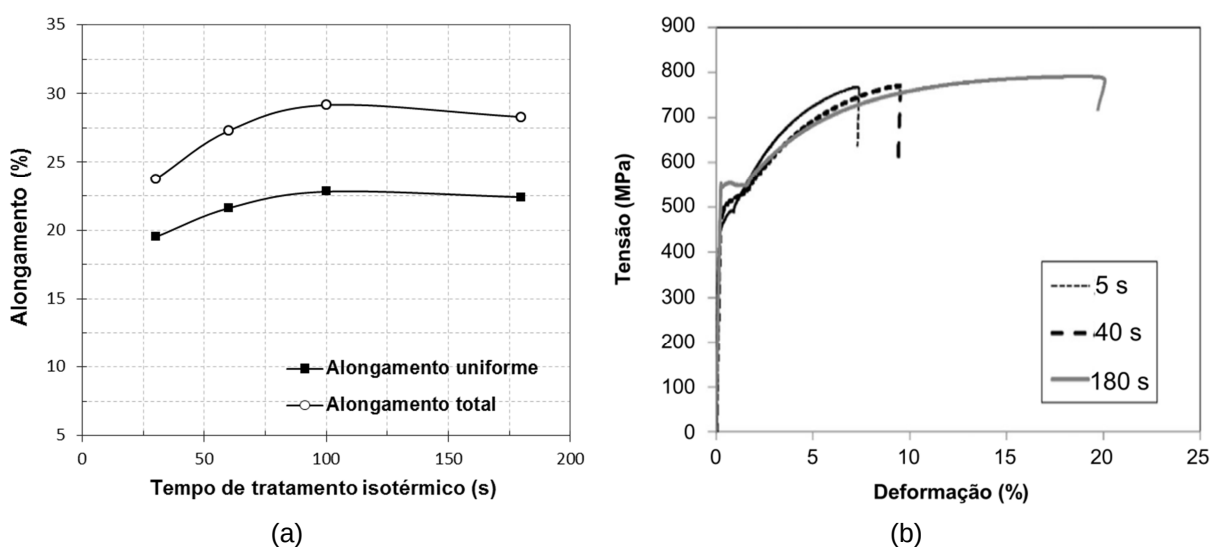
Esse mecanismo de transformação bainítica com a precipitação de carbonetos suprimida tem um papel importante no processo de produção de aços TRIP por se tratar de um mecanismo que irá favorecer a retenção de austenita na microestrutura do material. A presença de austenita retida na microestrutura dos aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP se deve, dentre outros fatores, ao fenômeno de reação incompleta associado à transformação bainítica, já que na ausência de precipitação de carbonetos, o carbono em excesso migra para a austenita, tornando-a estável (CHATTERJEE, 2006). Nesse contexto, Fonstein (2015) afirma que a etapa crítica do processamento térmico dos aços TRIP é o tempo de permanência do material na temperatura de transformação bainítica. O termo metalúrgico denominado para essa etapa de tratamento isotérmico é austêmpera e a faixa de temperatura utilizada varia tipicamente de 325 a 475°C. Com o aumento da temperatura de austêmpera ocorre um aumento na fração volumétrica de bainita. Maiores tempos de tratamento isotérmico, por sua vez, aumentam o alongamento total dos aços, como apresentado no gráfico da Figura 10 (a). Esse aumento no alongamento total pode ser atribuído ao enriquecimento de uma fração significativa da austenita retida com carbono. Tal explicação está de acordo com os resultados obtidos no trabalho de Abbasi e Rainforth (2016), os quais apresentam um aumento no teor médio de carbono da austenita com o tempo de austêmpera, conforme valores apresentados na Tabela 2. Verifica-se também, nas curvas tensão x deformação da Figura 10 (b), que ocorre um aumento progressivo no alongamento uniforme do aço TRIP com o aumento do tempo de austêmpera.

3.2.4 Austenita retida

A estabilidade da austenita retida é uma variável importante a ser considerada no processamento de aços assistidos pelo efeito TRIP. Essa estabilidade pode ser entendida como o resultado de fatores térmicos e mecânicos. A estabilidade térmica se refere à habilidade da austenita em resistir à transformação de fase durante as etapas de resfriamento no processamento térmico. A estabilidade mecânica, por sua vez, está associada ao grau de resistência à deformação da austenita à temperatura ambiente, ou seja, à capacidade de resistir

à transformação martensítica durante a deformação (KAMMOUNI et al., 2009). Como mencionado anteriormente, o efeito TRIP depende fortemente da fração de austenita retida presente no material e da estabilidade dessa fase à transformação induzida por deformação. Ou seja, é a estabilidade mecânica que define a intensidade do efeito TRIP. Se o nível de tensão necessário para a transformação de fase for muito baixo ou muito alto, o efeito TRIP é minimizado (BHATTACHARYYA et al., 2011; KAMMOUNI et al., 2009).

Figura 10: Efeito do tempo de austêmpera no alongamento de aços assistidos pelo efeito TRIP.



(a): Aumento no alongamento de um aço (0,16 C – 1,6 Mn – 1,5 Si) com o aumento no tempo de austêmpera a 400°C; (b): Curva tensão x deformação para diferentes tempos de austêmpera a 460°C de um aço TRIP microligado ao vanádio.

Fonte: FONSTEIN, 2015; ABBASI; RAINFORTH, 2016.

Tabela 2: Fração volumétrica de austenita retida e percentual de carbono nesta fase.

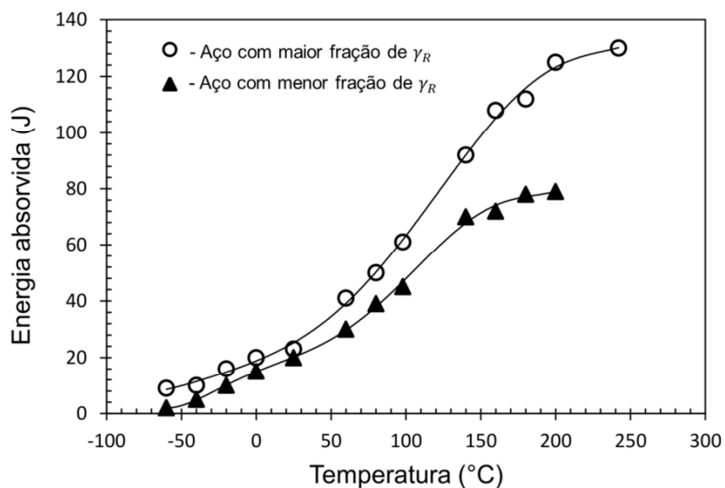
Tempo de austêmpera (s)	Fração volumétrica de γ_R (%)	Teor de carbono na γ_R (%)
5	9,4	1,212
10	10,7	1,258
30	5,8	1,270
60	8,7	1,279
120	8,9	1,326
180	8,9	1,407

Fonte: ABBASI; RAINFORTH, 2016.

Tanto a estabilidade térmica quanto a estabilidade mecânica da austenita dependem fortemente de suas características, como fração volumétrica, tamanho de

grão, morfologia e teor de carbono, sendo estas duas últimas as que exercem ainda mais influência (TJAHJANTO et al., 2007; TJAHJANTO et al., 2011; PERELOMA et al., 2007; KAMMOUNI et al., 2009; DE DIEGO-CALDERÓN et al., 2015). Neste contexto, Abbasi e Rainforth (2016) observaram que a morfologia em filmes da austenita, durante sua decomposição em bainita, favorece maior concentração de carbono ao longo da região devido à redução da distância de penetração do carbono por difusão. Maiores teores de carbono na austenita, por sua vez, inibem a transformação martensítica na etapa final de têmpera e levam à retenção da austenita com morfologia de filme na microestrutura. Similarmente, Kammouni et al. (2009) observaram que a austenita cuja morfologia se apresenta em grãos maiores possui menor teor de carbono devido à maior dificuldade de difusão desse elemento em maiores distâncias. Quanto à estabilidade mecânica, Abbasi e Rainforth (2016) ainda observaram que a austenita com morfologia de filme e elevado teor de carbono é responsável por aumentar significativamente o alongamento uniforme de aços TRIP, resultado da maior resistência da austenita à transformação martensítica induzida por deformação. Xie et al. (2016) apontam ainda que essa austenita retida com morfologia em filmes contribui fortemente para a tenacidade em baixas temperaturas. Na Figura 11 é apresentado um gráfico obtido por ensaio de impacto Charpy de dois aços contendo diferentes teores de austenita retida. Verifica-se que o aço com maior fração volumétrica de austenita retida apresenta maior capacidade de absorção de energia no impacto, mesmo em baixas temperaturas, do que o aço com menor fração de austenita retida.

Figura 11: Resultados de ensaios de impacto para aços com diferentes proporções de γ_R .



Fonte: MATLOCK; KRAUSS; SPEER, 2001 (adaptado).

No trabalho de Xiong et al. (2013), no qual foram estudados aços TRIP produzidos pelo tratamento térmico de têmpera e partição, pode-se verificar também essa análise da influência do teor de carbono e morfologia da austenita retida na sua estabilidade térmica e mecânica. Analisando inicialmente a influência do teor de carbono na estabilidade térmica da austenita retida, Xiong et al. (2013) mostram que no cálculo da temperatura de início da transformação martensítica, quanto maior é o teor de carbono, a transformação martensítica se inicia em temperaturas mais baixas, ou seja, mesmo após resfriamentos bruscos verifica-se a presença de austenita no aço. Essa relação é mostrada na Equação 1 (MAHIEU et al., 2002 apud XIONG et al., 2013).

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

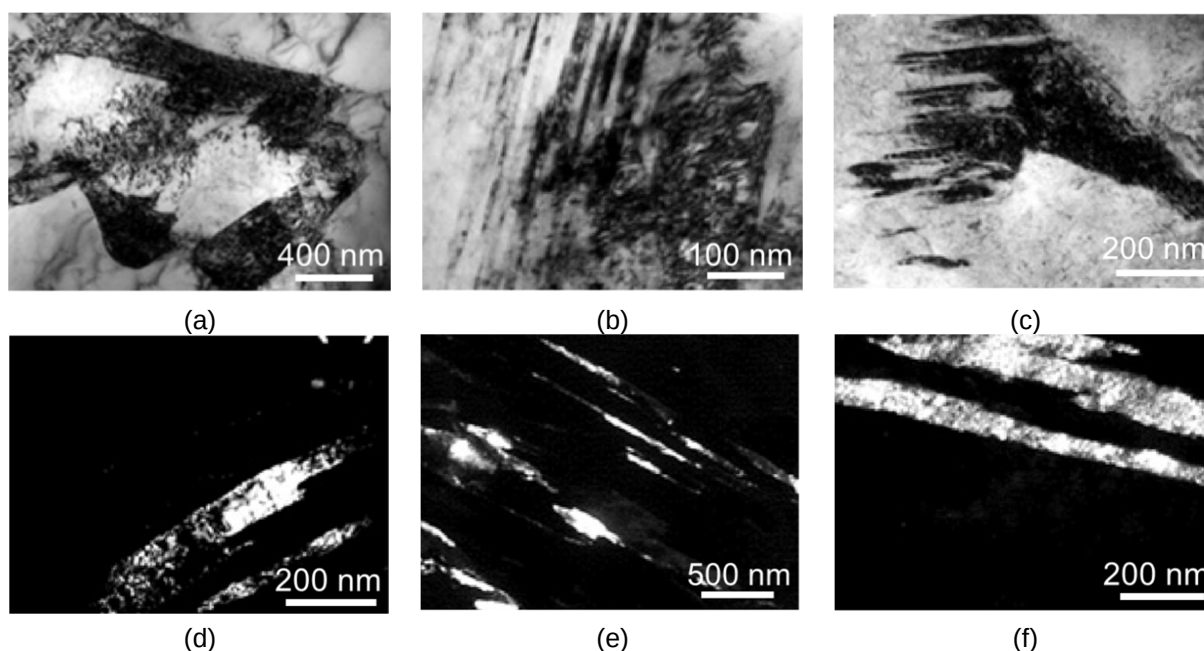
Equação 1

Quanto à estabilidade mecânica, Xiong et al. (2013) observaram também que a austenita retida com morfologia em filmes é mais estável que aquela com morfologia em blocos. A Figura 12 mostra a evolução da austenita retida em blocos e em filmes com o aumento do percentual de deformação ao qual a amostra foi submetida. Os autores observaram que com uma magnitude de deformação de apenas 2%, a austenita retida com morfologia em blocos inicia a transformação martensítica (Figura 12(b)), e com 12% de deformação, esta já está totalmente transformada (Figura 12(c)). A austenita com morfologia em filmes, por sua vez, ainda estava presente mesmo com 12% de deformação (Figura 12(f)).

Entretanto, diferentemente do que foi analisado nos trabalhos citados anteriormente (ABBASI; RAINFORTH, 2016; KAMMOUNI et al., 2009), Xiong et al. (2013) afirmam que a austenita retida com morfologia em filmes teria baixo teor de carbono e aquela com morfologia em blocos, elevado teor de carbono, o que mostraria que o fator preponderante na estabilidade mecânica da austenita é sua morfologia e não sua composição química. Os autores explicaram essa observação com base nas fases localizadas ao redor da austenita retida: a austenita cuja morfologia apresentava-se em blocos era circundada por grãos de ferrita, enquanto a austenita em filmes era circundada por ripas de martensita. Como a solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa, esse se difunde para a austenita em blocos, tornando-a com maior teor de carbono do que a austenita em filmes, que é circundada por martensita, estrutura que permite maior concentração de carbono.

Essa explicação, entretanto, não considera o fato de que no tratamento de têmpera e partição, a partir do qual o material estudado foi produzido, existe uma etapa de reaquecimento após a têmpera, denominada partição. Nessa etapa, o aumento da temperatura permite maior mobilidade dos átomos de carbono e, conseqüentemente, o enriquecimento da austenita retida (MIN et al., 2016). Uma vez que a martensita, adjacente à austenita com morfologia em filmes, é uma solução supersaturada de carbono, este irá se difundir durante a etapa de partição, elevando o teor de carbono da fase austenítica.

Figura 12: Análise da influência da morfologia da γ_R estabilidade mecânica desta fase.



(a): γ_R com morfologia em blocos; 0% de deformação. (b): γ_R transformada; 2% de deformação. (c): γ_R transformada; 12% de deformação.

(d): γ_R com morfologia em filmes; 0% de deformação. (e): γ_R com morfologia em filmes; 2% de deformação. (f): γ_R com morfologia em filmes; 12% de deformação.

Fonte: XIONG et al., 2013.

No trabalho de Park et al. (2015b), resultados obtidos por meio da técnica de tomografia atômica revelam que a austenita retida cuja morfologia se apresenta em filmes de fato possui maior teor de carbono que a austenita em grãos maiores. Os autores observaram que os filmes de austenita retida possuem teor médio de carbono cerca de 25% maior do que a austenita com morfologia em blocos, o que é explicado pelo menor caminho de difusão na estrutura em filmes, quando comparada com a estrutura de grãos maiores, e pela maior solubilidade de carbono

na bainita e na martensita, constituintes que circundam a austenita em filmes e cedem carbono à fase vizinha (PARK et al., 2015b).

3.2.5 Processamento térmico de aços TRIP

A microestrutura multifásica característica dos aços TRIP pode ser obtida a partir dos processos de laminação a quente ou a frio. Quando produzidas a partir da laminação a quente, as chapas de aço são resfriadas lentamente até a temperatura ambiente, a partir de temperaturas nas quais a microestrutura é completamente austenítica. A taxa de resfriamento é controlada de maneira que a austenita se transforma em ferrita poligonal (ou alotriomórfica) e em seguida em bainita (CHATTERJEE; 2006).

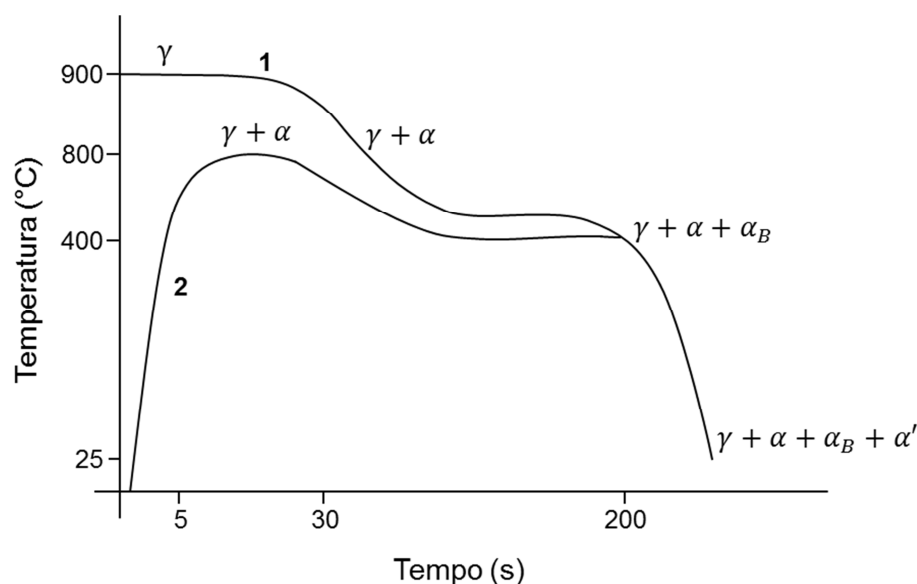
No caso da produção dos aços TRIP a partir de chapas laminadas a frio, a obtenção da microestrutura multifásica dependerá de um tratamento térmico subsequente de duas etapas (ABBASI; RAINFORTH, 2016; CHATTERJEE, 2006). Esse tratamento térmico consiste em um recozimento intercrítico seguido de austêmpera. Inicialmente, o aço é aquecido até uma temperatura intercrítica, correspondente a uma região cujas fases são uma mistura de austenita e ferrita, e em seguida é realizada a austêmpera, ou seja, um tratamento isotérmico na região de transformação bainítica, onde parte da austenita se transforma em bainita. Após a austêmpera é conduzido um resfriamento rápido (têmpera) até a temperatura ambiente. Se a austenita remanescente estiver suficientemente estabilizada, será menos provável que ocorra transformação martensítica nessa etapa do processamento térmico (CHATTERJEE, 2006; GIRAULT et al., 1998). No gráfico da Figura 13 são apresentadas as duas curvas de resfriamento que representam esquematicamente como se dá a produção de aços TRIP a partir da laminação a frio ou a quente (CHATTERJEE, 2006).

O enriquecimento do teor de carbono da austenita, essencial nos aços TRIP, ocorre em função dos parâmetros das etapas de recozimento intercrítico e tratamento isotérmico na faixa de transformação bainítica, comuns no processamento térmico do material (SAKUMA et al., 1995).

Na Figura 14 pode ser observado como a concentração de carbono na austenita aumenta durante o processamento térmico típico dos aços TRIP (SAKUMA et al., 1995). Verifica-se que no recozimento intercrítico, entre as linhas A_1 e A_3 do

diagrama de fases, tem-se a formação de ferrita, onde ocorre o primeiro mecanismo de enriquecimento da austenita com carbono. Nessa etapa, caso a temperatura intercrítica utilizada corresponda a um percentual de 50% de austenita e 50% de ferrita, significa que a concentração de carbono da austenita será dobrada. No resfriamento lento subsequente ocorre o crescimento da ferrita, que provoca mais enriquecimento da austenita com o carbono que sai da ferrita recém formada. O aço é então resfriado bruscamente até a temperatura de transformação bainítica. Como o silício presente no material inibe a formação de cementita, nessa etapa o teor de carbono da austenita aumenta ainda mais com a formação de bainita livre de cementita (SAKUMA et al., 1995; FONSTEIN, 2015; TJAHHJANTO et al., 2007).

Figura 13: Rotas de resfriamento utilizadas para a obtenção da microestrutura típica de aços TRIP a partir da laminação de chapas.



As curvas 1 e 2 correspondem, respectivamente ao resfriamento a partir da laminação a quente e a partir da laminação a frio.

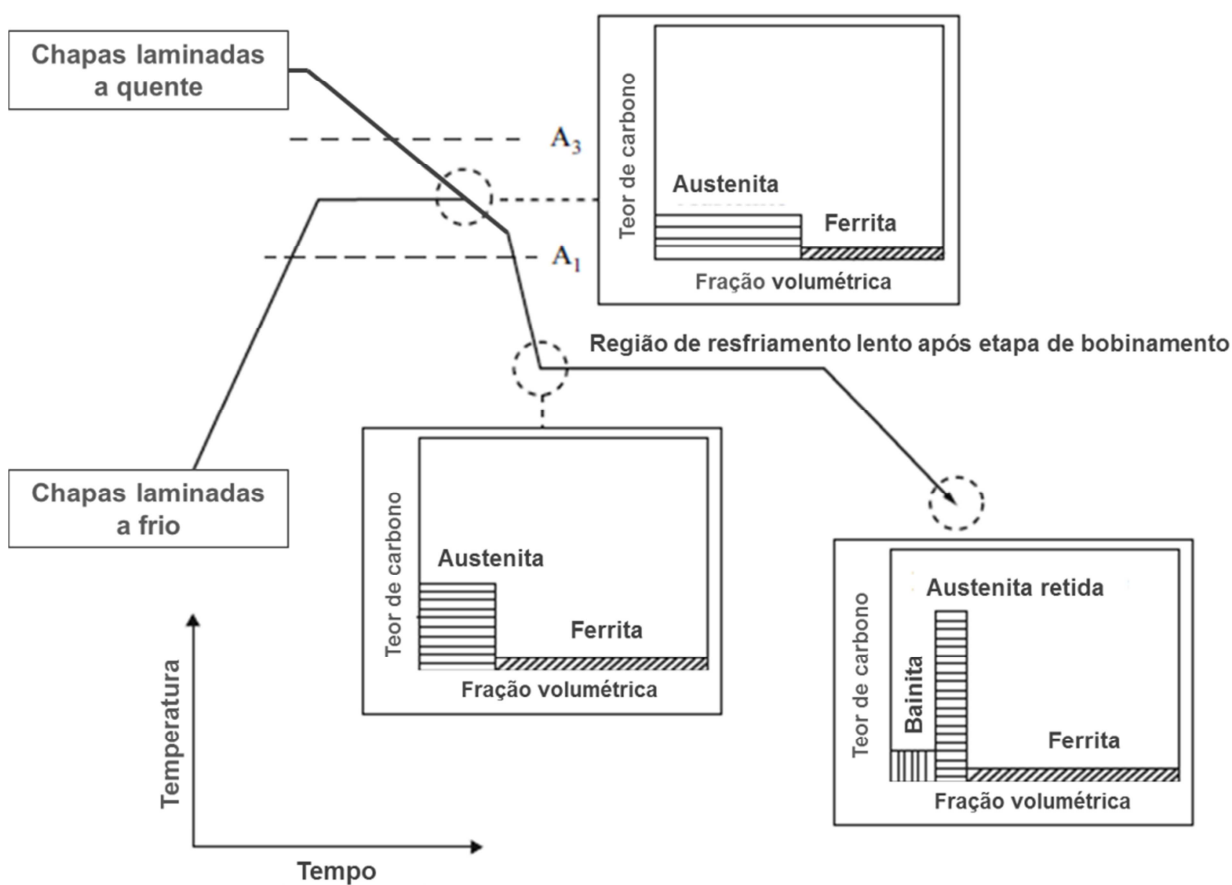
γ: austenita; α: ferrita poligonal; α_B: ferrita bainítica; α': martensita

Fonte: CHATTERJEE, 2006.

Outras rotas de processamento vêm sendo desenvolvidas com o objetivo de obter maiores frações de austenita retida, como o tratamento térmico conhecido como têmpera e partição Q&P (*Quenching and Partitioning*) (XIE et al., 2016). A maior quantidade de austenita retida é conseguida, nesse tratamento, por meio da partição do carbono da martensita supersaturada ou bainita para a fase austenítica adjacente, tornando-a estável (MIN et al., 2016; ZHOU et al., 2014). O processo Q&P é realizado com austenitização completa ou parcial (SUN; YU, 2013;

FONSTEIN, 2015). A austenitização parcial tem como objetivo a formação de ferrita pró-eutetóide, que também pode ser obtida na austenitização completa com uma etapa subsequente de resfriamento até uma temperatura situada no campo bifásico (MIN et al., 2016). Após a austenitização, é realizada uma têmpera imediata até uma temperatura intermediária entre as temperaturas de início e fim da transformação martensítica. O material é então reaquecido até a temperatura de partição, intermediária entre a de austenitização e a de têmpera, o que eleva a mobilidade do carbono e permite maior enriquecimento da austenita com esse elemento, minimizando a precipitação de carbonetos. Finalmente o aço é submetido a uma última etapa de têmpera até a temperatura ambiente, onde uma pequena fração de austenita se transforma em martensita, com a austenita remanescente permanecendo retida na microestrutura do material à temperatura ambiente. (MIN et al., 2016; SHEN et al., 2015).

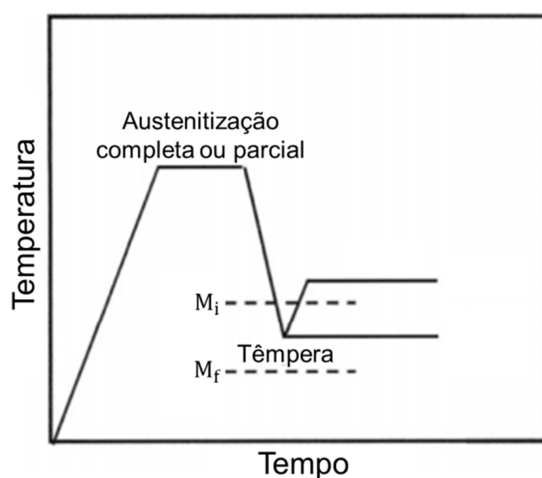
Figura 14: Processamento térmico típico de aços TRIP evidenciando as etapas de enriquecimento da austenita com carbono.



Fonte: SAKUMA et al. (1995).

A estabilização da austenita por meio da partição do carbono pode ainda ser alcançada sem a etapa de reaquecimento após a têmpera, apenas mantendo o material na temperatura de têmpera durante determinado período (SUN; YU, 2013; JI FONSTEIN, 2015; JIRKOVÁ et al., 2014; de DIEGO-CALDERÓN et al., 2015), conforme apresentado no diagrama da Figura 15, que representa esquematicamente o ciclo térmico do tratamento de têmpera e partição.

Figura 15: Ciclo térmico típico para o tratamento de Têmpera e Partição.



Fonte: FONSTEIN, 2015.

A microestrutura de aços submetidos ao tratamento de têmpera e partição contém frações de austenita retida variando tipicamente entre 10 e 15% e, em geral, esta fase apresenta-se com morfologia de filmes finos localizados nos contornos das plaquetas de martensita (JIRKOVÁ et al., 2014). Por esse motivo, alguns autores classificam os aços tratados por têmpera e partição (aços Q&P) em uma categoria distinta dos aços TRIP, ainda que os aços Q&P também apresentem transformação martensítica induzida por deformação plástica. Isso se deve ao fato de que a morfologia em blocos da austenita retida é encontrada com maior frequência nos aços TRIP desenvolvidos a partir de outros tipos de processamentos térmicos

A ideia principal do tratamento de têmpera e partição consiste na migração do carbono da martensita para a austenita não transformada por meio de difusão na interface entre as fases martensita e austenita e parcialmente a partição do carbono da ferrita nos casos de têmpera a partir da região intercrítica. A temperatura de têmpera empregada é o que irá determinar a fração de martensita que poderá fornecer carbono para a austenita adjacente durante o tratamento isotérmico

subsequente à têmpera (FONSTEIN, 2015), revelando que essa temperatura é um parâmetro importante a ser considerado no planejamento de processamentos térmicos baseados no tratamento de têmpera e partição. Nesse contexto, Speer et al. (2004) desenvolveram uma metodologia para o cálculo da temperatura de têmpera ideal que resultaria em um valor máximo de austenita retida ao final do tratamento de têmpera e partição. O modelo assume que ocorre partição completa do carbono da martensita para a austenita. As frações volumétricas das fases são determinadas, nessa abordagem, seguindo três etapas. Na primeira etapa é definida a microestrutura inicial, ou seja, se o tratamento foi iniciado com austenitização completa ou aquecimento no campo intercrítico; na segunda etapa os teores de martensita e austenita são estimados utilizando a relação de Koistinen-Marburger (Equação 2) (KOISTINEN; MARBURGER, 1959 apud SPEER et al., 2004).

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2} (M_i - QT)} \quad \text{Equação 2}$$

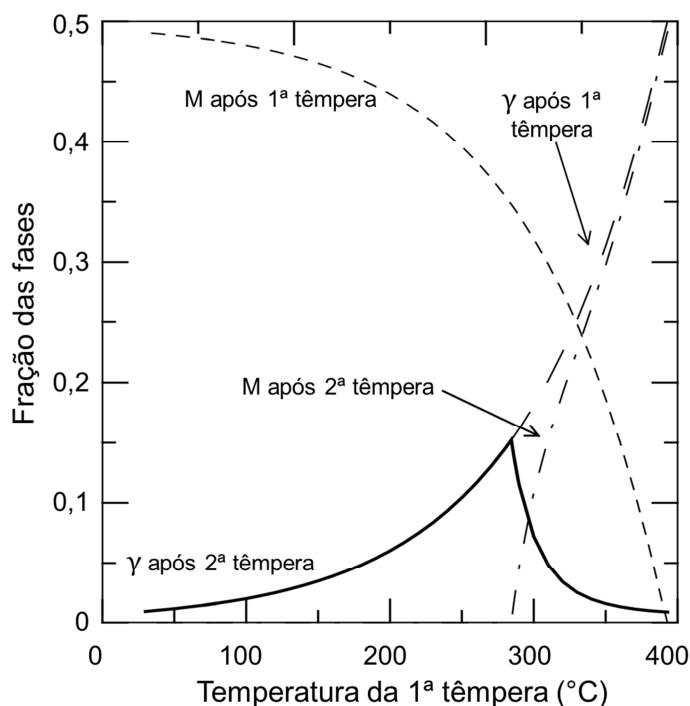
Onde f_m é a fração de austenita que se transforma em martensita durante a têmpera a uma temperatura QT , inferior a M_i (temperatura de início da transformação martensítica).

A terceira etapa envolve o cálculo das frações finais de austenita e martensita à temperatura ambiente, aplicando a relação de Koistinen-Marburger para o resfriamento final entre a primeira temperatura de têmpera (QT) e a temperatura ambiente, assumindo que na etapa de partição todo o carbono da martensita formada na primeira têmpera migra para a austenita remanescente (SPEER et al., 2004). Associando os resultados é possível identificar um pico na curva correspondente à fração final de austenita retida em função de QT , que indica o valor de temperatura para o qual é obtida a fração máxima de austenita retida, conforme representado no gráfico da Figura 16.

Além da temperatura de têmpera, outros fatores podem influenciar na microestrutura obtida, tais como a temperatura e o tempo de partição. Nos gráficos da Figura 17 (a) e (b) são mostradas, respectivamente, as curvas de fração volumétrica de austenita retida e do teor de carbono na austenita em função do tempo de partição obtidas no trabalho de Sun et al. (2014), no qual estudou-se um

aço TRIP Fe-0,2C-1,5Si-1,9Mn submetido ao tratamento de têmpera e partição. Quanto à fração volumétrica de austenita retida, observa-se que esta apresenta um valor máximo com 10 s de partição e um decréscimo entre 10 s e 50 s, decréscimo este relacionado à transformação bainítica que ocorre nos estágios iniciais da etapa de partição. Após os 50 s observa-se que a fração volumétrica de austenita permanece constante. Quanto ao teor de carbono presente na austenita retida, verifica-se que este aumenta com o tempo de partição, sendo essa elevação acentuada entre 10 s e 50 s e discreta para maiores tempos de partição (SUN et al., 2014).

Figura 16: Modelo de previsão da microestrutura de um aço submetido ao tratamento térmico de têmpera e partição.



M: Martensita; γ: austenita.

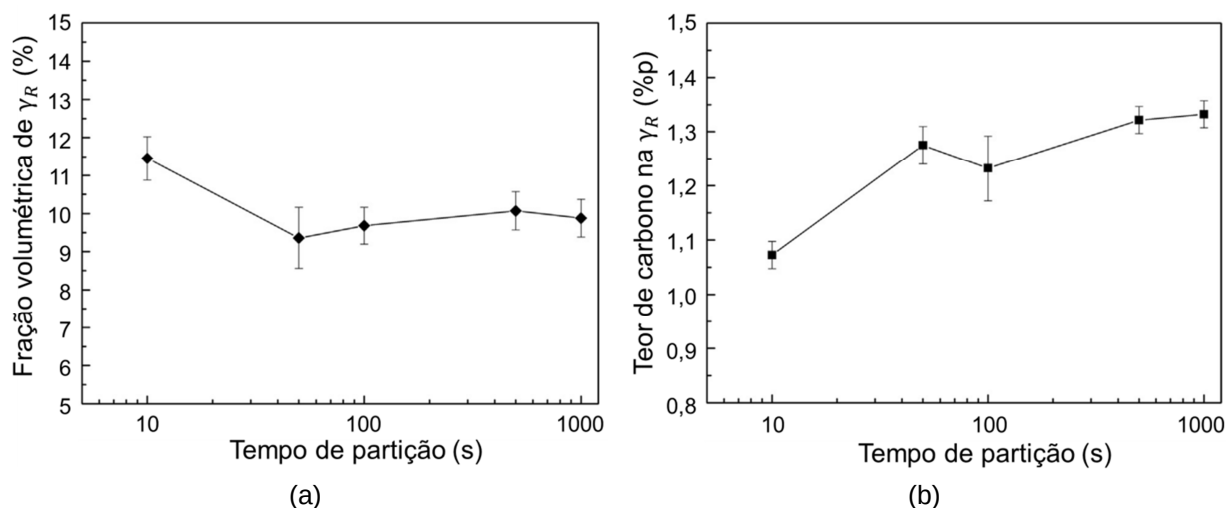
Para este exemplo, M após a 1ª têmpera + M após a 2ª têmpera + γ após a 2ª têmpera = 0,5 e a fração de ferrita intercrítica é 0,5.

Fonte: SPEER et al., 2004.

Arlazarov et al. (2015) estudaram um aço C-Mn-Si submetido à têmpera e partição com diferentes temperaturas e tempos de partição. Os resultados obtidos não revelaram variações significativas na microestrutura do aço acerca do tempo de partição. A variação na temperatura de partição de 400 °C para 460 °C, entretanto, apresentou forte influência na microestrutura. A 400 °C, a fração de austenita retida permaneceu constante com o aumento do tempo de partição, embora o

enriquecimento dessa fase com carbono tenha aumentado. Já a 460 °C, observou-se elevação na fração de austenita retida e decréscimo no teor de carbono (ARLAZAROV et al., 2015).

Figura 17: Fração volumétrica e teor de carbono da austenita retida com o tempo de partição.



(a) Fração volumétrica de γ_R x Tempo de partição; (b) Teor de carbono da γ_R x Tempo de partição.

Fonte: SUN et al., 2014.

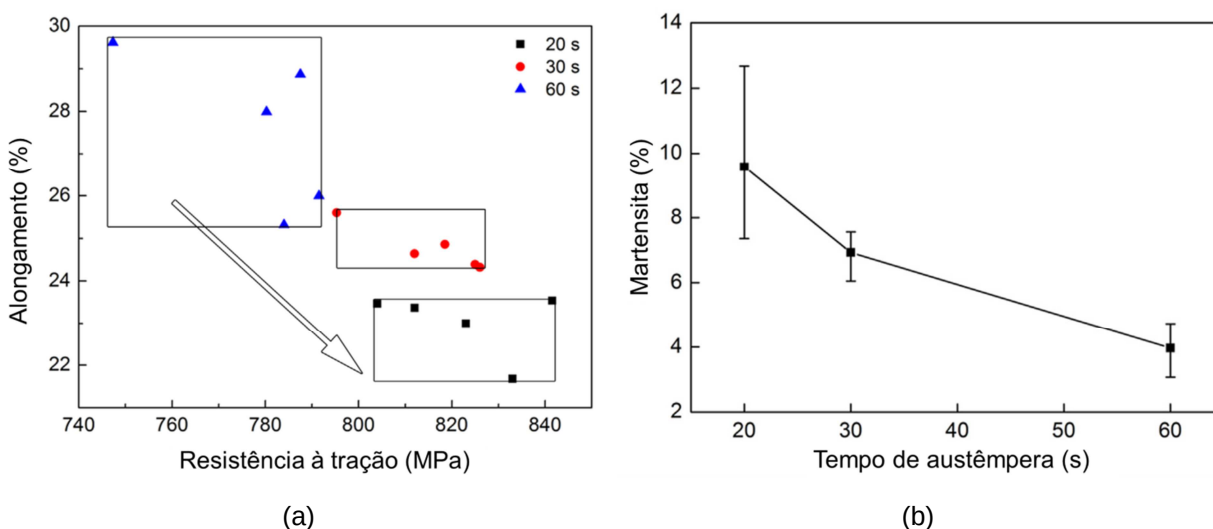
3.3 Propriedades mecânicas

Os aços TRIP possuem, além da excelente combinação de alta resistência mecânica e ductilidade, boa tenacidade, especialmente quando comparados a outros aços também comumente aplicados da indústria automobilística (FERRER, 2003). Essa boa combinação de propriedades se deve às diferentes características das fases presentes na microestrutura, como fração volumétrica, tamanho de grão, morfologia, e às propriedades intrínsecas de cada fase (SRIVASTAVA et al., 2015).

A elevada resistência mecânica de muitos aços se deve aos mecanismos convencionais, como endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação. Esses mecanismos, entretanto, são associados a um aumento na densidade de discordâncias do material, o que reduz sua ductilidade. A combinação ótima dessas duas propriedades foi conseguida justamente com o desenvolvimento dos aços TRIP, que apresentam uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade quando comparados a outras ligas amplamente utilizadas na indústria automobilística (BLECK; FREHN; OHLERT, 2001). Esse desenvolvimento se deu principalmente no que se refere aos ciclos de processamentos térmicos aos

quais os aços TRIP são submetidos. Nesse contexto, o trabalho de Ding, Hedström e Li (2016), no qual se estudou um aço TRIP C-Mn-Al-P submetido a diferentes ciclos de recozimento intercrítico seguido de austêmpera, mostra alguns pontos importantes acerca da influência do processamento térmico nas propriedades mecânicas de aços TRIP. Na Figura 18 (a) é apresentada a relação resistência mecânica x alongamento para aços TRIP submetidos a diferentes tempos de austêmpera. O tempo de austêmpera nesse caso exerce forte influência nas propriedades mecânicas do aço em questão: quanto maior é o tempo de permanência na temperatura de austêmpera, maior é o alongamento e menor a resistência do material. Este comportamento não está diretamente associado à transformação bainítica em si, mas sim à fração de austenita retida que é estabilizada durante a etapa de austêmpera e à fração de martensita que é formada na têmpera final até a temperatura ambiente. No gráfico da Figura 18 (b) é mostrada a influência do tempo de austêmpera na fração de martensita presente na microestrutura final (DING; HEDSTRÖM; LI, 2016).

Figura 18: Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas e na microestrutura de aços TRIP.



(a): Resultados de alongamento x resistência à tração para amostras de um aço TRIP C-Mn-Al-P submetidas a diferentes tempos de austêmpera. (b): Influência do tempo de austêmpera na fração de martensita de aços TRIP C-Mn-Al-P.

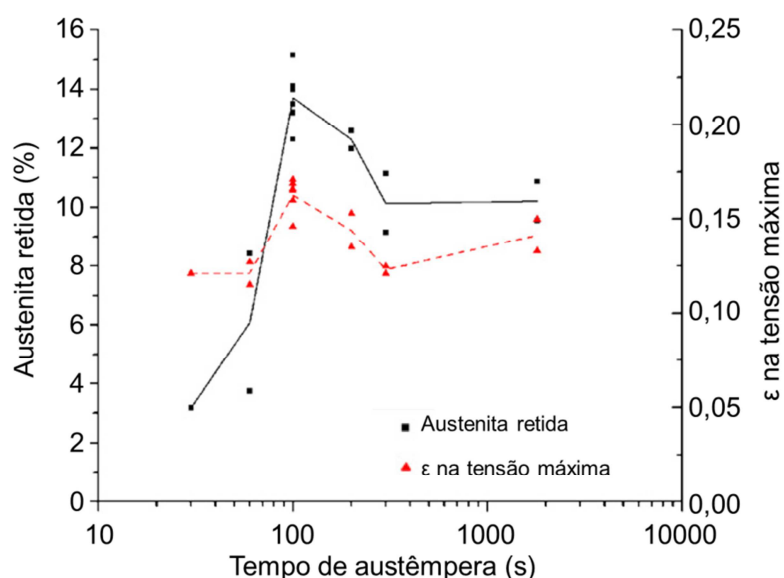
Fonte: DING; HEDSTRÖM; LI, 2016.

Percebe-se que, com o aumento do tempo de austêmpera, a fração de martensita reduz. Isso ocorre porque durante essa etapa de tratamento, parte da austenita se transforma em bainita e a fração de austenita não transformada é

enriquecida com carbono, o que eleva a sua estabilidade e permite que a austenita permaneça retida à temperatura ambiente. Se a partição do carbono para a fase austenítica não for suficiente, esta fase se transformará em martensita no resfriamento final. Dessa forma, tempos de austêmpera muito baixos permitem que mais martensita seja formada na têmpera final. Se a proporção de martensita é menor, compreende-se porque maiores tempos de austêmpera produzem aços apresentando maiores valores de alongamento e menores valores de resistência à tração (DING; HEDSTRÖM; LI, 2016; CHIANG et al., 2011).

Chiang et al. (2011) também avaliaram a influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de aços TRIP. Os autores observaram que, com o aumento do tempo de austêmpera, a deformação verdadeira medida no valor máximo de tensão inicialmente aumenta, porém para tempos de austêmpera muito longos essa reduz. O mesmo comportamento é notado para a fração de austenita retida: inicialmente essa aumenta com a elevação do tempo de austêmpera, mas para tempos longos observa-se uma redução, conforme evidenciado no gráfico da Figura 19. Percebe-se que o pico na fração de austenita retida em 100 s de austêmpera coincide com o pico no valor de deformação verdadeira na tensão máxima.

Figura 19: Deformação verdadeira na tensão máxima e fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de austêmpera.



ε: deformação verdadeira

Fonte: CHIANG et al., 2011.

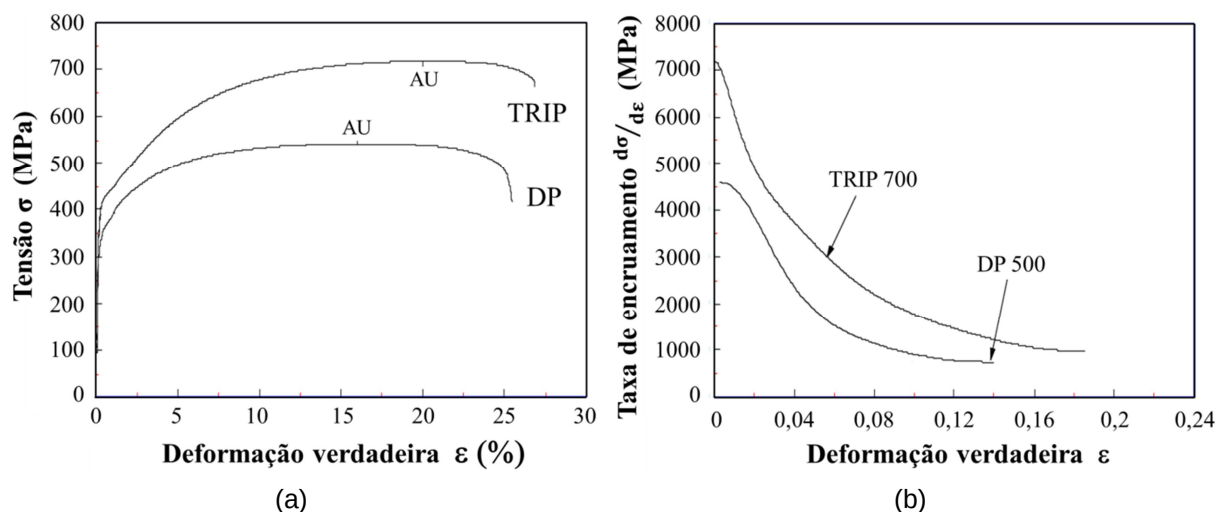
Considerando o desempenho das diferentes fases presentes nos aços TRIP, o mais significativo se deve à transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica, ou seja, o efeito TRIP (KAMMOUNI et al., 2009). Essa transformação é responsável não só pela elevada resistência mecânica desse tipo de aço, mas também às elevadas taxas de encruamento e consequente alongamento uniforme apresentados pelos aços TRIP (KANG et al., 2016). A elevada taxa de encruamento é uma das características mais importantes dos aços TRIP, que depende fortemente da fração volumétrica e da estabilidade mecânica da austenita retida presente na microestrutura (SHI et al., 2010). O encruamento pode ser definido como o aumento da tensão cisalhante com a deformação plástica a frio, devido à diminuição da mobilidade média de discordâncias, que interagem umas com as outras e com outras barreiras à movimentação, ou seja, ocorre um aumento na tensão necessária para provocar deslizamento no material. A taxa de encruamento, por sua vez, pode ser entendida como a capacidade que o material apresenta em encruar, e representa a inclinação da curva tensão x deformação do material, ou seja, a razão entre a variação da tensão e da deformação ($d\sigma/d\varepsilon$) a cada momento (DIETER, 1981).

A transformação da austenita em martensita induzida por deformação plástica promove o aumento da densidade de discordâncias (DIETER, 1981), por esse motivo observam-se altas taxas de encruamento em aços assistidos pelo efeito TRIP. Elevadas taxas de encruamento, por sua vez, estão associadas ao elevado alongamento do material (CHATTERJEE, 2006). A Figura 20 mostra o gráfico de tensão x deformação de um aço TRIP comparado a um aço *Dual Phase* (a), e um gráfico mostrando a taxa de encruamento dos dois aços (b). Observa-se que a inclinação da curva de escoamento do aço TRIP é mais acentuada que a do aço *Dual Phase*, o que é comprovado pelo gráfico de taxa de encruamento x deformação.

Chiang et al. (2015) avaliaram o comportamento em relação ao encruamento de aços TRIP com microestruturas apresentando diferentes morfologias: lamelar e equiaxial. Na Figura 21 são apresentados os resultados referentes ao expoente de encruamento instantâneo (n_{inst}) em função da deformação verdadeira. As curvas mostram que o aço TRIP cuja microestrutura possui a morfologia equiaxial apresenta valores elevados de encruamento para baixos valores de deformação, e reduz gradualmente esses valores até o momento da estricção. O aço com

microestrutura lamelar, entretanto, apresenta uma curva que se aproxima muito de uma linha reta, com uma taxa de encruamento que permanece constante até o ponto de estricção.

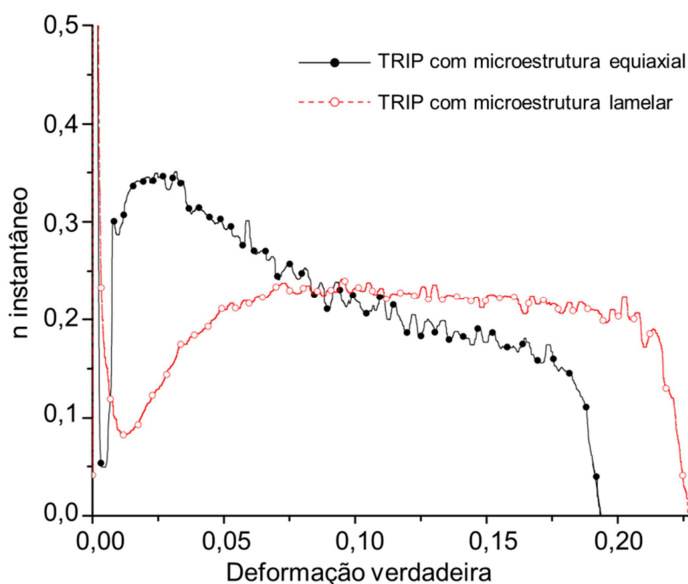
Figura 20: Comportamento de tensão x deformação e taxa de encruamento de um aço TRIP comparado a um aço *Dual Phase*.



AU: alongamento uniforme.

Fonte: BLECK; FREHN; OHLERT, 2001.

Figura 21: Variação do expoente de encruamento instantâneo n para aços TRIP apresentando morfologias microestruturais diferentes em função da deformação verdadeira.



Fonte: CHIANG et al., 2015.

Tais observações acerca do encruamento dos aços TRIP com microestruturas de diferentes morfologias podem ser explicadas com base na

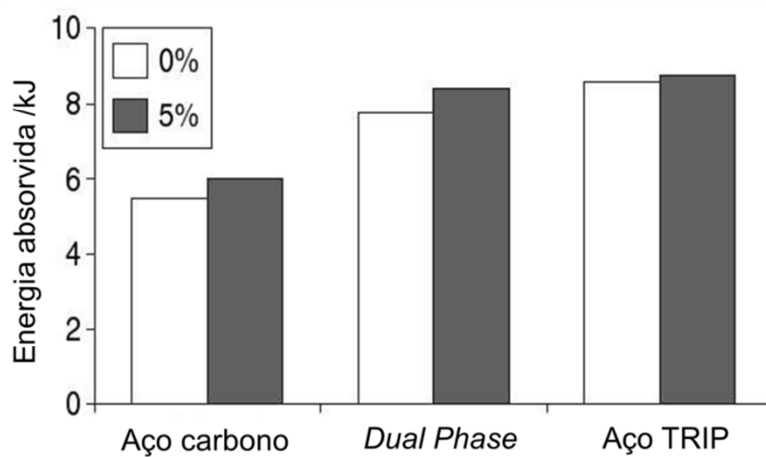
transformação da austenita retida. O aumento da tensão de escoamento de aços TRIP aumenta com a deformação devido à formação de martensita de elevada dureza e ao acúmulo de discordâncias na ferrita, o que está diretamente relacionado ao efeito TRIP e ao encruamento da própria ferrita. Observa-se que a microestrutura lamelar nesse caso apresentou transformação martensítica induzida por deformação de maneira lenta e constante, enquanto a microestrutura equiaxial apresentou uma transformação inicial rápida e consequente fim do efeito TRIP antes do ponto de estricção, o que torna a microestrutura lamelar preferencial para que se consiga estender ao máximo esse mecanismo de endurecimento (CHIANG et al, 2015).

A combinação de ductilidade e resistência mecânica dos aços TRIP exerce também grande influência na tenacidade deste material, permitindo que componentes produzidos a partir de aços TRIP absorvam grandes quantidades de energia antes da ruptura, o que revela o grande potencial do aço na utilização em barras de impacto lateral frontal e traseira em automóveis, bem como em partes do chassi que estão sujeitas a esforços de fadiga (LY, FINDLEY, 2016).

Um dos principais requisitos para os aços utilizados na carroceria e outros componentes de automóveis é a resistência ao impacto. *Crash Tests* são normalmente utilizados nas montadoras para verificar a capacidade que os automóveis têm de absorver energia na colisão. Nestes testes são comumente empregadas elevadas taxas de deformação, que chegam a exceder 250 s^{-1} . Aços normalmente exibem coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação positivos, o que significa que o aumento na taxa de deformação aumenta também a tensão de escoamento do material, porém reduz o alongamento. Os aços TRIP, entretanto, apresentam elevado alongamento mesmo em taxas de deformação elevadas, comportamento que pode ser atribuído à transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica (CHATTERJEE, 2006). De fato, a presença de austenita retida é um dos principais fatores que influenciam na resistência ao impacto dos aços TRIP, dessa forma, é interessante que nem toda a austenita se transforme em martensita durante o processamento mecânico das chapas de aço TRIP que serão utilizadas em componentes de automóveis. Se a austenita presente no aço apresentar elevada estabilidade mecânica, mesmo após a etapa de conformação, a microestrutura do aço apresentará ainda uma pequena quantidade de austenita remanescente, que poderá se transformar durante uma possível colisão do veículo, absorvendo a energia do impacto e garantindo a

segurança dos passageiros (FERRER, 2003). Na Figura 22 é mostrada uma comparação entre a resistência ao impacto de um aço TRIP e outros aços.

Figura 22: Resistência ao impacto de aços TRIP quando comparado com outros aços.



Testes realizados com pré deformação de 0% e 5%.

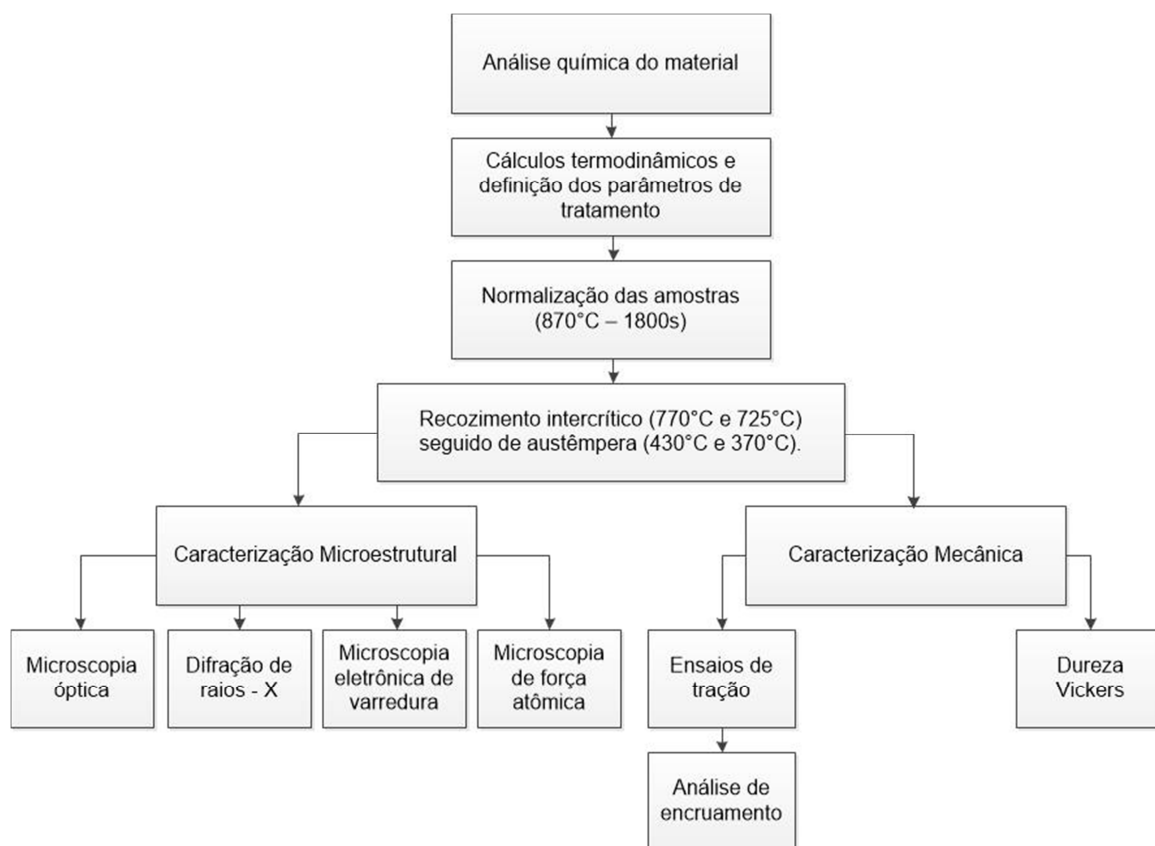
Fonte: CHATTERJEE, 2006.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição geral do trabalho

O trabalho proposto é essencialmente experimental, envolvendo a realização de processamentos térmicos em chapas de aço TRIP comumente empregadas nos processos de conformação por estampagem para produção de componentes para a indústria automobilística, produzindo assim amostras de aço TRIP com diferentes características microestruturais e mecânicas de acordo com o ciclo de processamento aos quais foram submetidas. O presente estudo envolve ainda a caracterização microestrutural e mecânica do material com o objetivo de investigar a influência dos parâmetros de tratamento térmico utilizados no desenvolvimento da microestrutura multiconstituída, nas propriedades mecânicas obtidas e na capacidade de encruamento. Na Figura 23 é apresentado um fluxograma contendo um resumo das principais etapas do planejamento experimental.

Figura 23: Fluxograma das principais etapas do trabalho.



Fonte: próprio autor.

4.2 Material

Para os experimentos realizados foram utilizadas chapas de aço classificadas, no estado como recebidas, como TRIP 800 e, portanto, possuindo composição química com potencial de apresentar efeito TRIP. As chapas apresentavam-se no estado laminadas a frio, com espessura de 1,5 mm e revestimento de zinco. A composição química do material estudado, obtida por meio de espectroscopia de emissão óptica em um equipamento Spectro, é apresentada na Tabela 3.

Tabela 3: Composição química (% em peso) do aço estudado.

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
95,4%	0,290%	2,04%	1,92%	0,0306%	0,0233%	0,0321%	0,0119%	0,0136%
Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb	Sb	
0,067%	0,0193%	0,0124%	0,0081%	0,0060%	0,0529%	0,0058%	0,0255%	

Fonte: próprio autor.

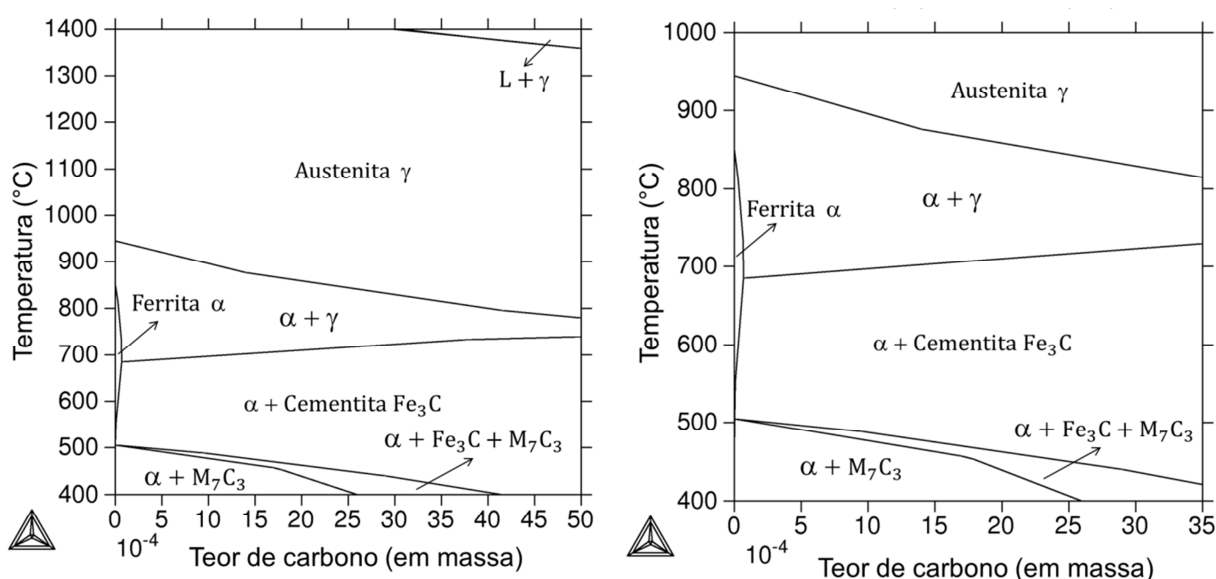
4.3 Tratamentos térmicos

Com o objetivo de avaliar o efeito dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de aços TRIP foram elaboradas rotas de processamento baseadas no tratamento térmico de duas etapas: recozimento intercrítico seguido de austêmpera. Este tratamento vem sendo amplamente utilizado na literatura no desenvolvimento e estudo envolvendo melhorias em aços TRIP (ABBASI; RAINFORTH, 2016; DING; HEDSTRÖM; LI, 2016; SHEN et al., 2015; KIM; LEE, 2011; SEOL et al., 2012; CHIANG et al., 2011; KAMMOUNI et al., 2009).

A escolha das temperaturas de aquecimento foi realizada com o auxílio do software ThermoCalc. Na Figura 24 são apresentados os diagramas gerados para a composição simplificada do aço estudado, considerando apenas os elementos ferro, carbono, silício e manganês. Os cálculos das temperaturas referentes às transformações displacivas foram realizados com o auxílio do software MUCG83 considerando a mesma composição química utilizada para o ThermoCalc. Segundo Bhadeshia (2007), esse software identificou, por meio de cálculos, inúmeros erros

presentes em diagramas TTT (tempo – temperatura – transformação) previamente publicados, o que torna os resultados obtidos por meio do programa ainda mais confiáveis. Foram calculadas as temperaturas de início da transformação martensítica (Mi) e de início da transformação bainítica (Bi). Com os dados gerados pelo programa foi elaborada a previsão do diagrama TTT, representado na Figura 25.

Figura 24: Isopletas do Carbono para a composição química simplificada do aço TRIP estudado.

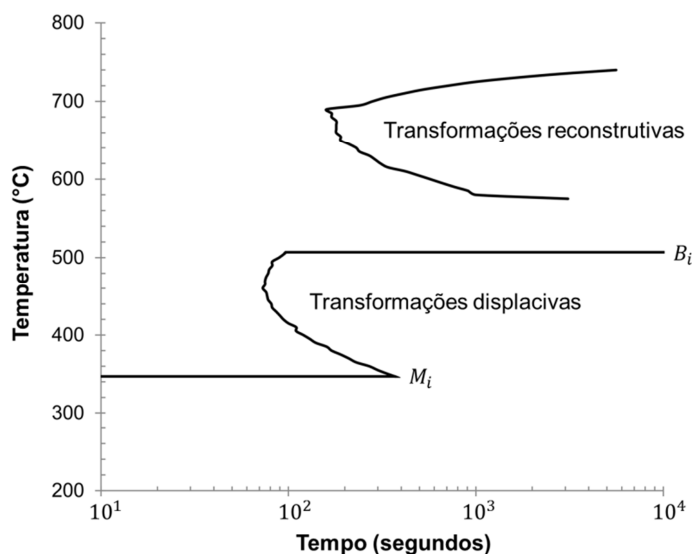


Base de dados utilizada: TCFE4

Fonte: próprio autor.

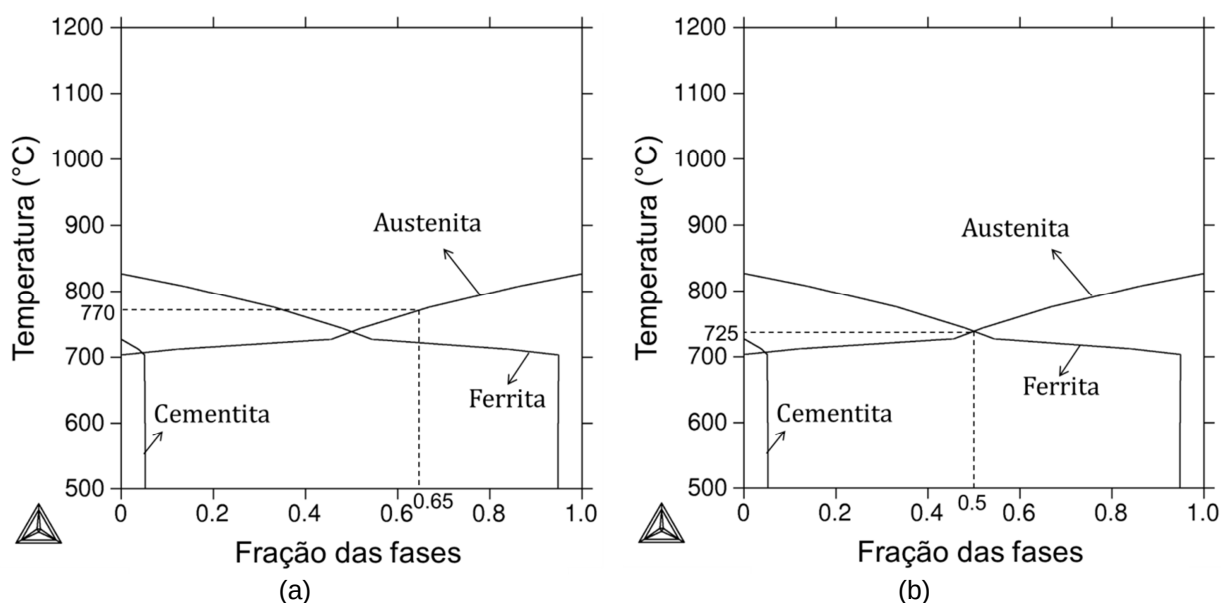
As temperaturas intercríticas escolhidas para o trabalho foram 770°C e 725°C, que promoveriam respectivamente, 65% e 50% de austenita, conforme cálculos termodinâmicos apresentados nos gráficos da Figura 26. Após a realização dos cálculos das temperaturas, foram elaboradas as sequências de processamento térmico com base nos resultados obtidos e disponibilidade dos fornos para a execução dos tratamentos. Foram preparados corpos de prova para a realização dos tratamentos térmicos a partir do corte das chapas utilizando uma guilhotina Newton, modelo TM10, em dimensões 210 mm x 80 mm, como representado na Figura 27. Após o corte foi realizado um furo em uma das extremidades com diâmetro de 9 mm para permitir fixação e manuseio das amostras durante a realização dos tratamentos térmicos.

Figura 25: Diagrama TTT gerado a partir do software MUCG83.



Fonte: próprio autor.

Figura 26: Frações das fases em equilíbrio em função da temperatura para a composição simplificada do aço TRIP estudado.



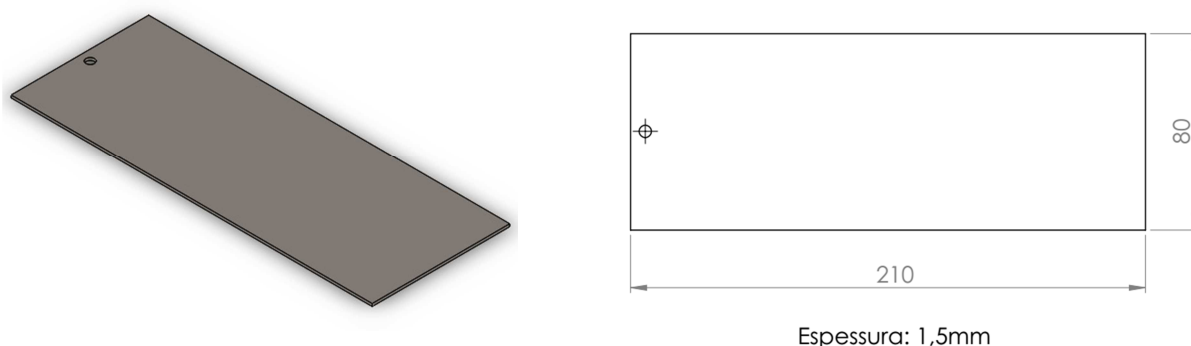
(a): Fração de γ_R para a temperatura de 770°C. (b) Fração de γ_R para a temperatura de 725°C.

Fonte: próprio autor.

Para que os ciclos de tratamento propostos fossem realizados no material desprovido dos efeitos de tratamentos térmicos ou mecânicos aos quais tenha sido submetido previamente, foi realizada uma etapa de normalização em todos os corpos de prova, com aquecimento a 870°C durante 30 minutos, para garantir austenitização completa do aço, e posterior resfriamento ao ar. Após a

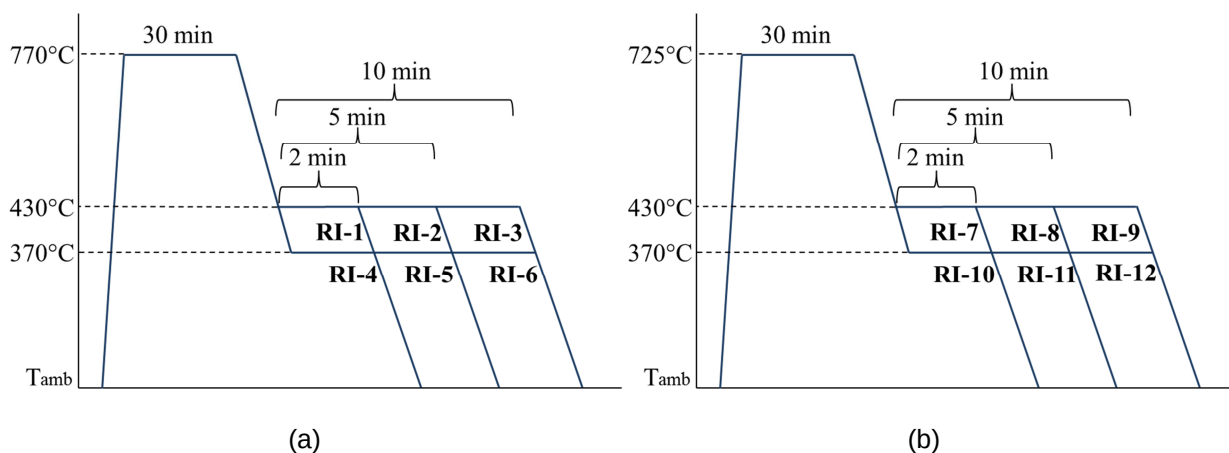
normalização, foi realizado o aquecimento do material utilizando duas temperaturas intercríticas, 725 °C e 770 °C, com encharque de 30 minutos. Em seguida, o material foi resfriado bruscamente até a temperatura de transformação bainítica, sendo empregadas as temperaturas de 430 °C e 370 °C, com tempos de permanência nessas de 2, 5 e 10 minutos e posterior resfriamento brusco em água. Nesse caso, a taxa de resfriamento da temperatura intercrítica até a temperatura de transformação bainítica foi de aproximadamente 30°C/s. As curvas de resfriamento propostas para este tratamento térmico são apresentadas na Figura 28 e o resumo dos parâmetros variados no tratamento é apresentado na Tabela 4.

Figura 27: Desenho esquemático do corpo de prova utilizado nos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio autor.

Figura 28: Ciclos de processamento térmico propostos seguindo o modelo de recozimento intercrítico seguido de austêmpera.



(a): ciclo de tratamento térmico realizado com aquecimento intercrítico a 770°C. (b): ciclo de tratamento térmico realizado com aquecimento intercrítico a 725°C.

Fonte: próprio autor.

Todos os tratamentos térmicos foram realizados em fornos com banho de

sais fundidos, com capacidade de 650 m³ (Figura 29). Para a temperatura de 870°C foi utilizado o sal neutro para aquecimento TEC 750 combinado com o sal retificador TEC R2, utilizado para manter a neutralidade do banho e evitar descarbonetação. As temperaturas de aquecimento de 770 °C e 725 °C foram alcançadas com o sal TEC 540, e as temperaturas de 370 °C e 430 °C foram alcançadas com o sal TEC 140, indicado para martêmpera, austêmpera e revenimento.

Tabela 4: Parâmetros variados no Recozimento intercrítico seguido de austêmpera.

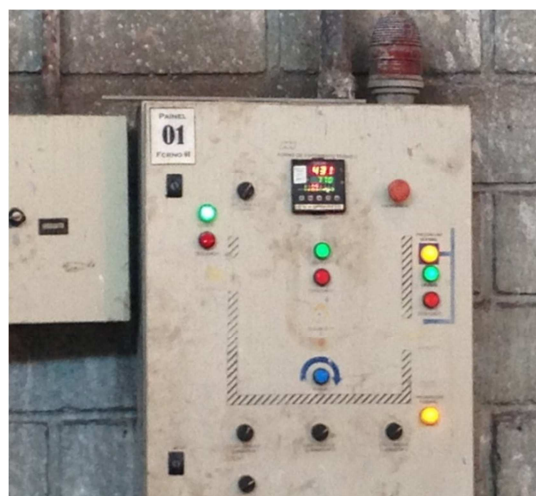
Identificação da amostra	Temperatura de aquecimento intercrítico	Temperatura de austêmpera	Tempo de austêmpera
RI – 1	770°C	430°C	2min
RI – 2	770°C	430°C	5min
RI – 3	770°C	430°C	10min
RI – 4	770°C	370°C	2min
RI – 5	770°C	370°C	5min
RI – 6	770°C	370°C	10min
RI – 7	725°C	430°C	2min
RI – 8	725°C	430°C	5min
RI – 9	725°C	430°C	10min
RI -10	725°C	370°C	2min
RI – 11	725°C	370°C	5min
RI – 12	725°C	370°C	10min

Fonte: próprio autor.

Figura 29: Forno com banho de sal fundido utilizado nos tratamentos térmicos.



(a)



(b)

(a): Forno para banho de sal utilizado nos tratamentos; (b): painel para controle da temperatura.

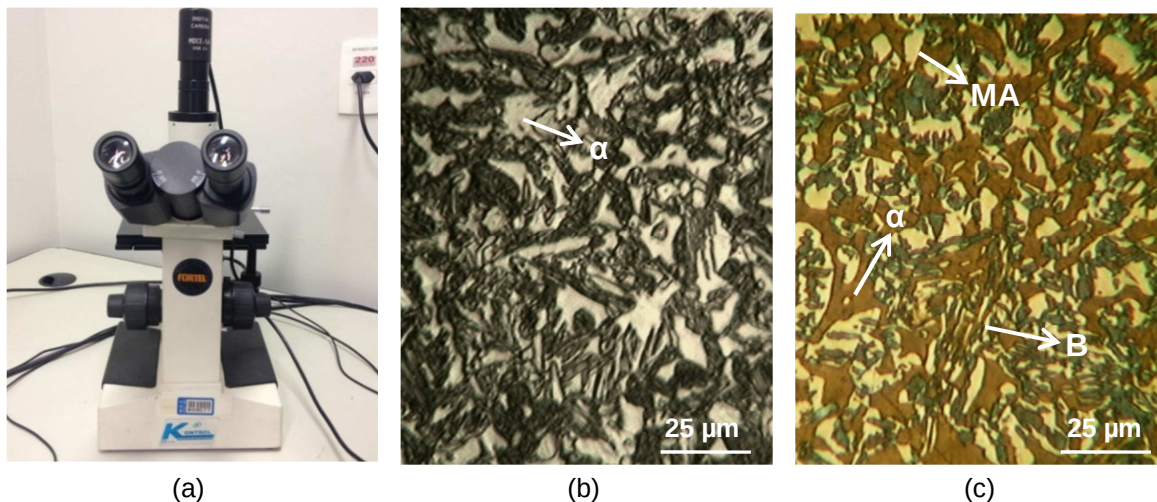
Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural do material foi realizada utilizando as técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia de força atômica (AFM) e difração de raios X (DRX). Para essas análises foram retiradas cinco amostras de dimensões 10 mm x 10 mm de cada uma das chapas após os tratamentos térmicos, sendo duas para análises por microscopia, uma para DRX e duas para ensaio de dureza. Para as análises por AFM preparou-se mais uma amostra de cada uma das condições extremas de tempo de austêmpera, ou seja, 2 e 10 minutos, totalizando mais 8 amostras. Após o corte, as amostras foram inicialmente submetidas a um processo de decapagem em ácido clorídrico PA durante 120 minutos. Esse processo foi realizado com o objetivo de retirar quaisquer resquícios da camada galvanizada ou óxidos presentes na superfície do material e ainda eventuais efeitos do corte das chapas.

A preparação metalográfica para as análises por microscopia consistiu no embutimento a frio das amostras utilizando resina polimetilmetacrilato, lixamento em lixas de óxido de alumínio com granulometria de 600 *mesh* e polimento com pasta de diamante com granulometrias de 9 μm e 3 μm . Foram empregados dois reagentes químicos: Nital 3% e Bandoh. O primeiro permitiu a visualização da morfologia dos constituintes em geral por MO e MEV, bem como a análise conduzida por AFM. Por outro lado, o Bandoh foi empregado para revelar por cores a microestrutura multicostituída do aço. Este ataque químico consiste na mistura de três reagentes: 2 mL de Tiossulfato de sódio 7% m/v, 2 mL de Picral 5% m/v e 0,5 mL de Nital 5% m/v. Dessa forma, os grãos de ferrita se revelam em tons azulados enquanto o constituinte MA apresenta-se amarelo claro e a bainita em tons de marrom (BANDOH; MATSUMURA; SAKUMA, 1988). A realização de um ataque que permite diferenciar as microestruturas presentes torna possível uma análise quantitativa da proporção desses constituintes. Para a obtenção das micrografias foi utilizado um microscópio Fortel com sistema de digitalização Kontrol. Na Figura 30 é apresentado o equipamento utilizado para a aquisição das imagens e exemplos do resultado do ataque químico de aços TRIP com os reagentes Bandoh e Nital, nos quais são identificados os microconstituintes. A análise em MEV foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura FEG – Quanta 200 FEI (Figura 31), com formação de imagens a partir de elétrons secundários.

Figura 30: Microscópio óptico utilizado para a obtenção das imagens e exemplos de resultados do ataque químico com os reagentes Nital e Bandoh.



(a) Microscópio óptico utilizado para a aquisição das imagens.

(b): amostra de aço TRIP atacada com reagente Nital. As regiões claras são ferrita e as escuras os demais constituintes.

(c): amostra de aço TRIP atacada com reagente Bandoh. A bainita é identificada como B, a ferrita como α e a martensita associada à austenita retida como MA.

Fonte: próprio autor.

Figura 31: Microscópio Eletrônico de Varredura FEG Quanta 200 FEI.



Fonte: próprio autor.

Para a obtenção das imagens utilizando a técnica de microscopia de força atômica utilizou-se um equipamento Nanosurf CoreAFM, apresentado na Figura 32. A preparação metalográfica das amostras destinadas às análises por AFM foi similar à empregada para MO e MEV. Ao final do polimento e do ataque químico, realizado por 10 s em todas as condições, as amostras foram colocadas em um banho de etanol em um equipamento de ultrassom para a retirada das impurezas da

superfície. O tratamento das imagens e dos dados obtidos pela técnica de microscopia de força atômica foi realizado com o auxílio do software Gwyddion.

Para a difração de raios X foi utilizado um equipamento Shimadzu, modelo XRD – 7000 (Figura 33), empregando radiação $\text{CuK}\alpha$, tensão de 40 kV, corrente de 30 mA e 2θ variando de 30° a 120° . A preparação das amostras destinadas à difração de raios X consistiu apenas de decapagem em ácido clorídrico uma vez que o lixamento poderia, eventualmente, provocar a transformação da austenita retida presente na amostra em martensita.

Figura 32: Microscópio de Força Atômica Nanosurf CoreAFM.



Fonte: próprio autor.

Figura 33: Difratorômetro de raios X utilizado no trabalho.



(a): Vista geral; (b): detalhe.

Fonte: próprio autor.

4.4.1 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes

Com as imagens obtidas por MO foi realizada, por meio da técnica de contagem de pontos, a análise semiquantitativa dos constituintes ferrita, bainita e MA (martensita e austenita retida). A técnica da contagem de pontos é conduzida sobrepondo uma rede com um número de pontos determinados sobre uma área da microestrutura. O número de pontos que incide sobre a fase ou constituinte de interesse dividido pelo número total de pontos da rede fornece o valor estimado da fração volumétrica daquele constituinte. Nos casos em que os pontos não incidem sobre o constituinte especificamente, mas na sua interface, ou quando a região apresenta-se duvidosa conta-se como meio ponto (PADILHA, 2000; ASTM E 562, 2011). É importante que o processo seja repetido em diferentes regiões da amostra de maneira que a medida seja estatisticamente representativa. Por isso neste trabalho a medição foi realizada em 20 imagens de cada condição. Foi utilizada uma rede com 140 pontos em imagens de regiões distintas da microestrutura atacada com reagente químico Bandoh e ampliação de 800x. Na Figura 34 está representada a maneira por meio da qual a contagem foi feita, onde os círculos completamente coloridos se referem a um nó da rede que incidiu sobre determinado constituinte e vale 1, e os círculos de duas cores se referem às regiões nas quais o nó incidiu sobre a interface entre dois constituintes ou regiões que eventualmente apresentavam-se duvidosas e difíceis de distinguir devido ao ataque químico ou resolução da imagem. Ressalta-se ainda que a contagem foi realizada considerando não somente a cor, mas também a morfologia do constituinte, visto que a literatura apresenta casos em que a coloração da ferrita e da bainita podem se confundir nesse tipo de ataque químico (SEOL et al., 2012; ZAEFFERER et al., 2008).

Para o cálculo da fração volumétrica de austenita retida foram utilizados os resultados de DRX, por meio do refinamento do difratograma pelo método de Rietveld, considerando as fases ferrita e austenita. O refinamento de Rietveld foi conduzido com o auxílio do software GSAS II (TOBY; VON DREELE, 2013), seguindo uma sequência de ajuste de vários parâmetros incluindo refinamento da célula unitária, deslocamento e rugosidade da amostra, correção de ruído e parâmetros de perfil. Após o refinamento, o software fornece a fração volumétrica das fases bem como o novo parâmetro de rede da célula unitária. A variação no parâmetro de rede permite o cálculo do teor de carbono presente na austenita retida

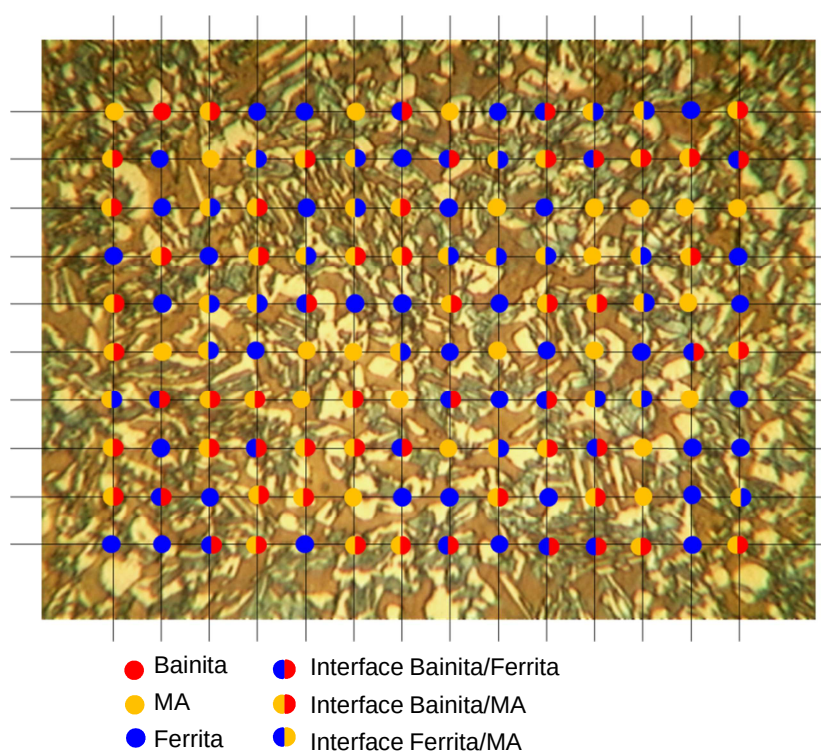
por meio da relação de Nishiyama (Equação 3) (MEYER et al., 1999 apud ABASSI; RAINFORTH, 2016).

$$a_{\gamma} = a_0 + 0,00467 \times \%C$$

Equação 3

Onde $a_0 = 0,35467$ é o parâmetro de rede teórico da austenita à temperatura ambiente.

Figura 34: Representação da análise semiquantitativa de constituintes pelo método da contagem de pontos.



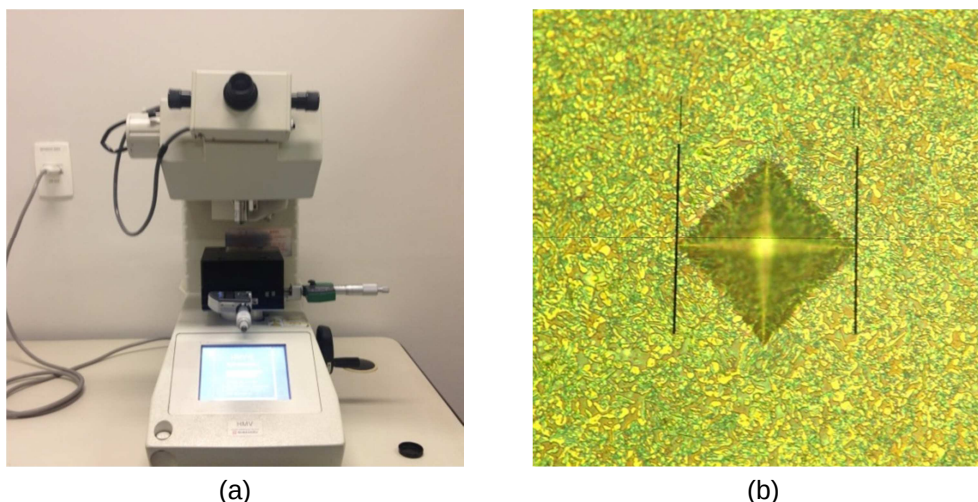
Fonte: próprio autor

4.5 Caracterização mecânica

A caracterização das propriedades mecânicas dos aços TRIP avaliados neste trabalho envolveu ensaios de dureza Vickers e ensaios de tração. Os ensaios de dureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu, modelo HVM-2T, com penetrador Vickers (Figura 35 (a)). Foram empregados uma carga de 1 kgf e um tempo de penetração de 15 s, com o objetivo de abranger uma região da microestrutura com todos os constituintes, conforme apresentado na Figura 35 (b). A

preparação das amostras para os testes de dureza Vickers foi conduzida de maneira similar à preparação das amostras para análise metalográfica, descrita anteriormente. Foram realizadas 10 medições em cada amostra de cada condição e posteriormente foram calculados os valores médios e o desvio padrão.

Figura 35: Microdurômetro utilizado no trabalho e indentação em uma das amostras.

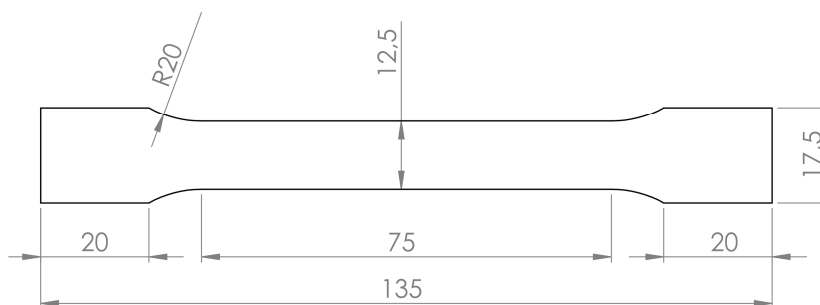


(a): Microdurômetro Vickers; (b): indentação na amostra abrangendo uma região com todos os constituintes.

Fonte: próprio autor.

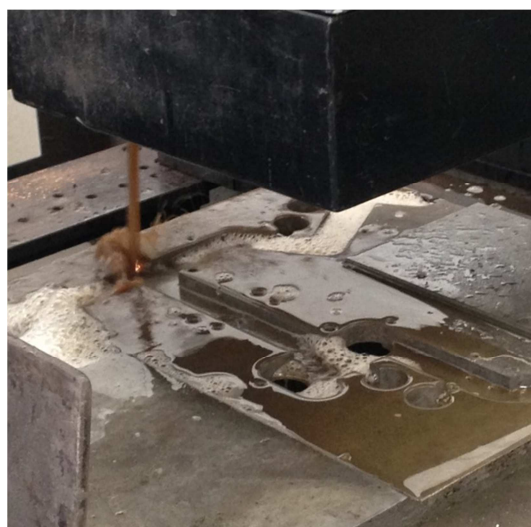
Para os ensaios de tração, foram confeccionados a partir das chapas tratadas termicamente, por meio de corte por eletroerosão a fio, três corpos de prova de cada condição e, após a realização dos ensaios, foram escolhidas as duas curvas mais próximas. Os corpos de prova foram produzidos de acordo com a norma ASTM A370 (Figura 36), com o auxílio de uma máquina Eletrocut Novick AR2300, mostrada na Figura 37. Os testes foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3 (Figura 38). Para a aquisição dos valores de deformação foi empregado um extensômetro eletrônico Instron modelo 2630-100. Quanto aos parâmetros de ensaio, foi definida a velocidade de teste de 4,5 mm/min, levando a uma taxa de deformação inicial de 10^{-3}s^{-1} , conforme recomendação da norma ASTM A370. Com os dados de força e alongamento obtidos nos ensaios foram elaboradas as curvas tensão x deformação convencionais das amostras para a determinação dos valores de limite de escoamento LE e de limite de resistência à tração LR, caracterizando a resistência mecânica do aço, e alongamento uniforme percentual AU, representando a ductilidade, também segundo a norma ASTM A370.

Figura 36: Representação esquemática do corpo de prova de tração.



Fonte: próprio autor.

Figura 37: Máquina de corte por eletroerosão a fio Eletrocut Novick AR2300



Fonte: próprio autor.

Figura 38: Máquina universal de ensaios Instron modelo 5982



(a)



(b)

(a): Vista geral do equipamento; (b): Extensômetro acoplado ao corpo de prova.

Fonte: próprio autor.

4.5.1 Análise do encruamento

As análises de propriedades mecânicas foram feitas a partir das curvas tensão x deformação convencionais. Tais curvas, entretanto, não fornecem uma indicação real acerca das características de deformação do material por serem baseadas nas dimensões originais do corpo de prova utilizado nos ensaios, e essas dimensões se alteram, já que à medida que o ensaio progride, o material se torna instável e inicia-se o processo de estricção do corpo de prova. Quando as curvas tensão x deformação são construídas considerando a área real da seção transversal e medidas instantâneas de deformação, tem-se as curvas tensão x deformação verdadeiras. Os valores de tensão e deformação reais, até o momento da estricção, podem ser calculados a partir das Equações 4 e 5 (DIETER, 1981).

$$\sigma = T(e + 1) \quad \text{Equação 4}$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad \text{Equação 5}$$

Onde σ e ε são a tensão e deformação reais, T é a tensão convencional e e a deformação convencional.

Para a avaliação do encruamento do material foram utilizadas as curvas tensão x deformação verdadeiras, determinadas a partir das curvas tensão x deformação convencionais e das Equações 4 e 5 mostradas anteriormente. Essa análise foi conduzida sob o ponto de vista de quatro abordagens distintas: i) determinação do expoente de encruamento; ii) avaliação da taxa de encruamento; iii) determinação do expoente de encruamento instantâneo e iv) método de Crussard-Jaoul.

O primeiro método consiste na determinação do expoente de encruamento n previsto na equação de Hollomon (Equação 6), onde σ e ε são a tensão e deformação reais, k é o coeficiente de resistência e n o expoente de encruamento. O expoente de encruamento pode então ser obtido a partir da linearização da curva σ x ε . Essa linearização é realizada construindo o gráfico duplo logarítimo da tensão e deformação verdadeira até a tensão máxima, conforme desenvolvimento das Equações 7 e 8 e representação da Figura 39 (FONSTEIN, 2015; DIETER, 1981).

$$\sigma = k\varepsilon^n$$

Equação 6

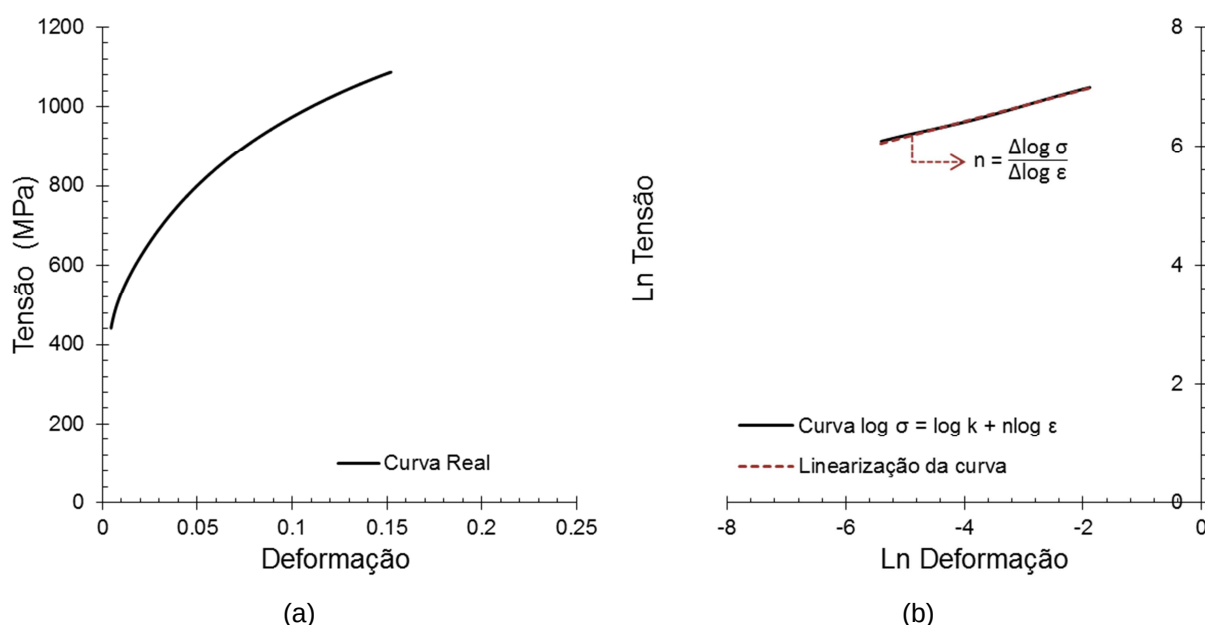
$$\log \sigma = \log k + n \log \varepsilon$$

Equação 7

$$n = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \varepsilon}$$

Equação 8

Figura 39: Determinação do expoente de encruamento pelo método da linearização da curva
Tensão x Deformação

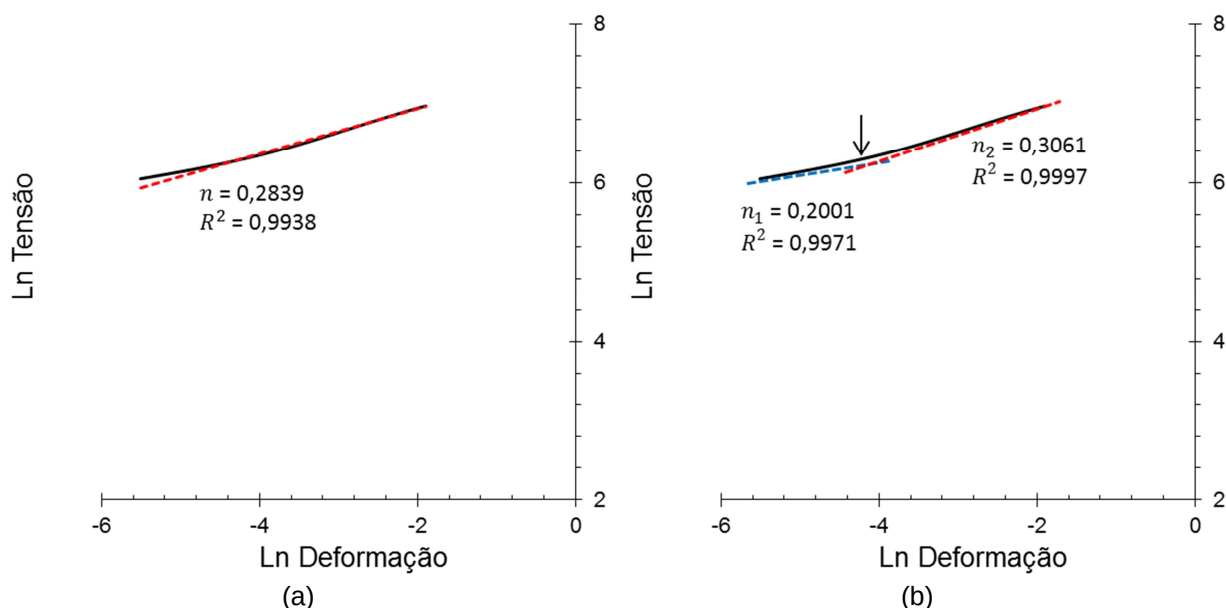


(a): Curva real – região correspondente à deformação plástica; (b): Linearização da curva.

Fonte: Próprio autor.

No caso dos aços que apresentam transformação martensítica induzida por deformação plástica, admitir que o expoente n é constante durante a deformação pode não revelar o real comportamento de encruamento do material, já que esse tipo de aço apresenta mais de um estágio de deformação e, conseqüentemente, mais de uma inclinação na curva $\ln \sigma \times \ln \varepsilon$ (CAI et al., 2013; YU, 2008). Dessa forma, no presente trabalho, as análises foram feitas considerando também dois estágios de deformação, conforme representação da Figura 40. Com o objetivo de avaliar o grau de relacionamento linear entre os valores encontrados, foram calculados os valores do índice de correlação linear R^2 . Nota-se, no exemplo apresentado, que a abordagem considerando dois estágios de encruamento leva à valores de R^2 mais próximos de 1, o que indica que o modelo é mais representativo.

Figura 40: Determinação do expoente de encruamento n considerando dois estágios de deformação



(a): Cálculo de n considerando um estágio de encruamento; (b): Cálculo de n considerando dois estágios de encruamento

Fonte: Próprio autor.

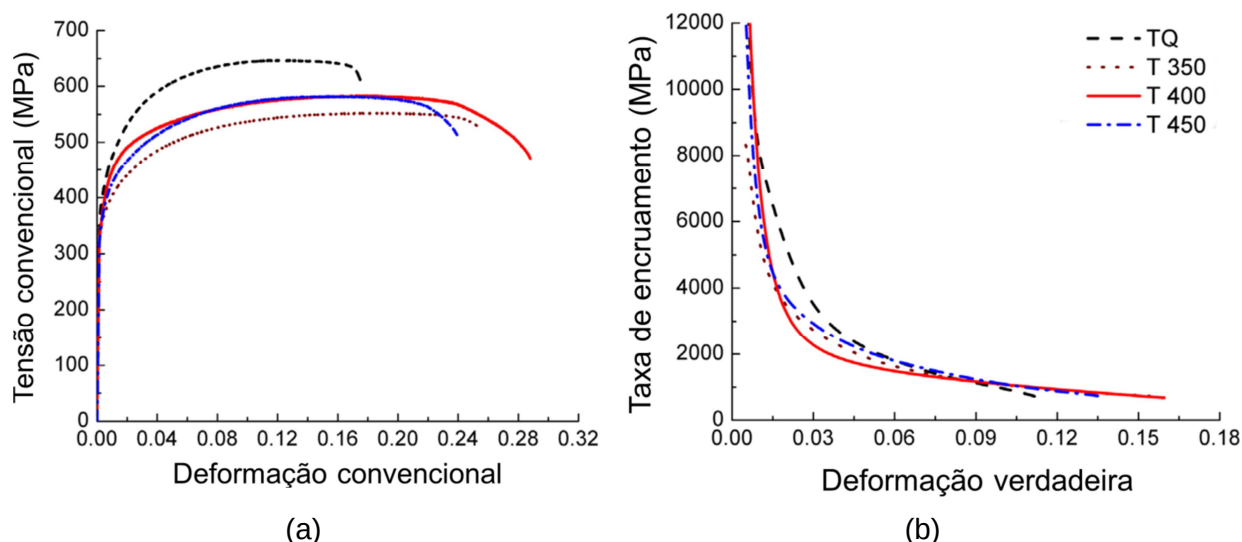
A segunda abordagem consiste na avaliação da taxa de encruamento do material, parâmetro que indica a capacidade que esse tem de elevar sua resistência mecânica, ou seja, encruar, mediante um dado valor de deformação aplicado. É importante ressaltar que a taxa de encruamento e o expoente de encruamento são parâmetros com valores distintos (DIETER, 1981), porém é possível estabelecer uma relação de igualdade entre o expoente de encruamento e a deformação uniforme no momento em que a taxa de encruamento e a tensão real se igualam (início da estricção).

A taxa de encruamento é obtida a partir da derivação numérica da curva tensão x deformação real ($d\sigma/d\varepsilon$), ou seja, esta representa a inclinação da curva a cada instante (FONSTEIN, 2015). Para essa etapa foi utilizado o software OriginPro 8.0 e a partir dos dados encontrados foram elaboradas as curvas de taxa de encruamento em função da deformação verdadeira. Ressalta-se que, com o objetivo de reduzir os erros associados à técnica de obtenção dos resultados, utilizou-se um sistema de processamento de sinal, disponível no software, para suavizar a curva obtida. O método utilizado foi o *Adjacent Averaging*, recomendado para casos em que os ruídos possuem distribuição normal.

Na Figura 41 são apresentados exemplos das curvas tensão x deformação

bem como de taxa de encruamento x deformação para aços TRIP submetidos a diferentes temperaturas de austêmpera (XIONG et al, 2016).

Figura 41: Curvas tensão x deformação para aços TRIP e suas respectivas taxas de encruamento.



(a): curvas tensão x deformação convencionais. (b): taxa de encruamento. TQ: sem austêmpera. T 350: austêmpera a 350°C. T 400: austêmpera a 400°C. T 450: austêmpera a 450°C.

Fonte: XIONG et al., 2016.

A terceira abordagem para a avaliação do comportamento de encruamento dos aços TRIP foi conduzida pela determinação do expoente de encruamento instantâneo (n_{inst}). Este método vem sendo utilizado como uma maneira de avaliar a capacidade de deformação de chapas. Quanto maior é o valor de n_{inst} maior é a capacidade de deformação do material (CHIANG et al., 2015). O expoente de encruamento instantâneo é obtido a partir da diferenciação da equação de Hollomon e é definido pela Equação 18. Na Figura 21 do Capítulo 3 do presente trabalho foi apresentado um exemplo da aplicação da análise do n_{inst} para aços TRIP apresentando diferentes morfologias preferenciais.

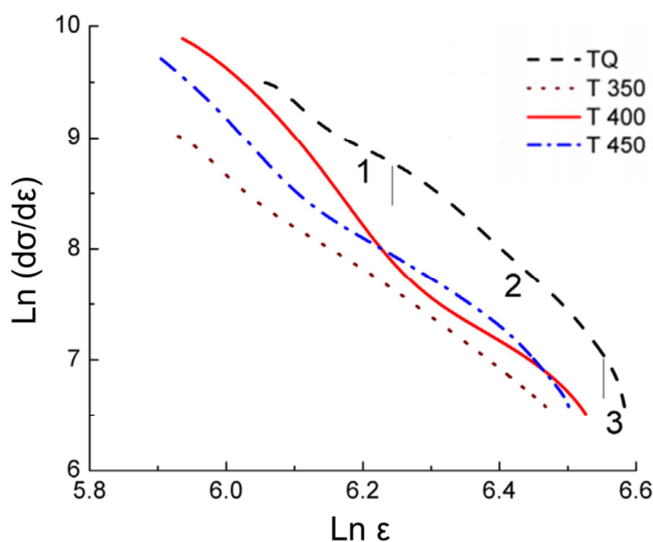
$$n_{inst} = \frac{\ln(\sigma_m / \sigma_{m-1})}{\ln(\epsilon_m / \epsilon_{m-1})} \quad \text{Equação 9}$$

Onde em determinado ponto de tensão e deformação verdadeira (σ_m e ϵ_m), n_{inst} é o valor do expoente de encruamento instantâneo.

A última abordagem para a avaliação do comportamento de encruamento dos aços TRIP estudados neste trabalho envolve o método de Crussard-Jaoul. Trata-se de um método, a princípio, capaz de refletir variações no mecanismo de encruamento, de acordo com os microconstituintes envolvidos, mesmo em valores de deformação reduzidos (XIE et al., 2014). A análise é realizada a partir da curva experimental $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ em função de $\ln(\varepsilon)$ e possibilita a visualização nas mudanças de estágios de encruamento, o que, em geral, não é possível identificar por meio dos outros métodos utilizados. Essas mudanças de estágio são identificadas especialmente em materiais que exibem evolução microestrutural com a deformação, como a transformação martensítica induzida por deformação plástica (efeito TRIP) (DINI et al., 2010; WU et al., 2013).

Na Figura 42 são apresentados exemplos da análise de Crussard-Jaoul para quatro aços TRIP, produzidos a partir de uma mesma composição química e três temperaturas de transformação bainítica distintas e uma têmpera direta, mesmas condições apresentadas na Figura 41. Observa-se a ocorrência de três estágios de encruamento, que podem ser relacionados aos eventos microestruturais do material durante a deformação plástica (XIONG et al., 2016).

Figura 42: Comportamento de encruamento de aços TRIP – modelo de Crussard-Jaoul.



TQ: sem austêmpera. T 350: austêmpera a 350°C. T 400: austêmpera a 400°C.
T 450: austêmpera a 450°C.

Fonte: XIONG et al., 2016.

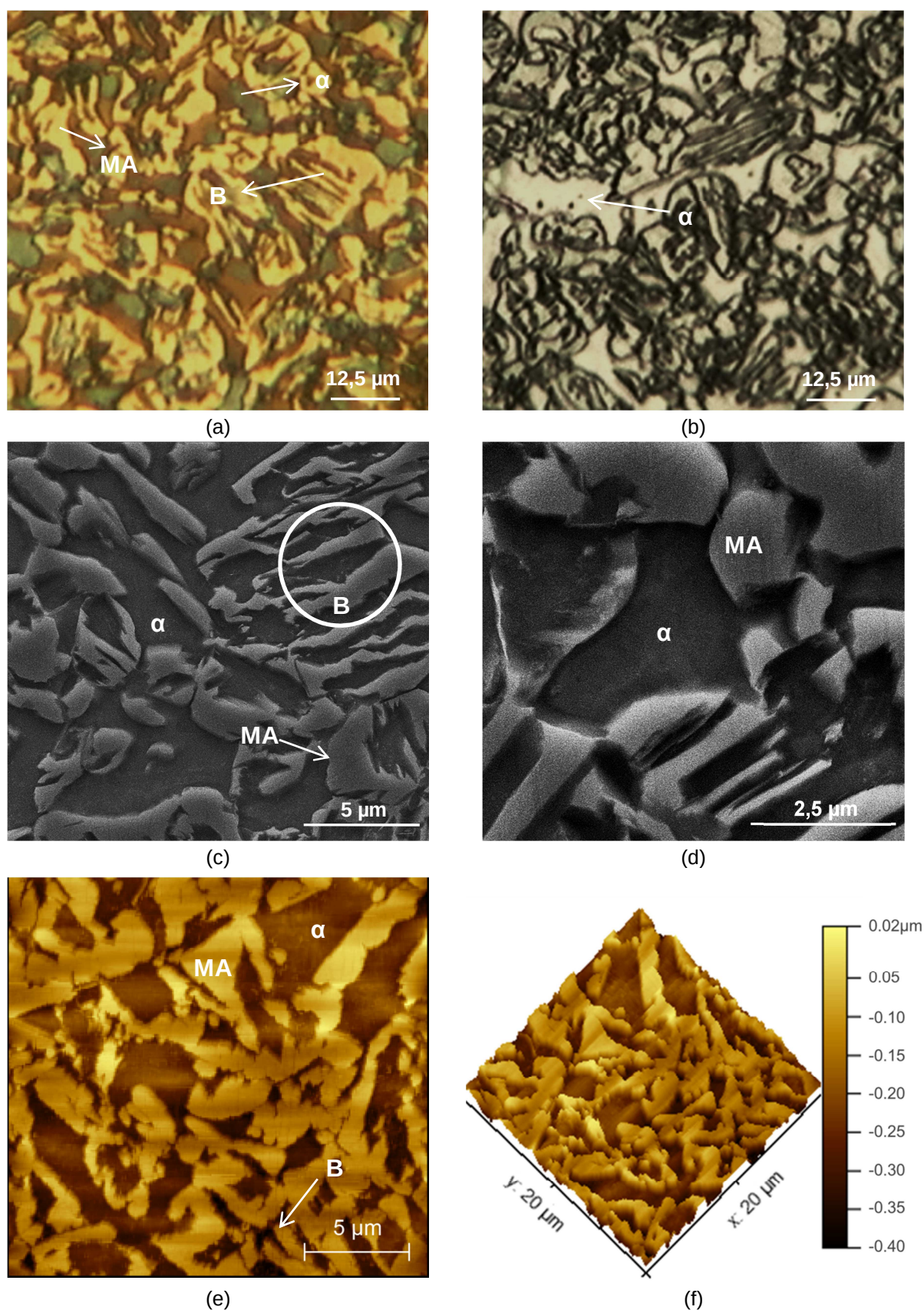
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise microestrutural

Nas Figuras 43 a 54 são mostradas as imagens das microestruturas das amostras submetidas a todas as condições de tratamento térmicos, obtidas por microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura. Para as condições extremas de tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica, ou seja, 2 e 10 minutos, são apresentadas ainda imagens obtidas pela técnica de microscopia de força atômica. Ressalta-se que as características observadas foram verificadas em diversas regiões das amostras podendo ser, portanto, consideradas como representativas do material como um todo.

Nas micrografias obtidas por microscopia óptica e ataque químico com reagente Bando, as regiões azuladas ou em tons de marrom com morfologia equiaxial são ferrita (α), as regiões marrons com morfologia lamelar ou em ripas são bainita (B) e as regiões amareladas são o chamado constituinte MA. Nas micrografias obtidas por microscopia óptica e ataque químico com Nital é possível identificar de forma nítida a ferrita, que aparece em cor clara nas imagens. As regiões escuras seriam os demais constituintes. Já nas imagens obtidas por MEV é possível melhor visualização do que seria a ferrita, as ripas de bainita e o constituinte MA (identificados como blocos de aparência difusa). Complementando os resultados, as imagens obtidas por AFM revelam a morfologia dos constituintes: a ferrita é identificada como a região escura de menor altura, enquanto os demais constituintes se apresentam em cores claras e mais elevados quando comparados à ferrita. A bainita é identificada como o constituinte em ripas e a austenita retida associada à martensita seria o constituinte em blocos. A escala de cores posicionada ao lado da imagem de AFM representa a profundidade do constituinte. Ressalta-se que as diferentes condições apresentaram escalas distintas devido ao fato das amostras terem sido atacadas previamente com reagente químico Nital 3%. Como o ataque químico possivelmente teve intensidades diferentes em cada amostra, mesmo que tenha sido empregado um único tempo de ataque, são verificadas alterações na espessura dos mesmos constituintes quando comparadas amostras diferentes, algo não tão perceptível nas outras técnicas de microscopia utilizadas.

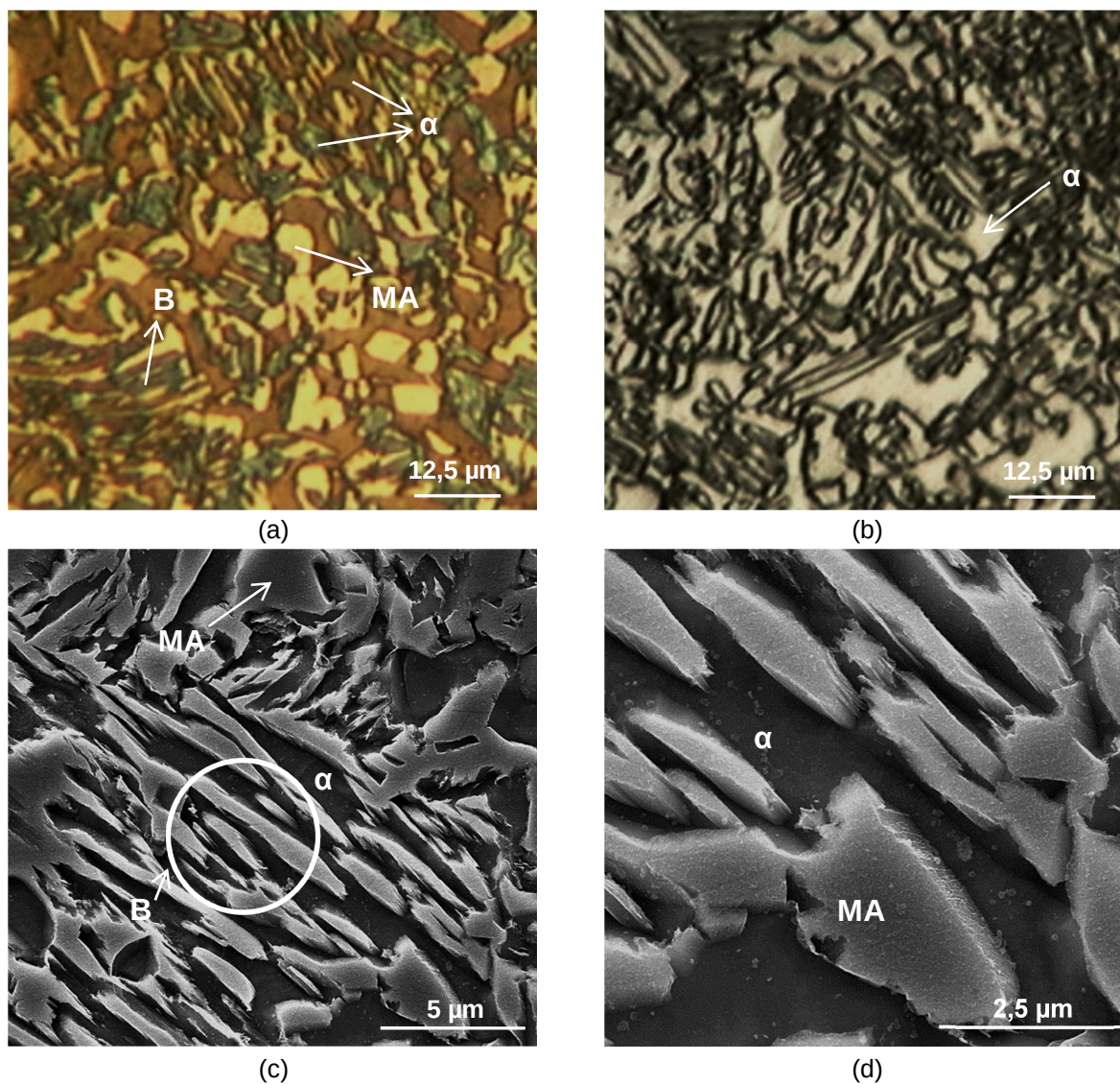
Figura 43: Microestruturas da amostra RI-1: 770°C/430°C – 2 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

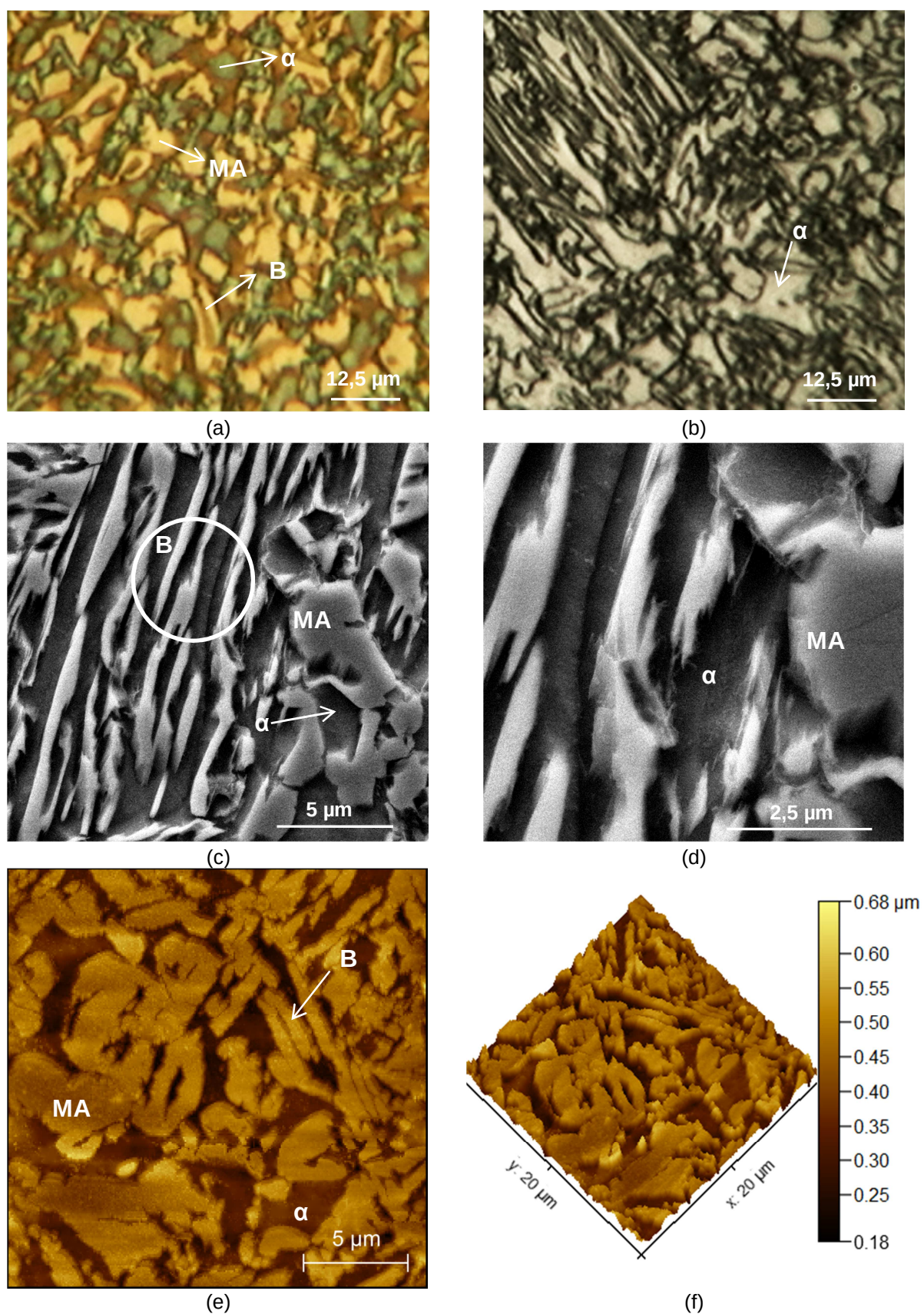
Fonte: próprio autor.

Figura 44: Microestruturas da amostra RI-2: 770°C/430°C – 5 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bando; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV.
 Fonte: próprio autor.

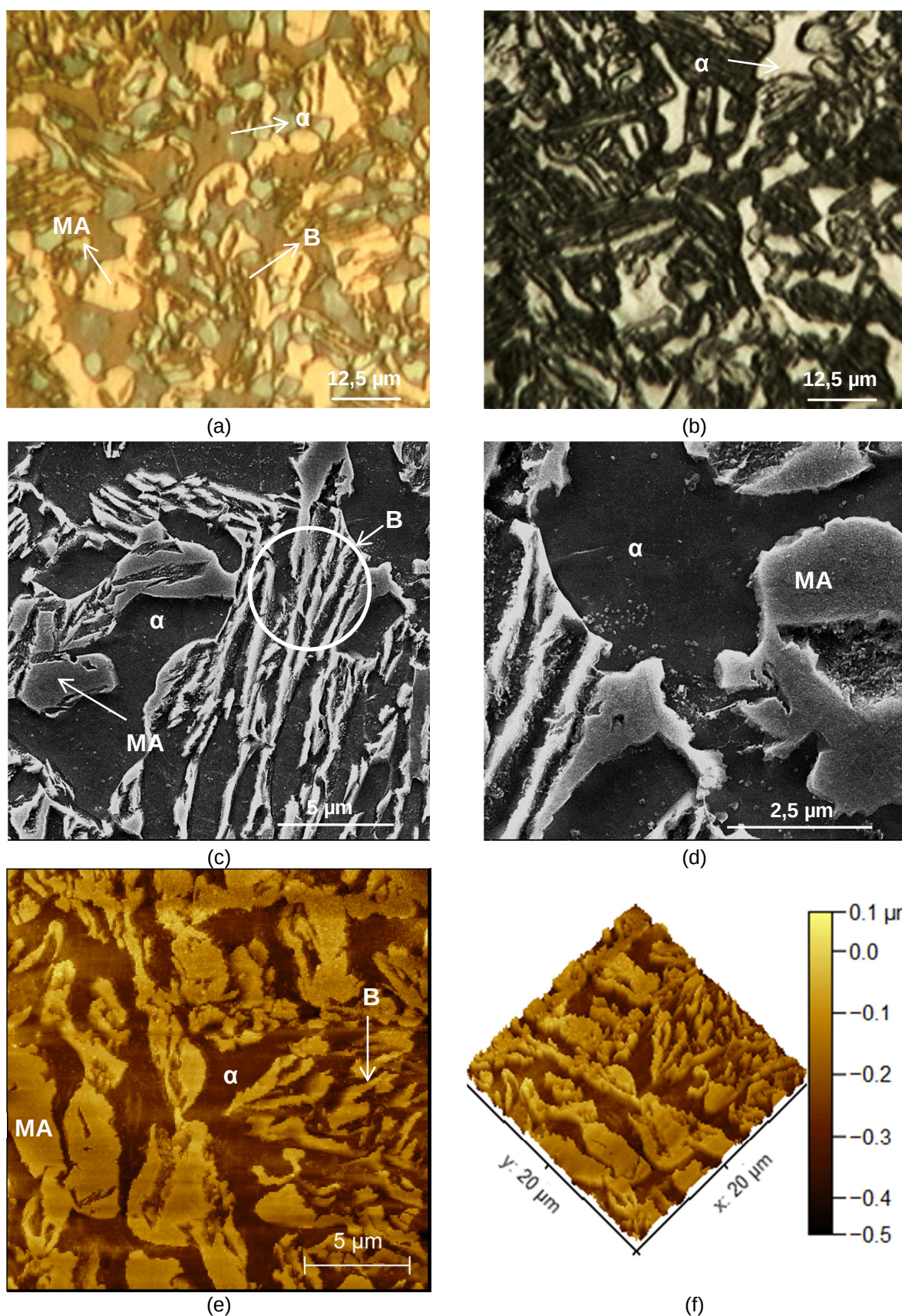
Figura 45: Microestruturas da amostra RI-3: 770°C/430°C – 10 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

Fonte: próprio autor.

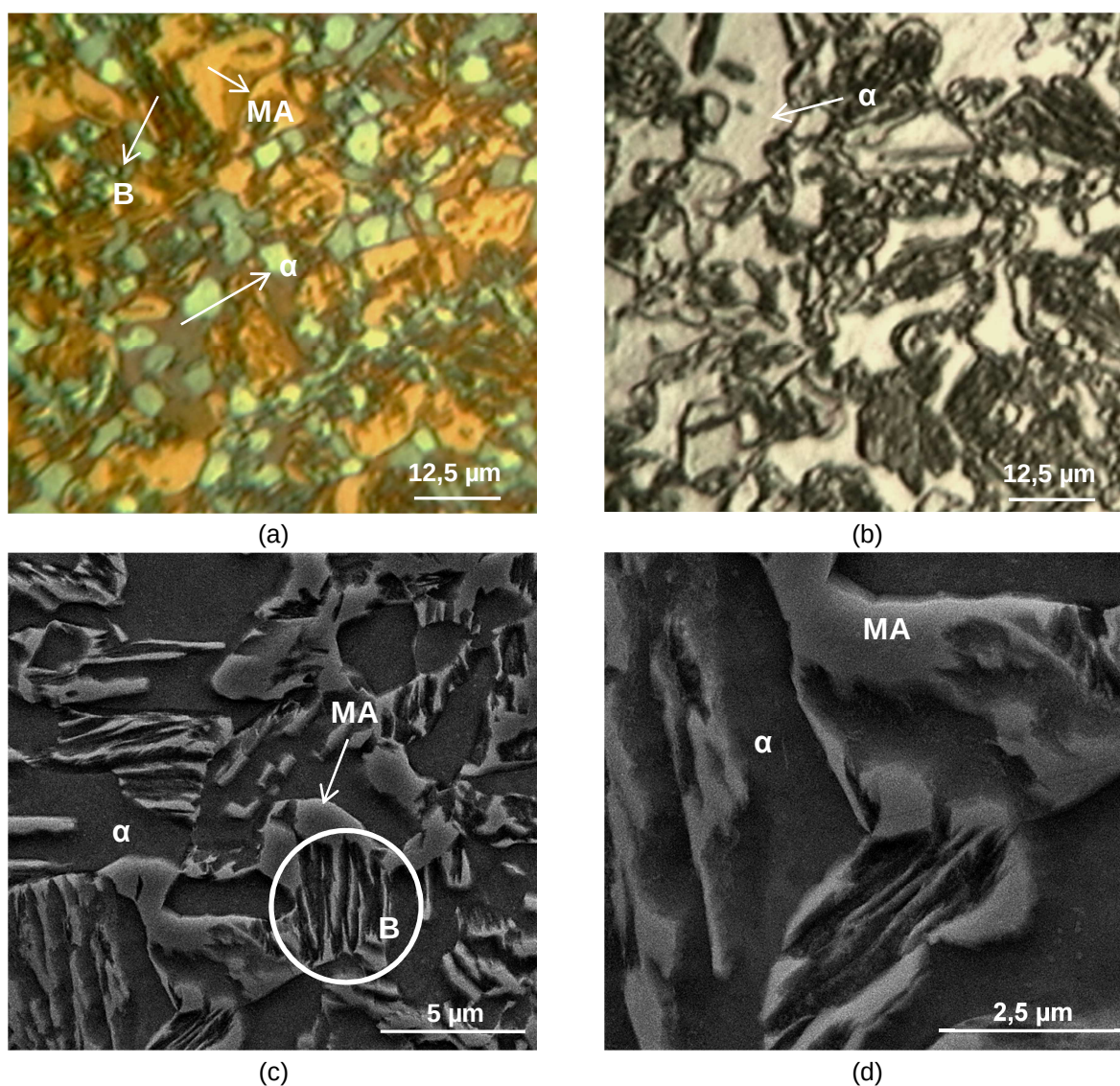
Figura 46: Microestruturas da amostra RI-4: 770°C/370°C – 2 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

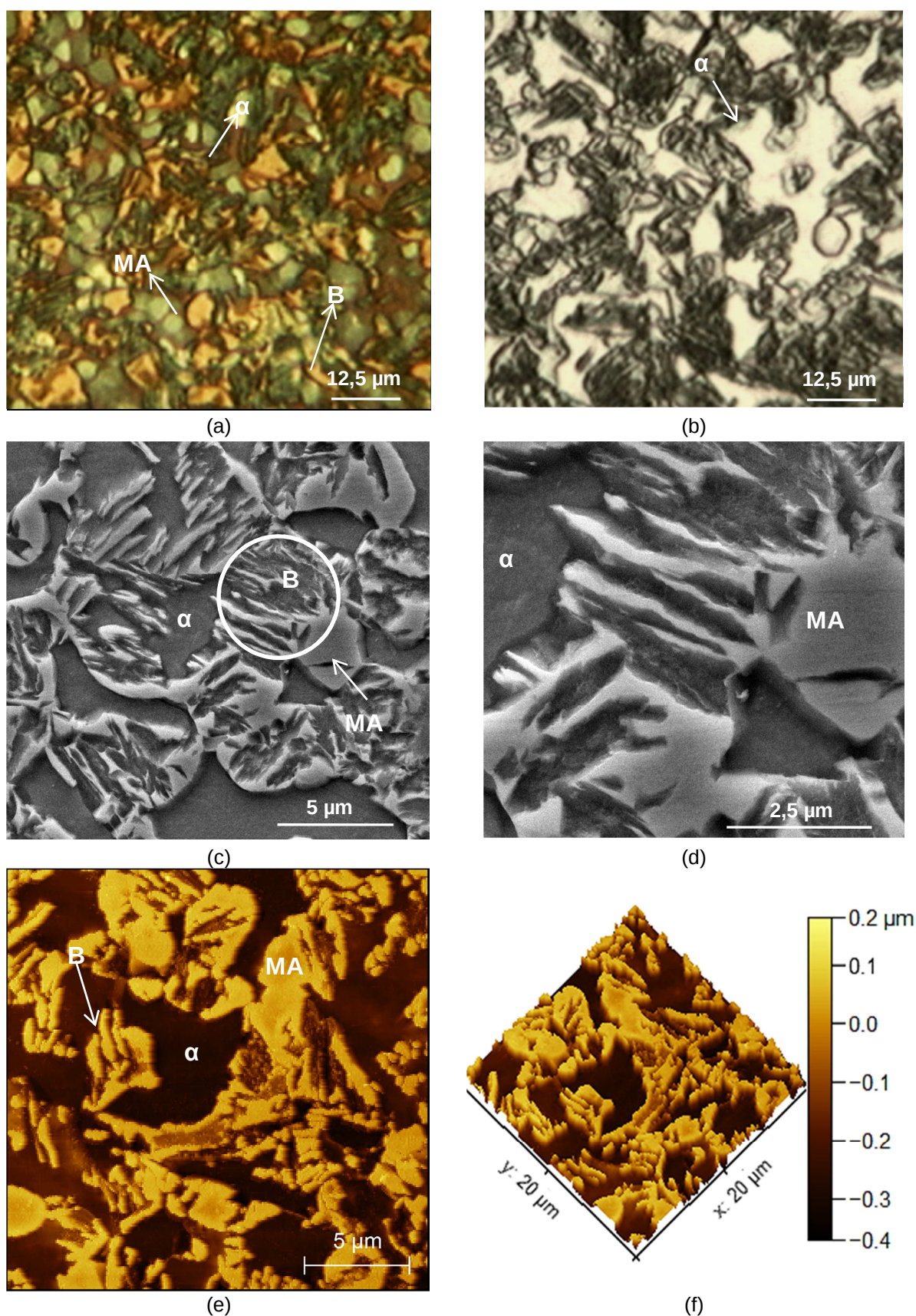
Fonte: próprio autor.

Figura 47: Microestruturas da amostra RI-5: 770°C/370°C – 5 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bando; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV.
 Fonte: próprio autor.

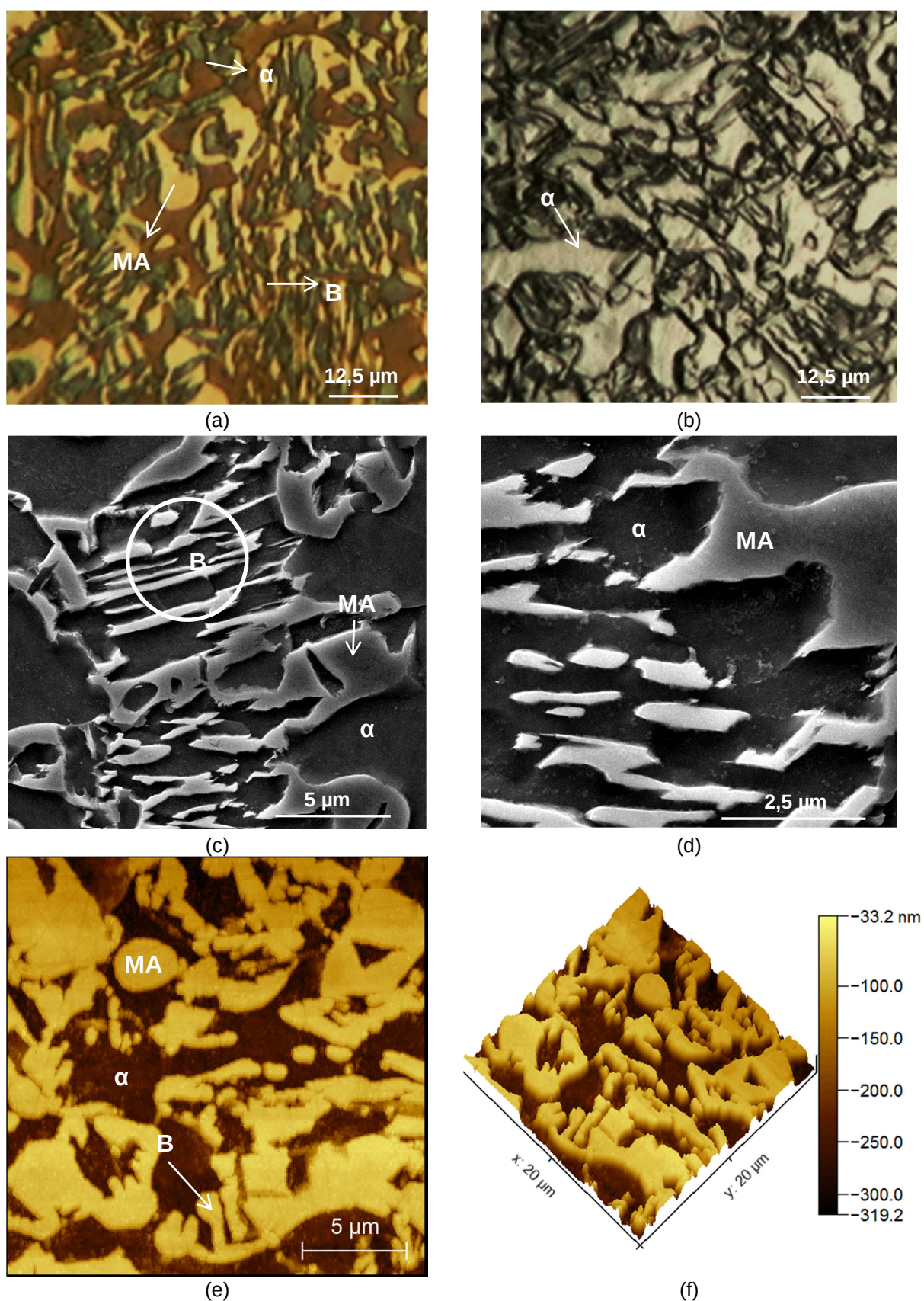
Figura 48: Microestruturas da amostra RI-6: 770°C/370°C – 10 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

Fonte: próprio autor.

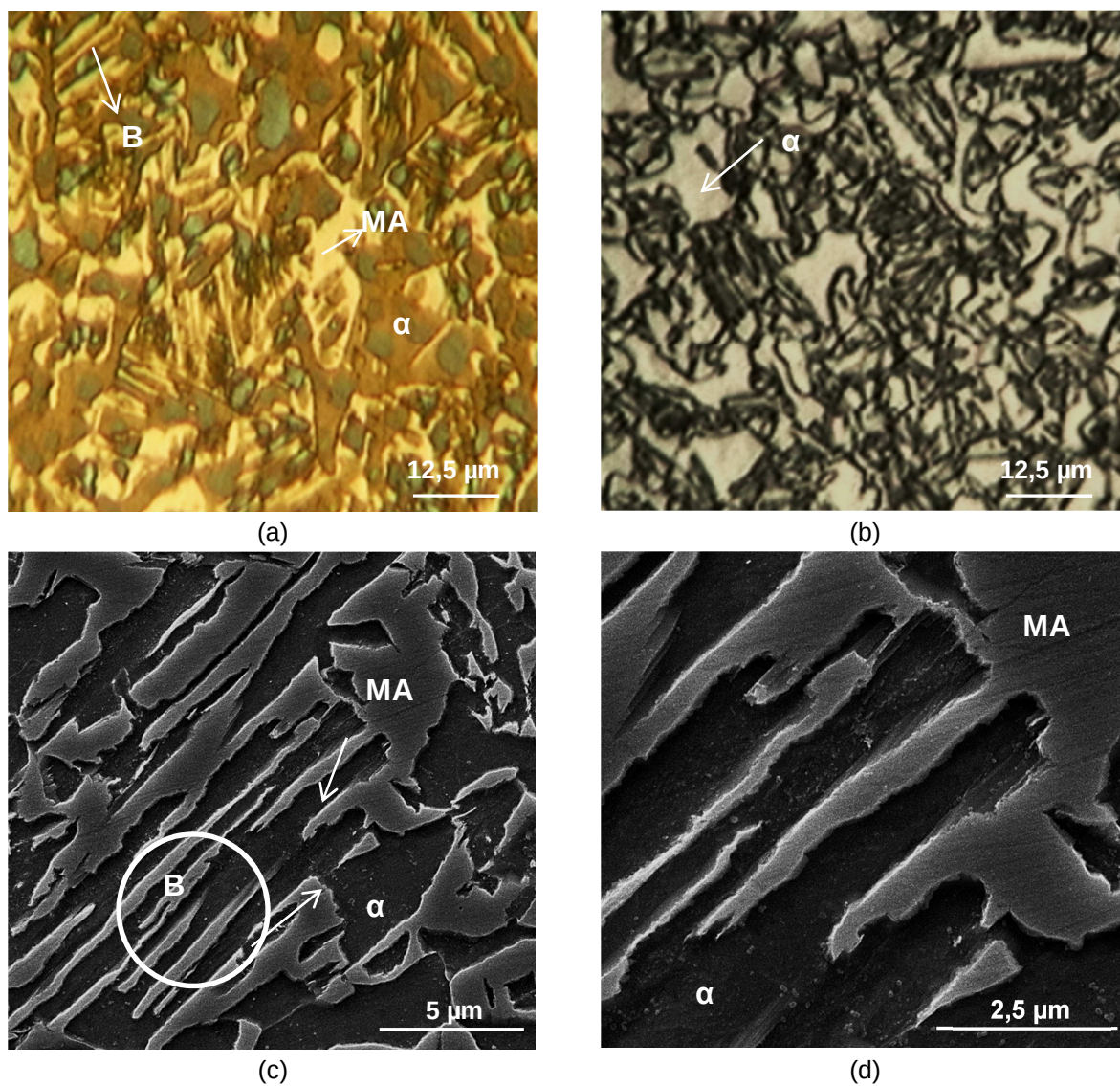
Figura 49: Microestruturas da amostra RI-7: 725°C/430°C – 2 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

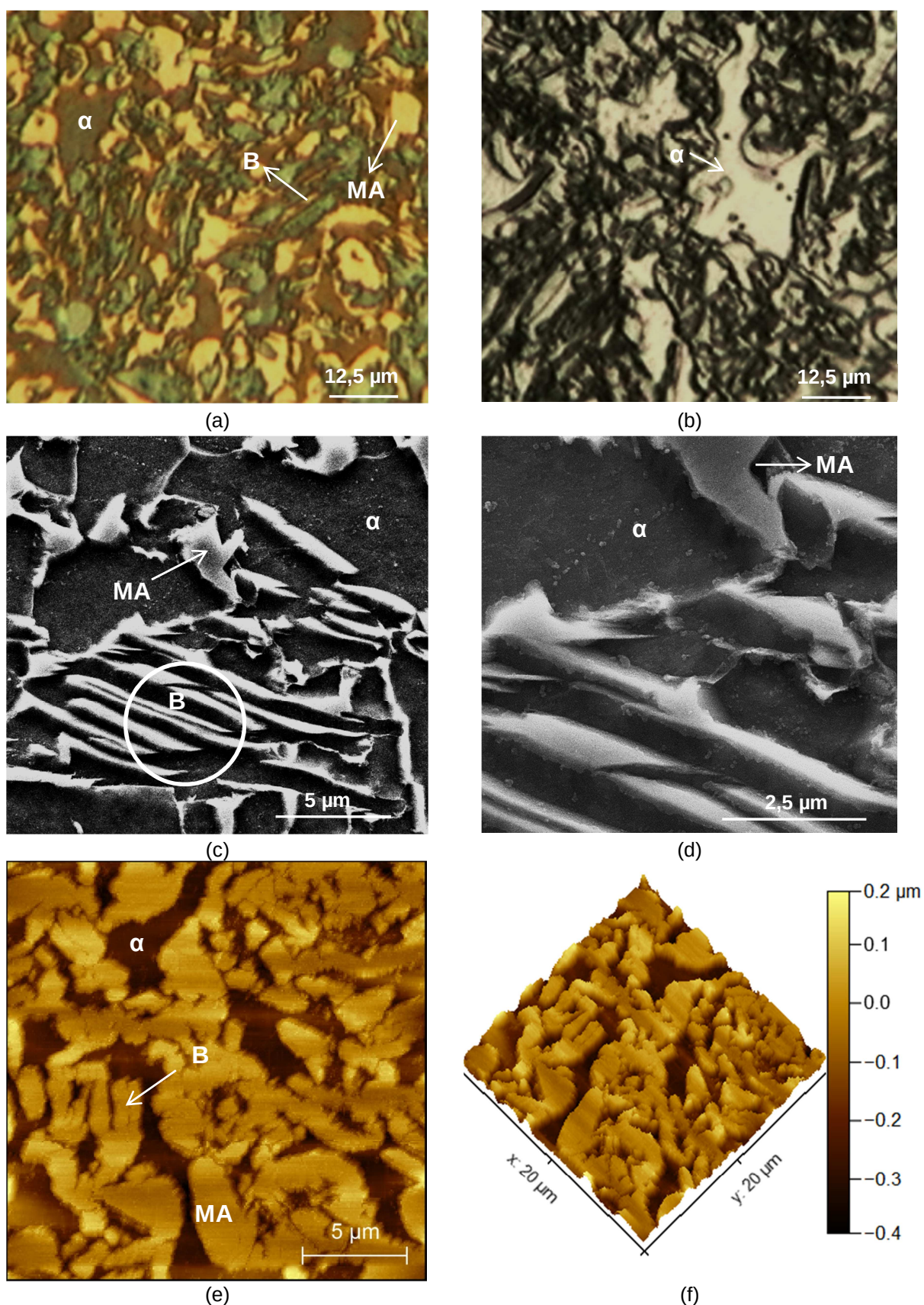
Fonte: próprio autor.

Figura 50: Microestruturas da amostra RI-8: 725°C/430°C – 5 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bando; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV.
 Fonte: próprio autor.

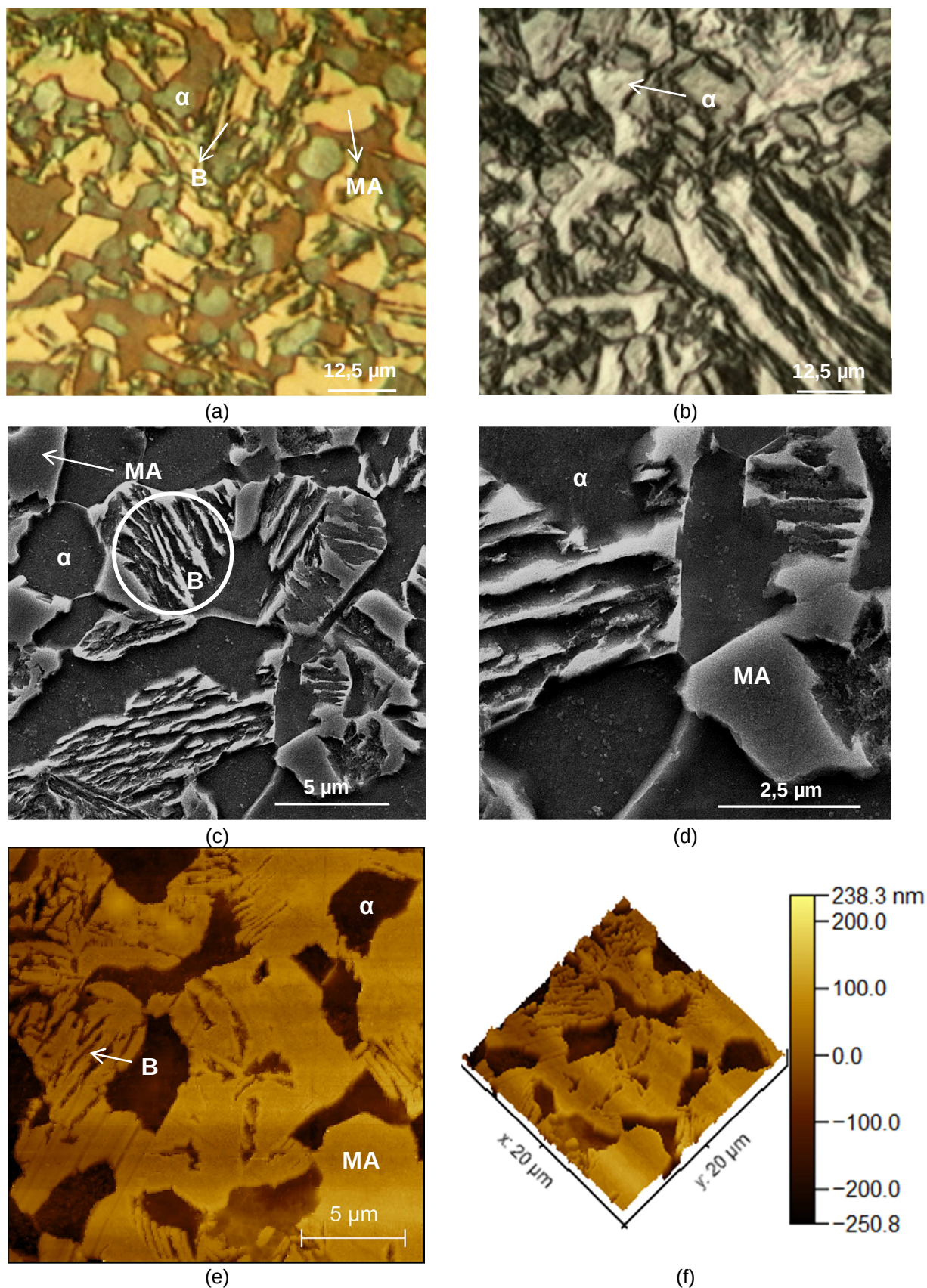
Figura 51: Microestruturas da amostra RI-9: 725°C/430°C – 10 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

Fonte: próprio autor.

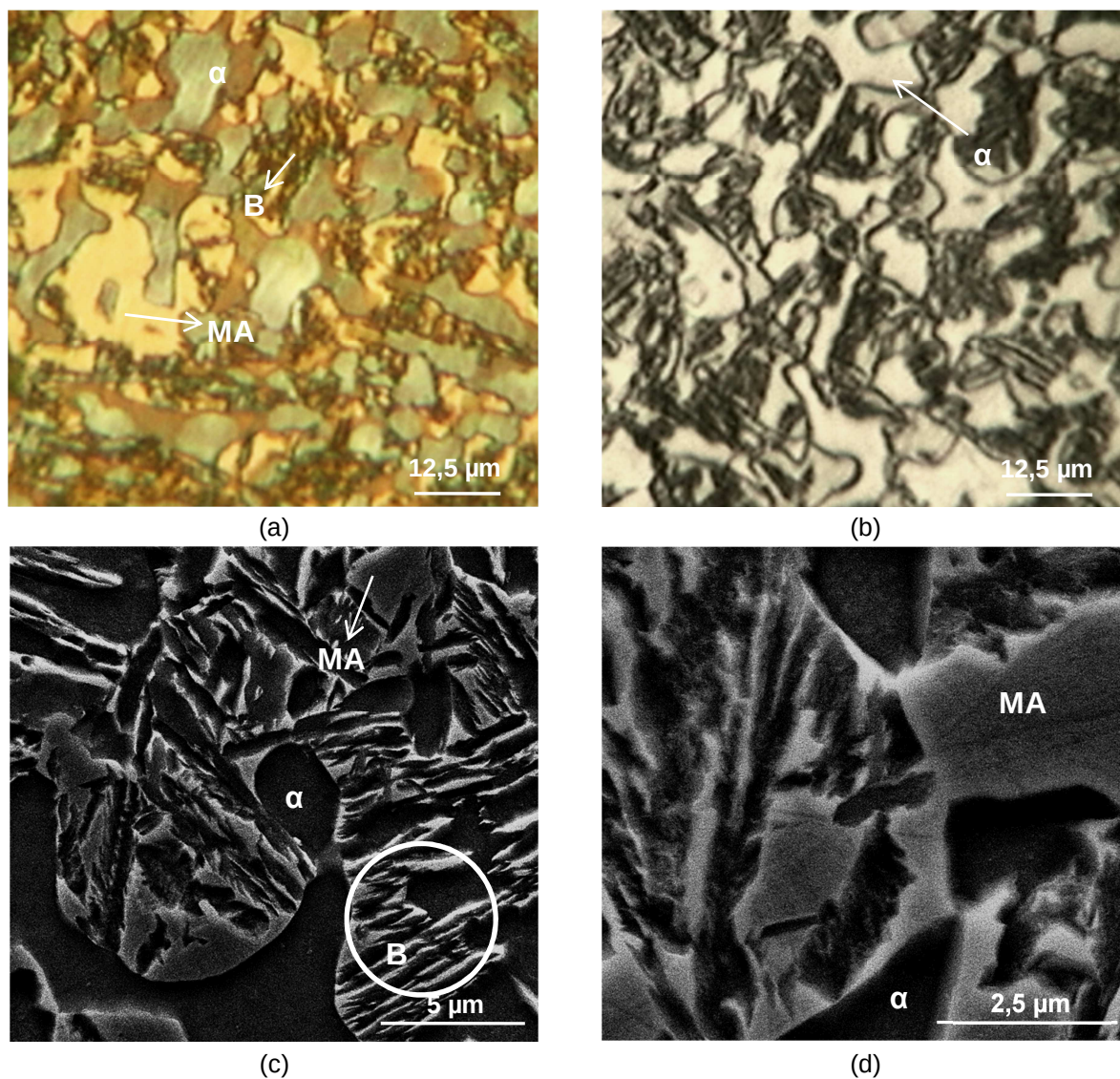
Figura 52: Microestruturas da amostra RI-10: 725°C/370°C – 2 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

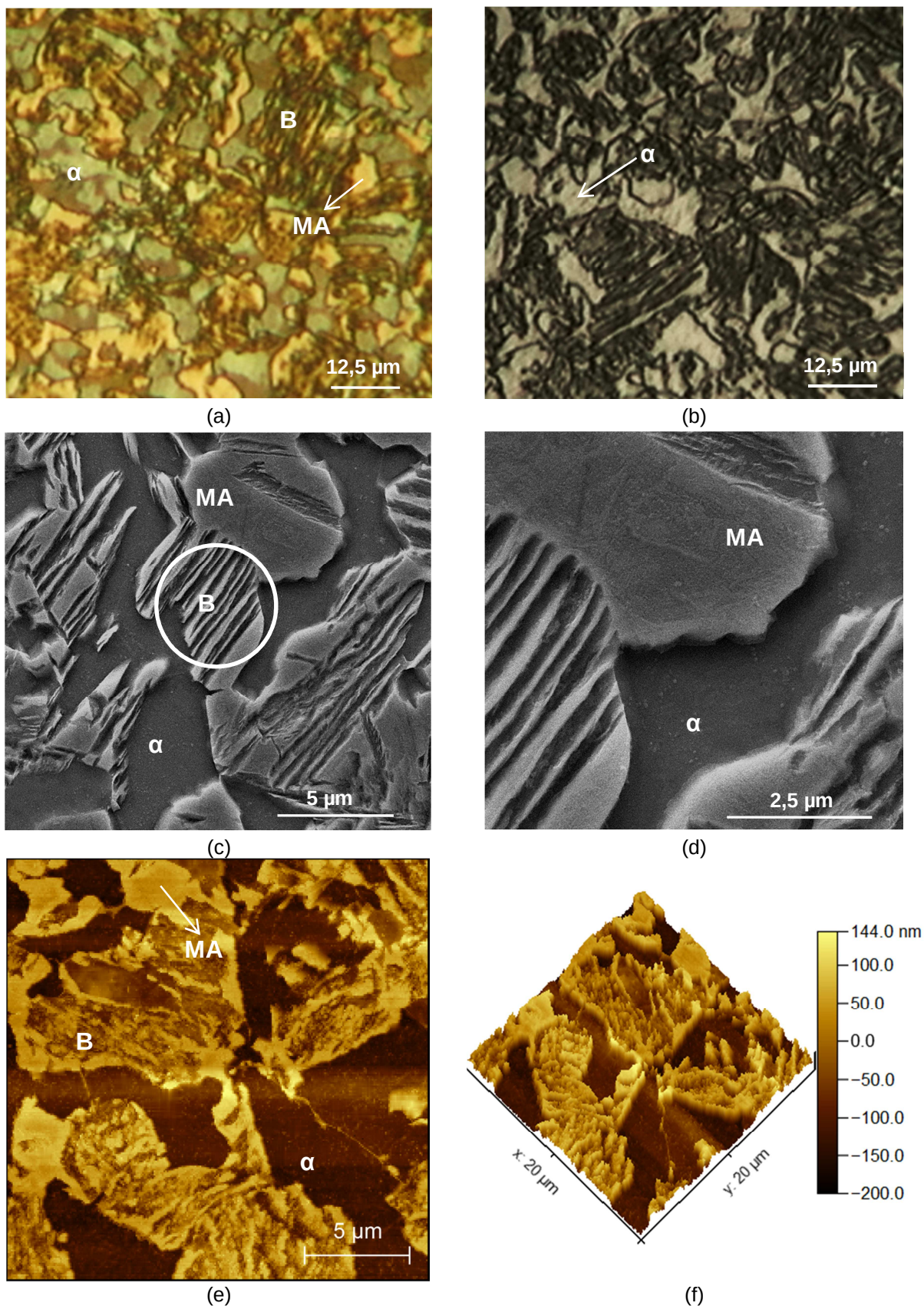
Fonte: próprio autor.

Figura 53: Microestruturas da amostra RI-11: 725°C/370°C – 5 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bando; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV.
 Fonte: próprio autor.

Figura 54: Microestruturas da amostra RI-12: 725°C/370°C – 10 minutos.



(a): MO - ataque químico com reagente Bandoh; (b): MO - ataque químico com Nital; (c) e (d): MEV; (e) e (f): AFM.

Fonte: próprio autor.

Ao analisar as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura e microscopia de força atômica, observa-se que a espessura das ripas de bainita são menores para as amostras austemperadas a 370°C. A variação da espessura das ripas de bainita está fortemente relacionada à resistência à deformação da austenita adjacente e à força motriz para a formação da bainita, ou seja, a taxa de nucleação (BHADESHIA, 2001).

Se o limite de escoamento da austenita é elevado, mais fina será a bainita formada. Isso ocorre devido ao fenômeno de relaxação plástica que acontece na austenita adjacente às ripas de bainita. Esse fenômeno favorece o surgimento de discordâncias que resistem ao avanço da interface α_B/γ , sendo essa resistência ainda maior quando o limite de escoamento da austenita é elevado. A força motriz para a formação da bainita também influencia na espessura das ripas de α_B . A força motriz disponível para a nucleação da bainita aumenta à medida que se aumenta o grau de super resfriamento. Isso promove o refinamento da estrutura devido à limitação do aumento de espessura das placas de bainita provocada pelo maior número de núcleos (*impingement effect*) (SINGH; BHADESHIA, 1998).

Como o limite de escoamento da austenita é maior em temperaturas mais baixas e, além disso, o grau de super resfriamento também é maior quando são utilizadas temperaturas de austêmpera mais baixas, isso explica porque a menor temperatura de transformação bainítica, 370°C, promoveu uma microestrutura mais refinada. Neste contexto, durante o processamento térmico para a fabricação de aços TRIP, é interessante que a transformação bainítica seja conduzida em temperaturas suficientemente baixas, de maneira a refinar a microestrutura produzida (AVISHAN; TAVAKOLIAN; YAZDANI, 2017).

Pesquisadores têm focado no desenvolvimento de aços cuja composição química permita que a temperatura de início da transformação martensítica seja suficientemente baixa, consequentemente permitindo que a austêmpera possa ser realizada em temperaturas também reduzidas sem que seja atingida a faixa de temperaturas de transformação martensítica. O resultado é uma microestrutura contendo ripas de ferrita bainítica de menos de 150 nm de espessura e austenita retida de elevado teor de carbono (AVISHAN; TAVAKOLIAN; YAZDANI, 2017; MORALES-RIVAS et al., 2016; GARCIA MATEO et al., 2012).

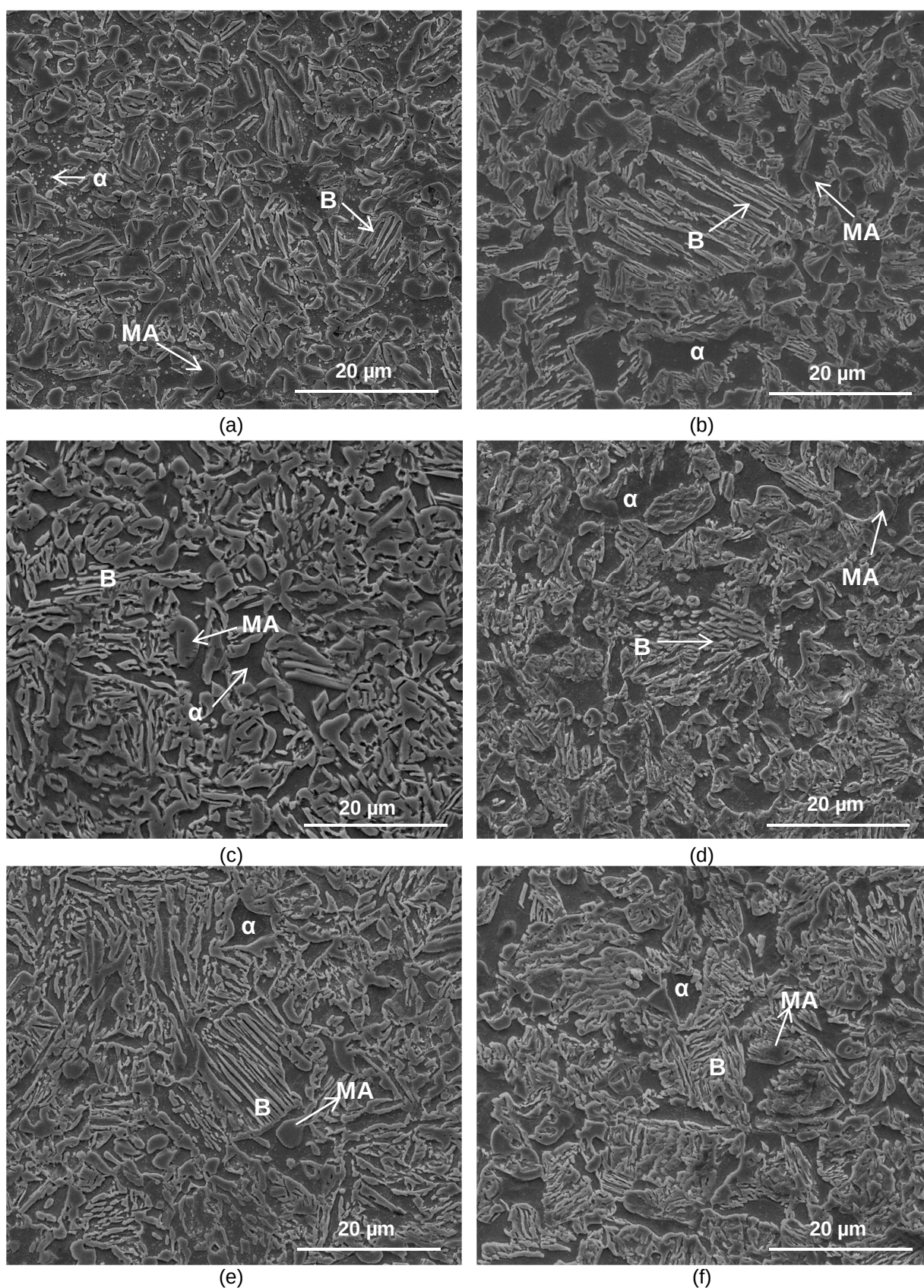
Nas Figuras 55 e 56 são exibidas imagens das amostras submetidas a todas as condições de tratamento térmico, obtidas por microscopia eletrônica de varredura

porém com ampliação menor, possibilitando melhor visualização de uma região mais representativa da amostra e uma análise qualitativa da influência dos parâmetros de tratamento térmico na proporção dos constituintes.

Nota-se que, para as amostras austemperadas a 430°C, o aumento do tempo de austêmpera promove uma elevação na proporção de bainita. Por outro lado, considerando as amostras submetidas à temperatura de transformação bainítica de 370°C, com 2 minutos de austêmpera, já é possível observar a presença de uma proporção considerável de estruturas bainíticas. A elevação do tempo, nesse caso, parece não favorecer o aumento da fração do constituinte, embora seja possível verificar que há uma predominância de estruturas em ripas com morfologia mais bem definida nas amostras submetidas a maiores tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica.

Resultados similares foram encontrados por Chen e Vuorinen (2009) ao estudarem a transformação bainítica de um aço 0,23%C-1,54%Si-1,45%Cr-0,29%Mo por meio da técnica de difração de raios – X *in situ*. Os autores observaram que utilizando temperaturas de austêmpera mais baixas, a transformação bainítica se desenvolvia rapidamente logo nos estágios iniciais do tratamento isotérmico e, com o aumento do tempo de austêmpera, a taxa de transformação sofria um decréscimo. Em temperaturas de austêmpera mais elevadas, por sua vez, a formação da ferrita bainítica é mais lenta, e progride até tempos de transformação mais longos (CHEN; VUORINEN; 2009). Dessa forma, acredita-se que, com 2 minutos de tratamento, para o caso das amostras austemperadas na menor temperatura, a transformação bainítica já teria ocorrido de maneira expressiva, não sendo possível observar o aumento da proporção de bainita apenas por análise qualitativa. Para as amostras austemperadas na maior temperatura, entretanto, é possível notar o aumento na proporção do constituinte com a elevação do tempo de tratamento, já que a taxa de formação da bainita, neste caso, seria mais lenta. Pode-se ainda associar a predominância de estruturas de morfologia em ripas mais bem definidas em tempos de austêmpera mais longos aos resultados obtidos por Abbasi e Rainforth (2016), que estudaram o efeito dos parâmetros de austêmpera na evolução microestrutural de um aço TRIP 0,2%C-1,52%Mn-0,36%Si-0,31%Al-0,12%V. Os autores constataram, por meio de análises em MEV e MET, que o crescimento da ferrita bainítica com morfologia em ripas é dominante em tempos de austêmpera mais longos.

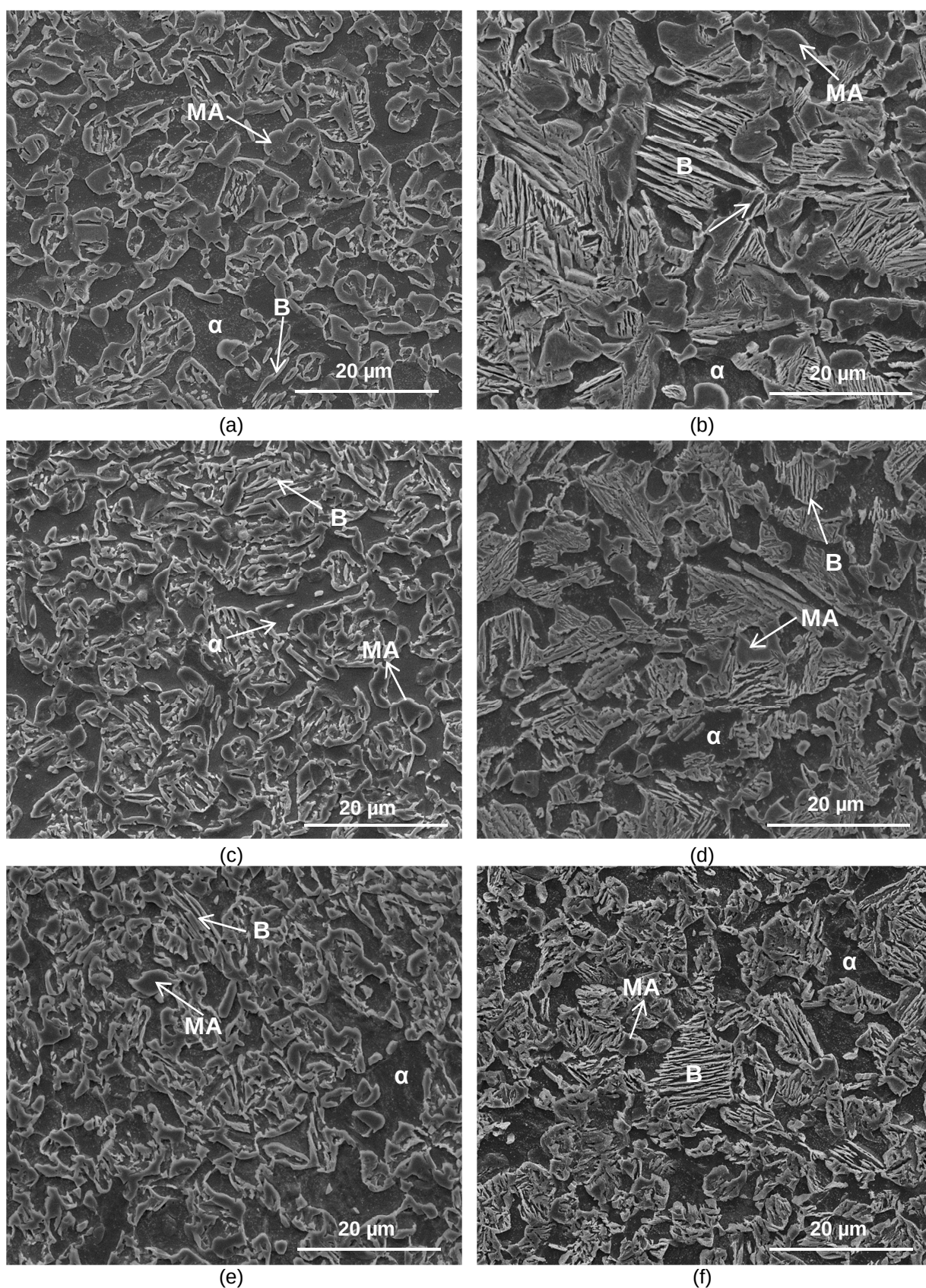
Figura 55: Microestruturas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C.



(a): 430°C – 2 min; (b): 370°C – 2 min; (c): 430°C – 5 min; (d): 370°C – 5 min; (e): 430°C – 10 min; (f): 370°C – 10 min.

Fonte: próprio autor.

Figura 56: Microestruturas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C.



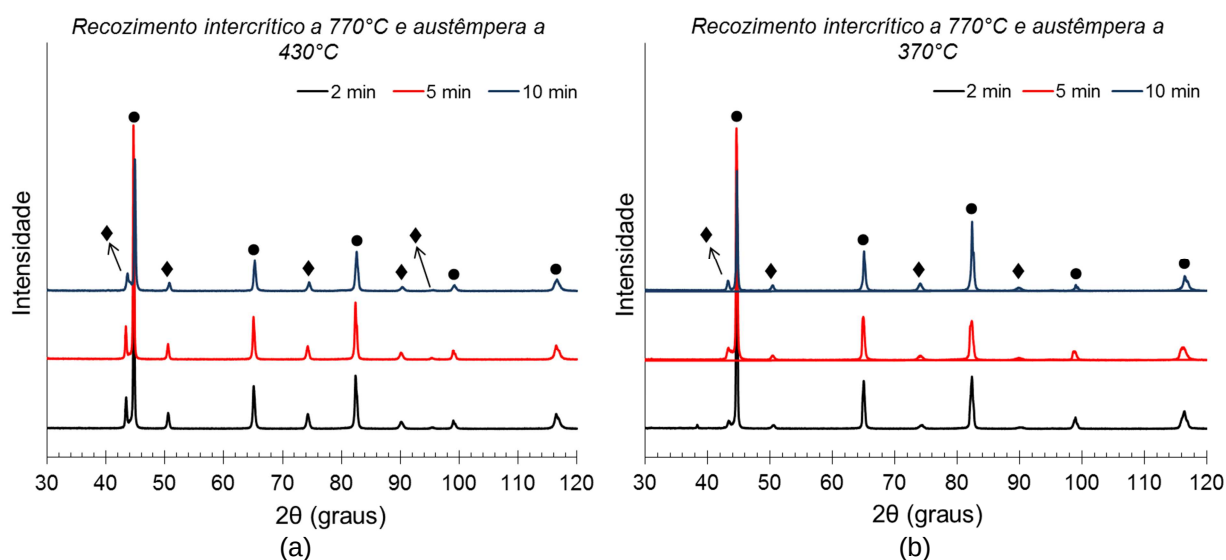
(a): 430°C – 2 min; (b): 370°C – 2 min; (c): 430°C – 5 min; (d): 370°C – 5 min; (e): 430°C – 10 min; (f): 370°C – 10 min.

Fonte: próprio autor.

5.1.1 Análise por difração de raios – X.

Nos gráficos das Figuras 57 e 58 estão representados os difratogramas das amostras submetidas a todas as condições de processamento térmico realizadas no presente trabalho.

Figura 57: Difratogramas das amostras submetidas à temperatura intercrítica de 770°C.

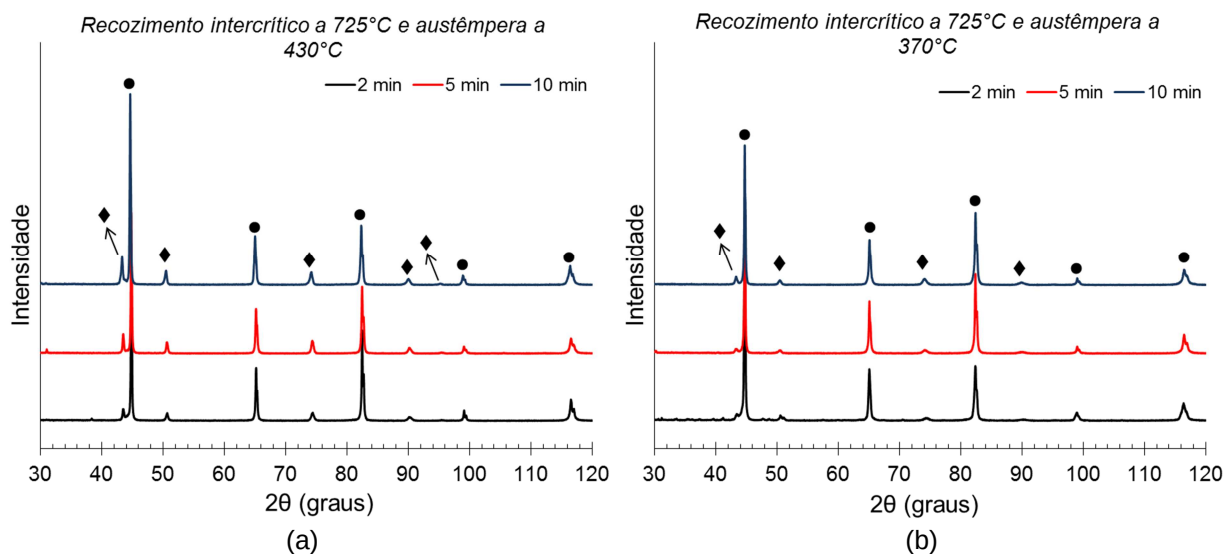


(a): Austêmpera a 430°C para 2, 5 e 10 min. (b): austêmpera a 370°C para 2, 5 e 10 min.

• - ferrita ou martensita; ♦ - austenita.

Fonte: próprio autor.

Figura 58: Difratogramas das amostras submetidas à temperatura intercrítica de 725°C.



(a): Austêmpera a 430°C para 2, 5 e 10 min. (b): austêmpera a 370°C para 2, 5 e 10 min.

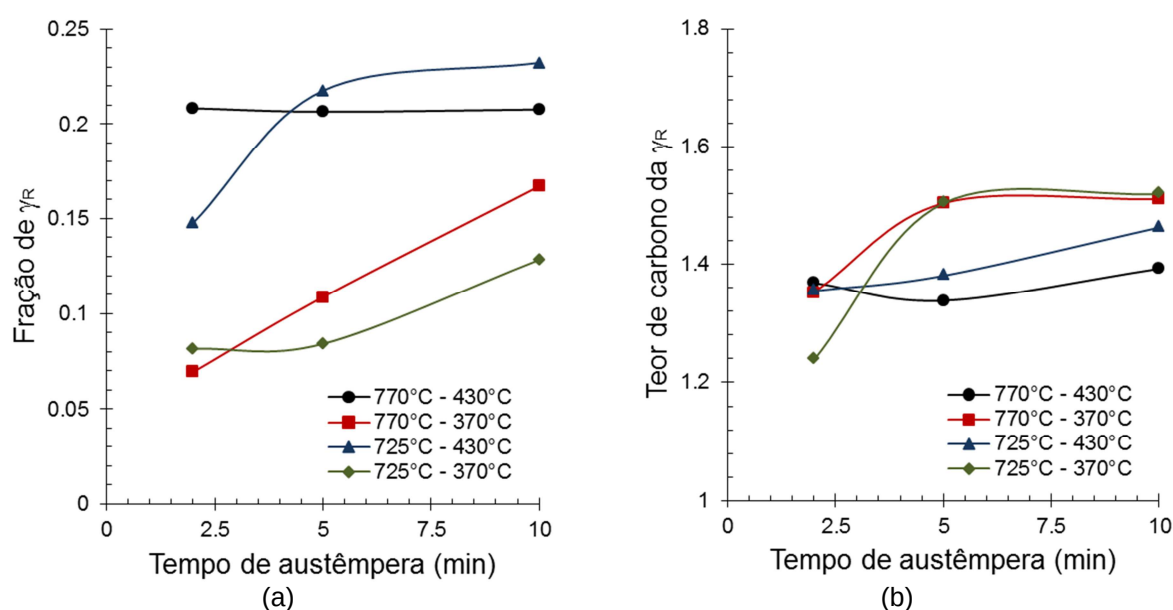
• - ferrita ou martensita; ♦ - austenita.

Fonte: próprio autor.

Os picos presentes nos difratogramas se referem às fases austenita e o que pode ser ferrita ou martensita, uma vez que não é possível diferenciar estas fases por possuírem o mesmo padrão de difração. Observa-se que, em geral, as intensidades dos picos referentes à austenita aumentam com o tempo de austêmpera, o que pode indicar que a fração desta fase está aumentando. Esse aumento na intensidade dos picos com a elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica pode ser notado mais facilmente nas amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C.

Na Figura 59 são apresentados os resultados do cálculo de fração volumétrica de austenita retida presente nas amostras à temperatura ambiente, bem como seu teor de carbono, obtidos após o refinamento dos difratogramas pelo método de Rietveld.

Figura 59: Fração volumétrica e teor de carbono da γ_R em função do tempo de austêmpera.



(a): Fração volumétrica de γ_R em função do tempo de austêmpera; (b): Teor de carbono na γ_R em função do tempo de austêmpera.

Fonte: próprio autor.

Ao analisar os gráficos, percebe-se que, de fato, as curvas apresentam uma tendência à elevação na fração volumétrica e no teor de carbono da austenita retida com o aumento do tempo de austêmpera, com exceção das amostras submetidas à temperatura de recozimento intercrítico de 770°C e à temperatura de austêmpera de 430°C. Nesse caso, não é possível notar variações significativas na fração volumétrica e na concentração de carbono da austenita retida.

Essa observação está de acordo com as análises das imagens obtidas por MEV e AFM, que revelaram que a formação de bainita com morfologia em ripas domina em tempos de austêmpera mais longos. Quando a formação de ferrita bainítica com morfologia em ripas é dominante, a austenita adjacente apresenta-se também com morfologia em ripas e, portanto, com uma menor distância para a penetração do carbono por difusão, o que facilita a maior concentração de carbono na região (ABBASI; RAINFORTH, 2016).

Quanto à variação da temperatura de austêmpera, observa-se que a fração de γ_R é maior nas amostras austemperadas a 430°C. Resultado similar foi encontrado por Zhao et al. (2014), para um aço Fe-0,19%C-2,07%Si-1,79%Mn, quando avaliaram a influência da temperatura de transformação bainítica na evolução microestrutural de aços TRIP. Os autores observaram que, à medida que se aumentava a temperatura de transformação bainítica, a fração de austenita retida crescia progressivamente. Tal fato é explicado pelo menor grau de super resfriamento ao qual o aço é submetido quando maiores temperaturas de austêmpera são empregadas. Isso reduz a força motriz para a transformação bainítica e, conseqüentemente, mais austenita fica retida na microestrutura ao final do tratamento (ZHAO et al., 2014).

Percebe-se que nas condições em que as amostras foram austemperadas durante 5 e 10 minutos, a concentração de carbono na γ_R é menor para maiores temperaturas de austêmpera. Na condição de austêmpera por 2 minutos o comportamento é distinto: o teor de carbono da γ_R reduz com a temperatura de austêmpera quando são consideradas as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C e não se altera consideravelmente para o material levado ao recozimento intercrítico a 770°C. Era de se esperar que quanto maior fosse o teor de carbono da austenita, maior quantidade dessa fase ficaria retida ao final do tratamento térmico uma vez que, por estar mais estável, a austenita enriquecida com carbono não sofreria transformação martensítica durante a têmpera. Ressalta-se, entretanto, que a austenita pode adquirir morfologias diferentes na microestrutura final: em filmes, adjacentes às placas de martensita ou bainita e em blocos. Sabe-se que a distância de penetração por difusão do carbono na austenita com morfologia em filmes é menor sendo, portanto, mais fácil que a γ_R com esse tipo de morfologia possua maior teor de carbono. Como o cálculo é feito para toda a fase austenítica

presente na amostra, o valor encontrado corresponde a uma média do teor de carbono da austenita com os dois tipos de morfologia.

Associando tal explicação às observações acerca da espessura das ripas de bainita, espera-se que as amostras cuja microestrutura bainítica é mais refinada, ou seja, aquelas austemperadas na menor temperatura, apresentem maior quantidade de austenita com morfologia em filmes e, conseqüentemente, com maior teor de carbono. Isso explicaria o motivo pelo qual observa-se uma queda no teor de carbono da γ_R com a elevação na temperatura de austêmpera, para as amostras tratadas durante 5 e 10 minutos. Ainda que as amostras austemperadas por 2 minutos tenham exibido leve aumento na concentração de carbono da γ_R com a elevação da temperatura de austêmpera, em média o teor de carbono da γ_R referente à condição de austêmpera a 370°C é maior, já que a fração volumétrica de γ_R nessa condição era inferior à das amostras austemperadas à 430°C.

Quanto à variação na temperatura intercrítica, nota-se que, considerando as condições de austêmpera a 430°C por 2 minutos, a amostra submetida à temperatura intercrítica de 725°C apresentou menor fração volumétrica de γ_R . Possivelmente nessa amostra ocorreu maior formação de martensita na têmpera final, quando comparada à amostra submetida à maior temperatura intercrítica e mantendo as outras condições iguais. Segundo Fonstein (2015), a reação bainítica durante a austêmpera pode ser retardada caso a austenita intercrítica seja muito estável, o que em geral acontece quando o recozimento intercrítico é realizado em temperaturas mais próximas de A_1 . Sendo a transformação bainítica um dos principais mecanismos de enriquecimento da austenita com carbono, possivelmente, nesse caso, o tempo de 2 minutos não foi suficiente para que o carbono migrasse para a austenita estabilizando-a suficientemente para que esta não sofresse transformação martensítica na etapa de têmpera final. O mesmo não teria acontecido com a amostra austemperada a 370°C, porque a maior força motriz para a transformação bainítica (maior grau de super resfriamento) nesta condição teria superado o atraso na reação bainítica causado pela maior estabilidade da austenita intercrítica.

Considerando os tempos de austêmpera de 5 e 10 minutos, as amostras tratadas a 370°C apresentaram maiores frações de austenita retida quando submetidas à maior temperatura intercrítica, enquanto nas amostras austemperadas

a 430°C observou-se efeito contrário: a fração de austenita retida daquelas submetidas à maior temperatura intercrítica era menor. Isso pode ser explicado pelas duas possíveis morfologias que a austenita retida pode assumir. De acordo com Yi, Chen e Bhadeshia (2014), quando a temperatura de recozimento intercrítico é reduzida, mais carbono fica disponível para o enriquecimento da fase austenítica devido à presença de maior fração de ferrita, o que eleva a estabilidade da fase. Com isso a cinética de transformação bainítica é reduzida, levando à tendência à formação de mais austenita com morfologia em blocos. Conforme explicado anteriormente, a austenita com morfologia em blocos é menos estável do que a austenita com morfologia em filmes e, possivelmente, as amostras submetidas à menor temperatura intercrítica apresentariam maior transformação martensítica na têmpera final. Por outro lado, ainda que a austenita apresente morfologia em blocos, esta fase pode conseguir passar pela têmpera final sem sofrer transformação martensítica, uma vez que é possível que, para alguns casos, a etapa de enriquecimento com carbono durante o recozimento intercrítico tenha sido suficiente para promover estabilidade química à austenita retida.

Ao analisar os resultados referentes ao cálculo do teor de carbono, percebe-se que, para o tempo de austêmpera de 2 minutos, o teor de carbono da γ_R é maior para as amostras submetidas à temperatura intercrítica de 770°C. Para os tempos de 5 e 10 minutos, o teor de carbono da γ_R é maior para as amostras submetidas à menor temperatura intercrítica.

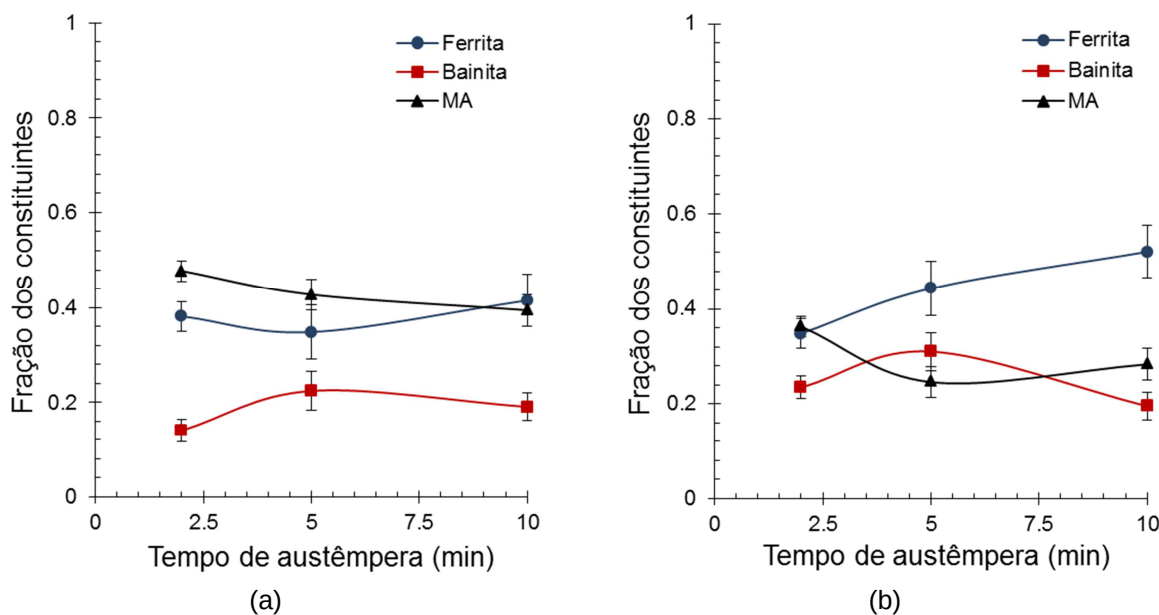
Conforme explicado anteriormente, quando são utilizadas temperaturas de recozimento intercrítico mais baixas a austenita intercrítica fica com o teor de carbono mais elevado, devido à rejeição do carbono da ferrita formada, e, portanto mais estável. Essa maior estabilidade leva a um atraso na reação bainítica que ocorre durante a etapa seguinte de austêmpera, principal etapa de enriquecimento da austenita com carbono, favorecendo também a formação de austenita retida com morfologia em blocos (YI; CHEN; BHADESHIA, 2014; FONSTEIN, 2015). Ainda que a austenita intercrítica formada em temperaturas inferiores já possua teor de carbono um pouco mais elevado, é na etapa de transformação bainítica que o teor de carbono da fase austenítica aumentará consideravelmente. Como a reação bainítica é atrasada, e é mais difícil que a austenita com morfologia em blocos se enriqueça com carbono, as amostras submetidas à menor temperatura intercrítica apresentaram menor teor de carbono na austenita retida quando se considerou o

tempo de austêmpera de 2 minutos. Para as amostras austemperadas durante 5 e 10 minutos é natural que o teor de carbono daquelas submetidas à menor temperatura intercrítica seja mais elevado já que a fase austenítica destas amostras já possuíam maior teor de carbono antes da etapa de austêmpera e foram submetidas a tempos de austêmpera suficientemente longos de maneira a superar o atraso na reação bainítica.

5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes

Nas Figuras 60 e 61 são apresentados os resultados da análise semiquantitativa das imagens pelo método da contagem de pontos. Os gráficos apresentam a variação da fração volumétrica dos constituintes em relação ao tempo de permanência à temperatura de transformação bainítica.

Figura 60: Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas à temperatura intercrítica de 770°C.



(a): T austêmpera: 430°C; (b): T austêmpera: 370°C.

Fonte: próprio autor.

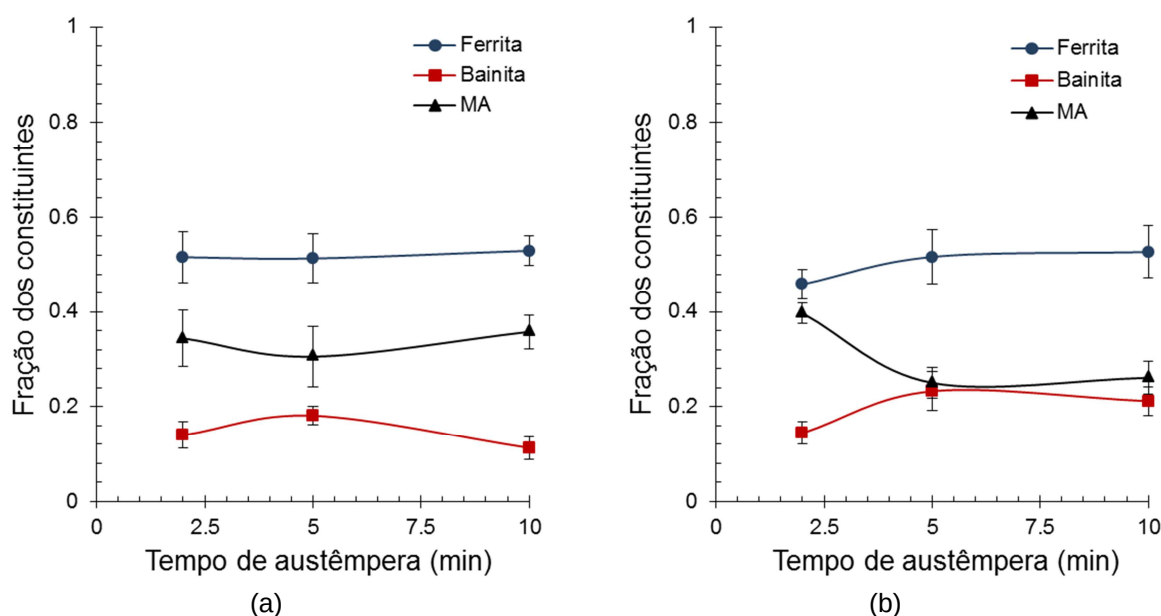
Quanto à proporção de bainita, observa-se que o aumento na fração volumétrica deste constituinte com a elevação do tempo de austêmpera ocorre apenas nos estágios iniciais, ou seja, quando se eleva o tempo de permanência de 2 para 5 minutos. Após 5 minutos a fração de bainita não apresenta alterações

significativas, exceto para as condições de recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 370°C e recozimento intercrítico a 725°C com austêmpera a 430°C, nas quais nota-se queda na fração volumétrica do constituinte.

Esperava-se que, quanto maiores os tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica, maiores seriam as frações volumétricas de bainita das amostras. O fato da fração volumétrica de bainita se estabilizar após 5 minutos de austêmpera, para o tratamento realizado a 430°C, pode indicar que nesse tempo a transformação bainítica já tenha ocorrido de maneira expressiva.

O aumento do tempo de permanência naquela temperatura a partir de 5 minutos favoreceria apenas o enriquecimento da fase austenítica adjacente com carbono. Possivelmente a elevação no tempo de austêmpera, para os casos estudados não leva ao aumento expressivo da fração de bainita formada, mas altera sua morfologia, conforme observado por Abbasi e Rainforth (2016): maiores tempos de austêmpera favorecem a formação de bainita com morfologia em ripas.

Figura 61: Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas à temperatura intercrítica de 725°C.



(a): T austêmpera: 430°C; (b): T austêmpera: 370°C.

Fonte: próprio autor.

As variações observadas na fração volumétrica de ferrita e MA em função do tempo de austêmpera são também não significativas, quando é considerado o desvio padrão. Para a condição de recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a

370°C, entretanto, observa-se um aumento na fração de ferrita com a elevação do tempo de austêmpera. Na mesma condição nota-se redução no constituinte MA. Nesta condição os resultados de DRX mostraram que a fração volumétrica de austenita retida aumenta com o tempo de austêmpera, o que indica que a redução da fração de constituinte MA está relacionada à redução de martensita.

A variação na fração de ferrita nesse caso é, entretanto, inesperada, uma vez que a ferrita presente da microestrutura é proveniente da etapa intercrítica e, como os resfriamentos subsequentes são bruscos, não haveria formação de ferrita. Todavia, deve-se considerar que a mesma condição apresentou queda na fração de bainita, o que também era inesperado. Isso poderia indicar que o ataque químico pode não ter diferenciado a ferrita intercrítica da ferrita bainítica, de forma que as duas fases podem apresentar-se com coloração azulada.

Apesar desse tipo de ataque químico em geral revelar as estruturas bainíticas com coloração marrom, alguns autores afirmam que reagentes químicos similares revelam a ferrita bainítica tanto em tons azulados como em tons de marrom (SEOL et al., 2012) e, segundo Zaefferer et al. (2008), a diferenciação entre a ferrita bainítica e a ferrita intercrítica utilizando ataque químico com diferentes cores é dificultada, já que as duas fases possuem a mesma estrutura cristalográfica.

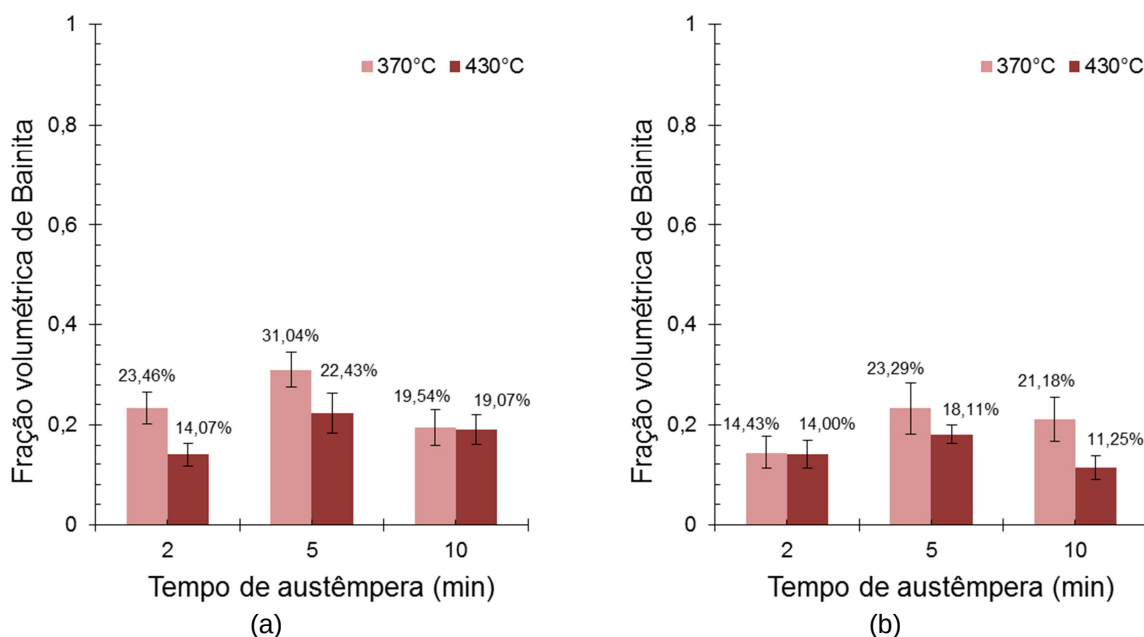
As demais condições não apresentaram variações pronunciadas na fração volumétrica de ferrita com a elevação do tempo de austêmpera, o que indicaria que as etapas de resfriamento realizadas durante o processamento térmico foram suficientemente rápidas, de maneira a evitar a formação de produtos difusionais como a ferrita.

Nas Figuras 62 a 64 são apresentados os resultados da fração volumétrica dos constituintes em função da temperatura de austêmpera empregada, para todas as condições de tratamento térmico. Considerando inicialmente as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C, observa-se que, para os tempos de austêmpera de 2 e 5 minutos, a fração volumétrica de bainita reduz com o aumento da temperatura de austêmpera.

Ao considerar o tempo de 10 minutos, observa-se que a fração de bainita não se altera. Nas amostras submetidas à temperatura de recozimento intercrítico de 725°C essa redução na fração de bainita é observada para os tempos de 5 e 10 minutos, enquanto no tempo de 2 minutos, a fração de bainita não sofre modificações com a elevação da temperatura de austêmpera. Essa pequena

variação na fração de bainita com a temperatura de austêmpera também foi observada por Fu et al. (2014) quando estudaram a influência da temperatura de transformação bainítica no comportamento de um aço TRIP Fe-0,2%C-1,49%Mn-0,98%Al-0,5%Si.

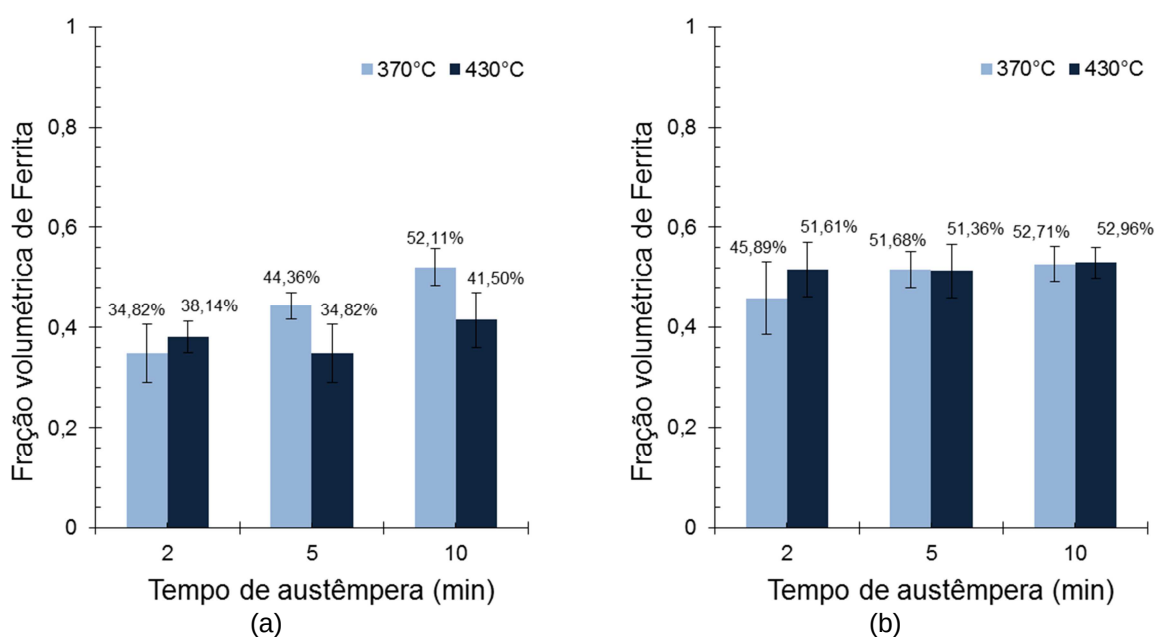
Figura 62: Fração volumétrica de bainita em função da temperatura de austêmpera.



(a): T intercrítica: 770°C; (b): T intercrítica: 725°C.

Fonte: próprio autor.

Figura 63: Fração volumétrica de ferrita em função da temperatura de austêmpera.

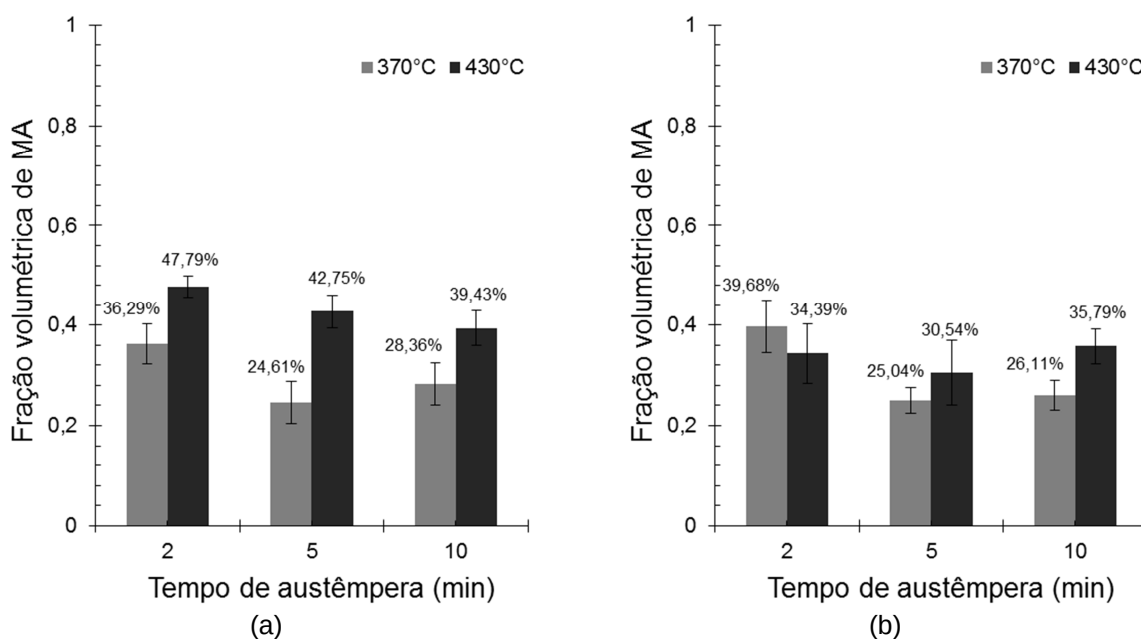


(a): T intercrítica: 770°C; (b): T intercrítica: 725°C.

Fonte: próprio autor.

Durante a etapa de austêmpera, a austenita se transforma gradualmente em ferrita bainítica, permitindo que a austenita que ainda não transformada se enriqueça com carbono. Isso ocorre até o momento em que a austenita e a ferrita atingem a mesma energia livre, e a reação bainítica cessa, o que representa o teor máximo de carbono que a austenita é capaz de atingir durante a austêmpera (FU et al., 2014; PERELOMA; EDMONDS, 2012). As amostras austemperadas na temperatura mais baixa possuem γ_R com maior teor de carbono, o que significa que a reação bainítica que ocorreu em tais condições levou mais tempo para cessar, permitindo maior enriquecimento da γ_R . Se a reação durou mais tempo é natural que mais bainita seja formada, o que explica o fato das amostras, em geral, apresentarem maior fração volumétrica de bainita quando austemperadas em temperaturas mais baixas.

Figura 64: Fração volumétrica de constituinte MA em função da temperatura de austêmpera.



(a): T intercrítica: 770°C; (b): T intercrítica: 725°C.

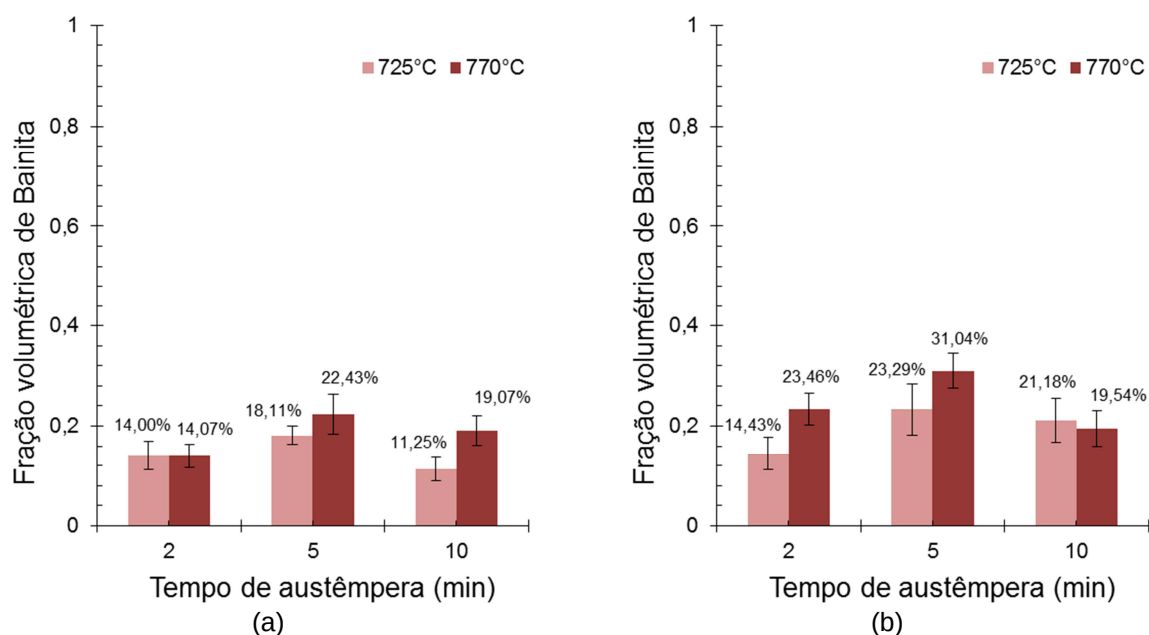
Fonte: próprio autor.

Quanto à análise da ferrita, observa-se que para a condição de recozimento intercrítico a 725°C, a fração volumétrica do constituinte não se altera com o aumento da temperatura de austêmpera. Tal fato seria um indicativo de que o resfriamento até a temperatura de transformação bainítica foi suficientemente rápido, de maneira que não ocorresse a formação de ferrita. Para a condição de recozimento intercrítico a 770°C, entretanto, constatou-se uma queda na fração volumétrica de ferrita com a elevação da temperatura de austêmpera, considerando

os tempos de 5 e 10 minutos. Isso poderia ser explicado pelo fato de que devido ao ataque químico, neste caso, a ferrita bainítica tenha sido confundida com a ferrita intercrítica, já que os dois constituintes podem apresentar-se com coloração azulada. Considerando, finalmente, as variações na fração volumétrica de MA observa-se, em geral, um aumento na fração volumétrica do constituinte com a elevação da temperatura de austêmpera. Esse aumento certamente se deve à elevação na fração de austenita retida, observada nos resultados de difração de raios X.

Nas Figuras 65 a 67 são apresentados os resultados da análise semiquantitativa da fração dos constituintes em função da temperatura de recozimento intercrítica empregada.

Figura 65: Fração volumétrica de bainita em função da temperatura intercrítica.



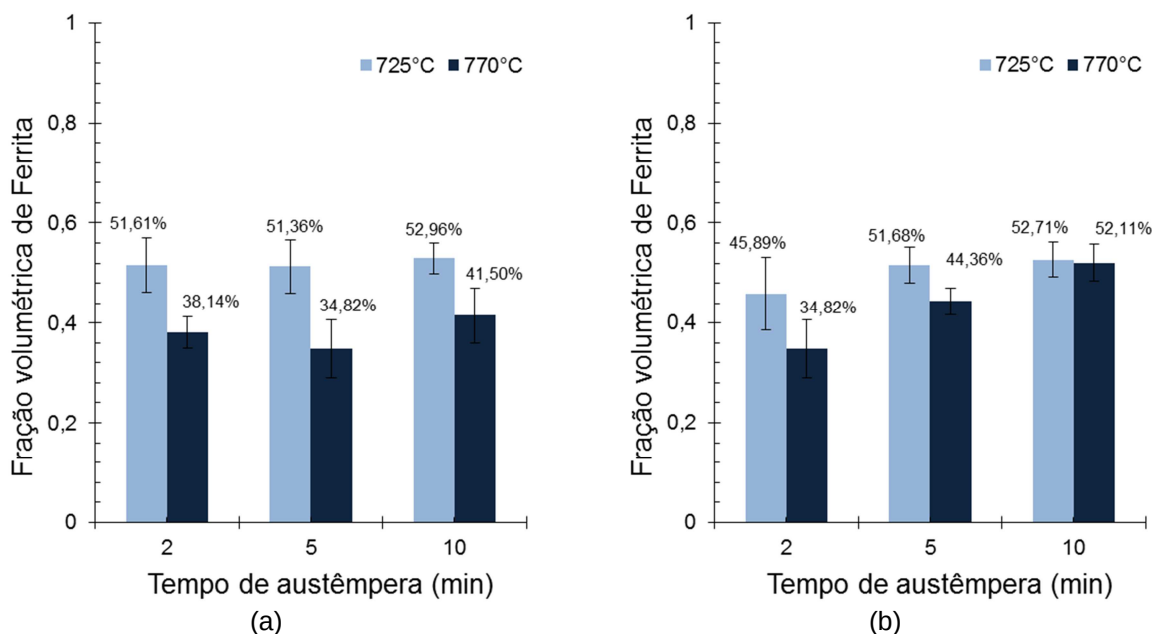
(a): T austêmpera: 430°C; (b): T austêmpera: 370°C.

Fonte: próprio autor.

Com exceção da condição de austêmpera a 430°C por 2 minutos e a 370°C por 10 minutos, nas quais não são observadas variações significativas, observa-se que a fração de bainita é menor para as amostras submetidas à menor temperatura intercrítica, enquanto a fração de ferrita é maior. Esse comportamento condiz com os resultados anteriores. Apesar da possibilidade do ataque químico utilizado revelar a ferrita intercrítica e a ferrita bainítica de maneira semelhante, nesse caso foi possível visualizar a redução na fração de bainita com a diminuição da temperatura

intercrítica, o que é esperado uma vez que temperaturas intercríticas inferiores atrasam a reação bainítica, bem como a elevação na fração de ferrita quando a menor temperatura intercrítica foi utilizada, comportamento também esperado já que nessa situação forma-se maior proporção de ferrita intercrítica.

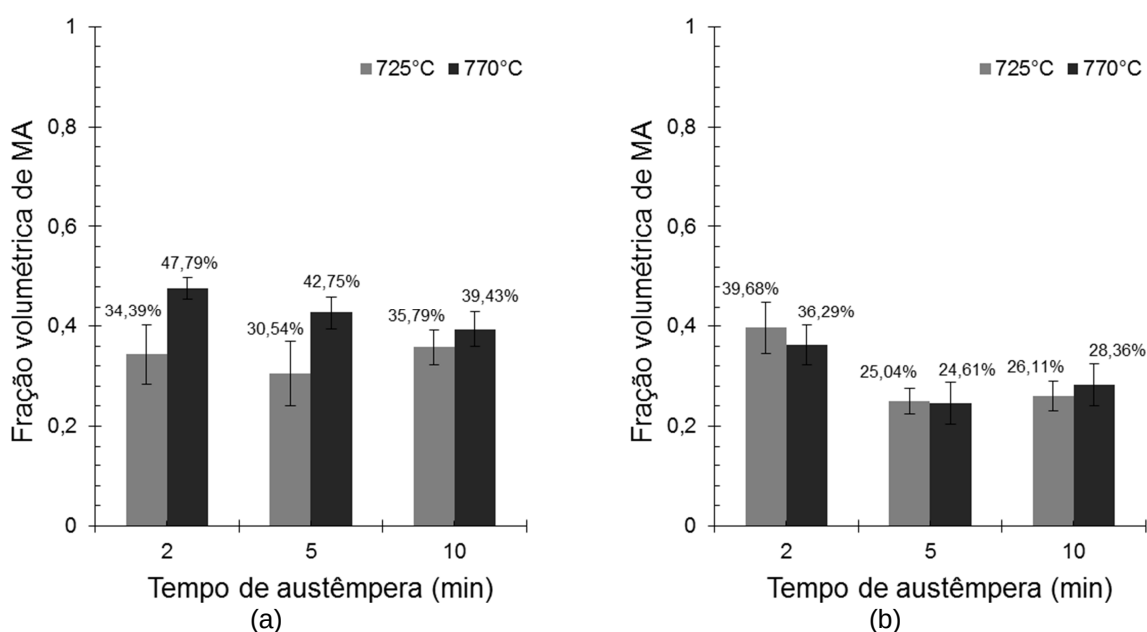
Figura 66: Fração volumétrica de ferrita em função da temperatura intercrítica.



(a): T austêmpera: 430°C; (b): T austêmpera: 370°C.

Fonte: próprio autor.

Figura 67: Fração volumétrica de constituinte MA em função da temperatura intercrítica.



(a): T austêmpera: 430°C; (b): T austêmpera: 370°C.

Fonte: próprio autor.

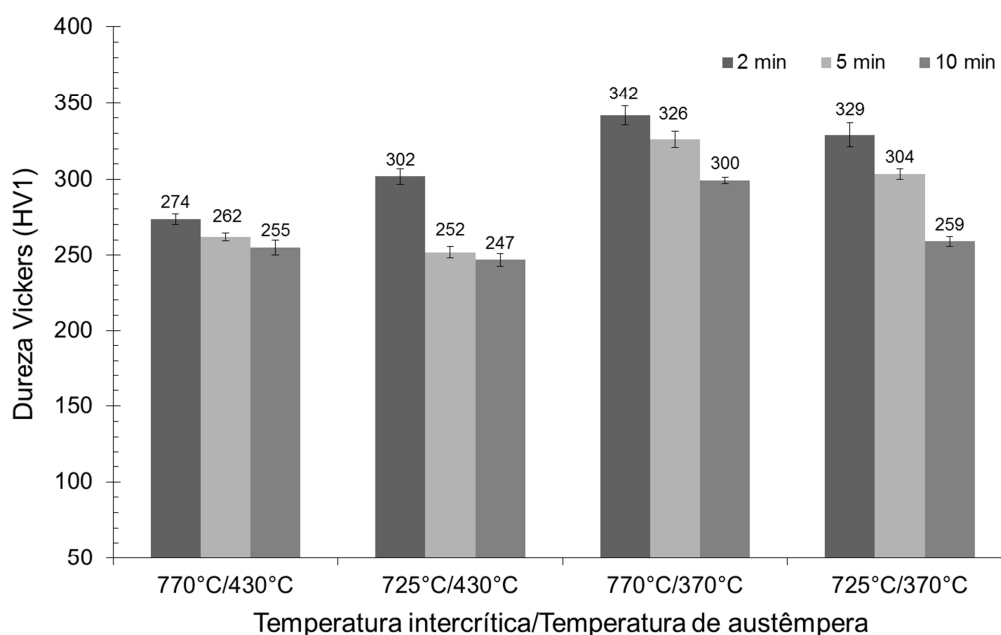
Quanto à variação da fração volumétrica de constituinte MA com a temperatura intercrítica, não é possível observar um comportamento padrão. Uma vez que tal constituinte pode se tratar tanto de martensita como austenita retida, a ausência de alterações significativas é explicada pelo fato de que quando a fração de austenita reduz, a proporção de martensita aumenta e vice versa.

5.2 Análise das propriedades mecânicas

5.2.1 Ensaio de dureza

No gráfico de barras da Figura 68 está representada a variação da dureza Vickers em função do tempo de austêmpera para todas as condições de recozimento intercrítico e temperaturas de transformação bainítica investigadas.

Figura 68: Dureza Vickers em função do tempo de austêmpera.



Fonte: próprio autor.

Observa-se que, para as duas temperaturas intercríticas e para as duas temperaturas de austêmpera empregadas, a dureza média das amostras em geral reduziu com o aumento do tempo de austêmpera, embora considerando os valores de desvio padrão, essa redução entre 5 e 10 min de austêmpera não tenha sido acentuada para as amostras submetidas à temperatura de transformação bainítica

de 430°C. A redução observada nos valores médios de dureza pode estar associada a um mecanismo de estabilização da fase austenítica durante a permanência das amostras à temperatura de transformação bainítica.

De acordo com Fonstein (2015), no início da etapa de austêmpera há uma quantidade considerável de austenita no aço TRIP, embora o teor de carbono nessa austenita não seja suficientemente elevado para que a temperatura de início da transformação martensítica M_i da fase fique abaixo da temperatura ambiente. Dessa forma, grande parte dessa austenita residual se transforma em martensita na têmpera realizada ao final do processo, o que resultaria em valores de dureza mais elevados, como é observado nas amostras austemperadas por 2 minutos, que foi o menor tempo de austêmpera empregado.

Ding, Hedström e Li (2016), ao avaliarem o efeito do tempo de austêmpera na microestrutura de aços TRIP, observaram redução na fração volumétrica de martensita com o aumento do tempo de permanência à temperatura de transformação bainítica, associada a um aumento na ductilidade dos aços (conforme Figura 18 previamente apresentada).

À medida que a transformação bainítica progride, o teor de carbono da austenita aumenta, uma vez que a formação de ferrita bainítica (bainita livre de carbonetos) implica na rejeição de carbono para a região adjacente, ou seja, a austenita não transformada, resultando em elevação da concentração de carbono desta região (ABBASI; RAINFORTH, 2016).

Esse mecanismo de enriquecimento da fase austenítica com carbono promove a estabilização da fase e reduz sua temperatura M_i , permitindo que, com o aumento do tempo de austêmpera, menos austenita se transforme em martensita no resfriamento final até a temperatura ambiente, e que, conseqüentemente, a dureza do aço reduza, conforme observado nos experimentos. Ressalta-se que, na análise semiquantitativa da proporção dos constituintes do presente trabalho, de maneira geral, um decréscimo na proporção de MA é observada (Figura 60 e Figura 61). Essa diminuição é certamente relacionada à redução da quantidade de martensita, uma vez que, como apresentado na Figura 59, a proporção de austenita retida aumentou com a elevação do tempo de austêmpera, assim como o teor de carbono dessa austenita.

Quando o comportamento de dureza é analisado em função da variação da temperatura de austêmpera, observa-se que os valores são ligeiramente menores

nas amostras submetidas à maior temperatura de austêmpera. Conforme explicado anteriormente nas análises relacionadas à microestrutura, temperaturas de austêmpera mais baixas favorecem o enriquecimento da austenita com carbono devido ao fato das ripas de bainita formadas apresentarem menor espessura.

Os resultados de DRX e cálculos do teor de carbono da austenita retida confirmaram essa hipótese, revelando que, apesar das amostras austemperadas a 430°C apresentarem maior fração de γ_R , as amostras tratadas na menor temperatura possuíam austenita retida mais rica em carbono e, portanto, mais estável. Sendo assim, a pequena elevação na dureza observada para a condição de austêmpera a 370°C se deve, possivelmente, à dureza da bainita e não à martensita.

Ao analisar finalmente o comportamento de dureza em função da variação na temperatura intercrítica, nota-se um comportamento de elevação desta propriedade com a redução da temperatura intercrítica apenas para a amostra austemperada a 430°C por 2 minutos.

Quando são consideradas as demais condições observa-se comportamento contrário: os valores de dureza média das amostras reduzem com a diminuição da temperatura intercrítica. Essa redução é esperada, já que menores temperaturas de recozimento intercrítico promovem maiores frações de ferrita intercrítica, conforme apresentado no cálculo termodinâmico realizado no ThermoCalc (Figura 26 apresentada anteriormente).

Como a ferrita é um constituinte de menor dureza, a maior proporção desse constituinte resultaria na redução da dureza média do aço. O fato de uma das condições apresentar comportamento inverso pode indicar que outro fator, como a formação de estruturas mais duras, tenha superado o efeito da maior proporção de ferrita intercrítica.

5.2.2 Ensaio de tração

Nas Figuras 69 a 72 são exibidas as curvas tensão x deformação convencionais e reais para todas as condições de processamento realizadas. Os valores referentes à tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e alongamento uniforme percentual, obtidos a partir das curvas, são apresentados nas Tabelas 5 a 8, e nos gráficos das Figuras 73 e 74, em função do tempo de austêmpera.

Com exceção das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 430°C, observa-se, nas demais condições, uma tendência de queda nos valores de limite de escoamento e de limite de resistência, bem como um aumento do alongamento uniforme com a elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica.

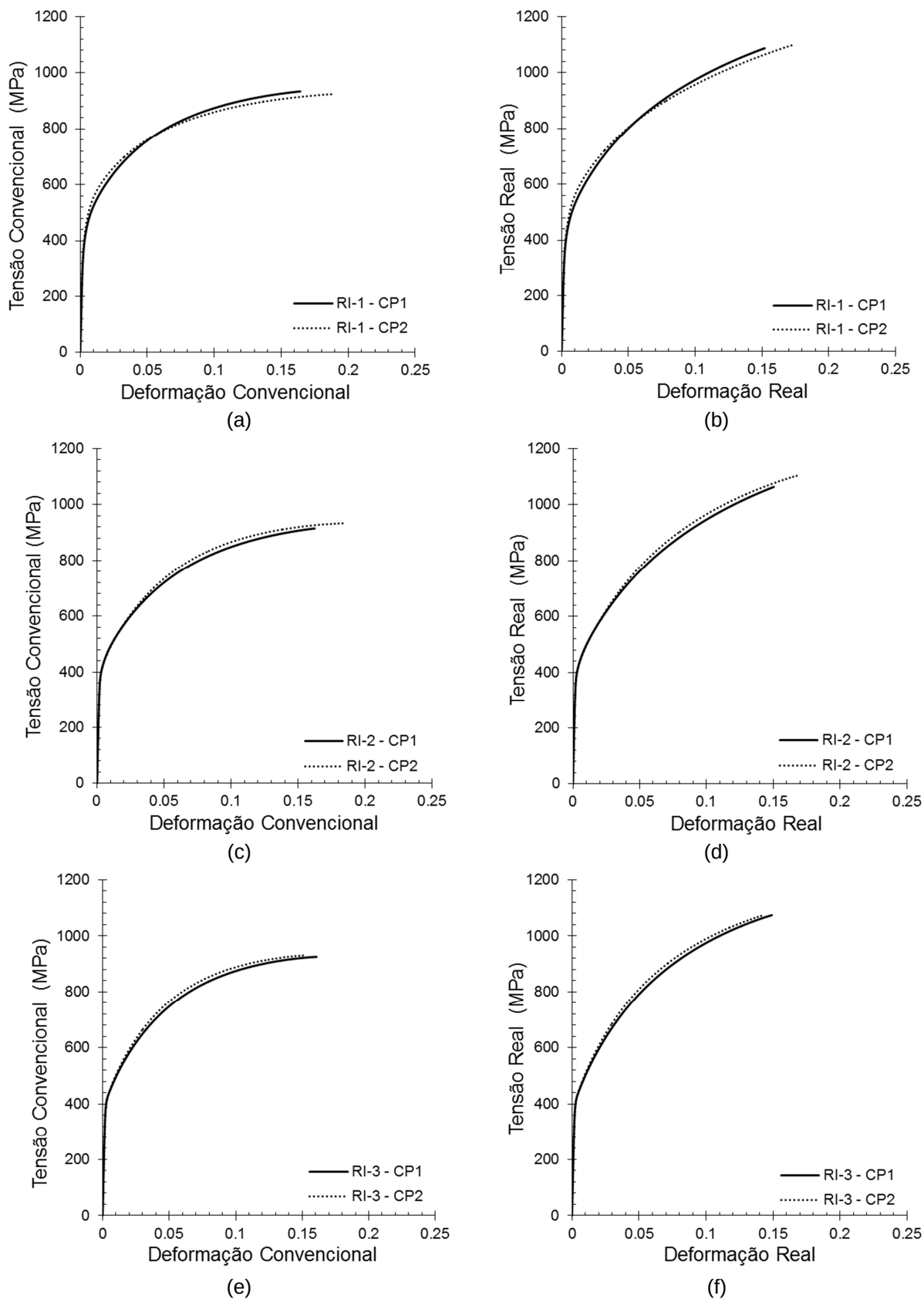
Associando os resultados das propriedades mecânicas com os cálculos da fração volumétrica de austenita retida é possível perceber que existe uma relação entre estes, já que foi observada uma elevação na fração de austenita retida com o aumento do tempo de austêmpera, exceto para a condição de recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 430°C, que não apresentou alterações na fração de γ_R . Certamente por esse motivo esta mesma condição não apresentou as variações esperadas nas propriedades mecânicas.

O mesmo comportamento também foi observado por Ding, Hedström e Li (2016) ao avaliarem as propriedades mecânicas de dois aços TRIP com diferentes adições de Si e Al, que revelaram ainda que a influência exercida pelo tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de aços TRIP era mais acentuada do que as influências da temperatura de austêmpera e da temperatura intercrítica, nas quais os autores não observaram variações significativas.

O tempo de austêmpera pode ser visto como um fator crítico no controle da transformação bainítica e, conseqüentemente no mecanismo de enriquecimento da fase austenítica com carbono. Baixos tempos de austêmpera podem não permitir que o enriquecimento da fase austenítica com carbono ocorra satisfatoriamente, de maneira a estabilizar a fase. É importante que durante o planejamento do processamento térmico para a produção de aços TRIP esse fator seja levado em questão, priorizando os tipos de processamento que permitem que o material permaneça um tempo suficiente na etapa de transformação bainítica (DING; HEDSTRÖM; LI, 2016).

Xu et al. (2017), ao avaliarem o comportamento mecânico de aços TRIP Fe-0,17%C-1,5%Si-1,7%Mn com diferentes frações de austenita retida, observaram que a medida em que a fração de austenita retida aumentava, menores eram os valores de limite de escoamento, enquanto a combinação dos valores de limite de resistência e alongamento uniforme (LR x AU) apresentaram-se maiores para os aços com maior fração de austenita retida

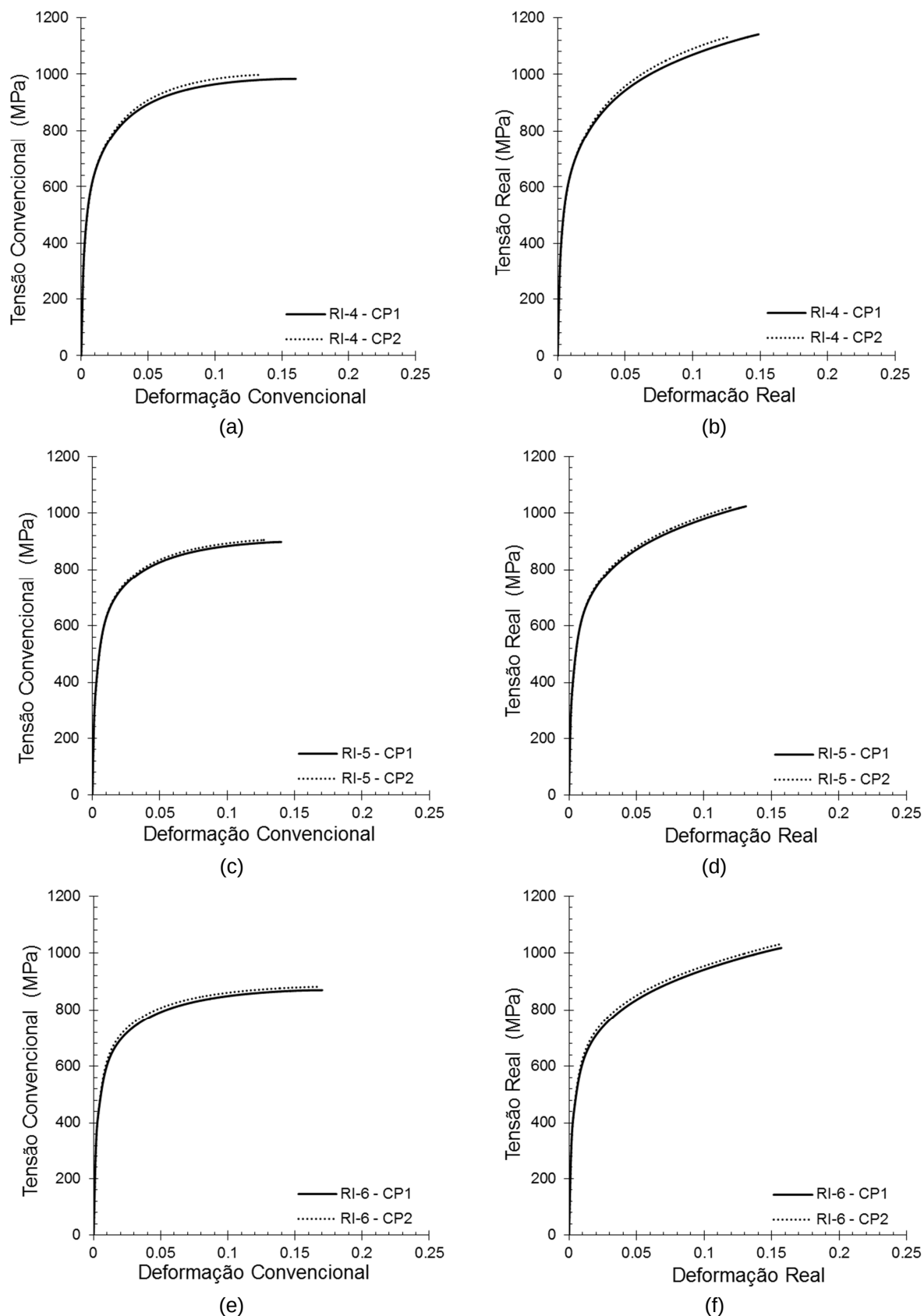
Figura 69: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.



(a) e (b): 2 minutos. (c) e (d): 5 minutos. (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

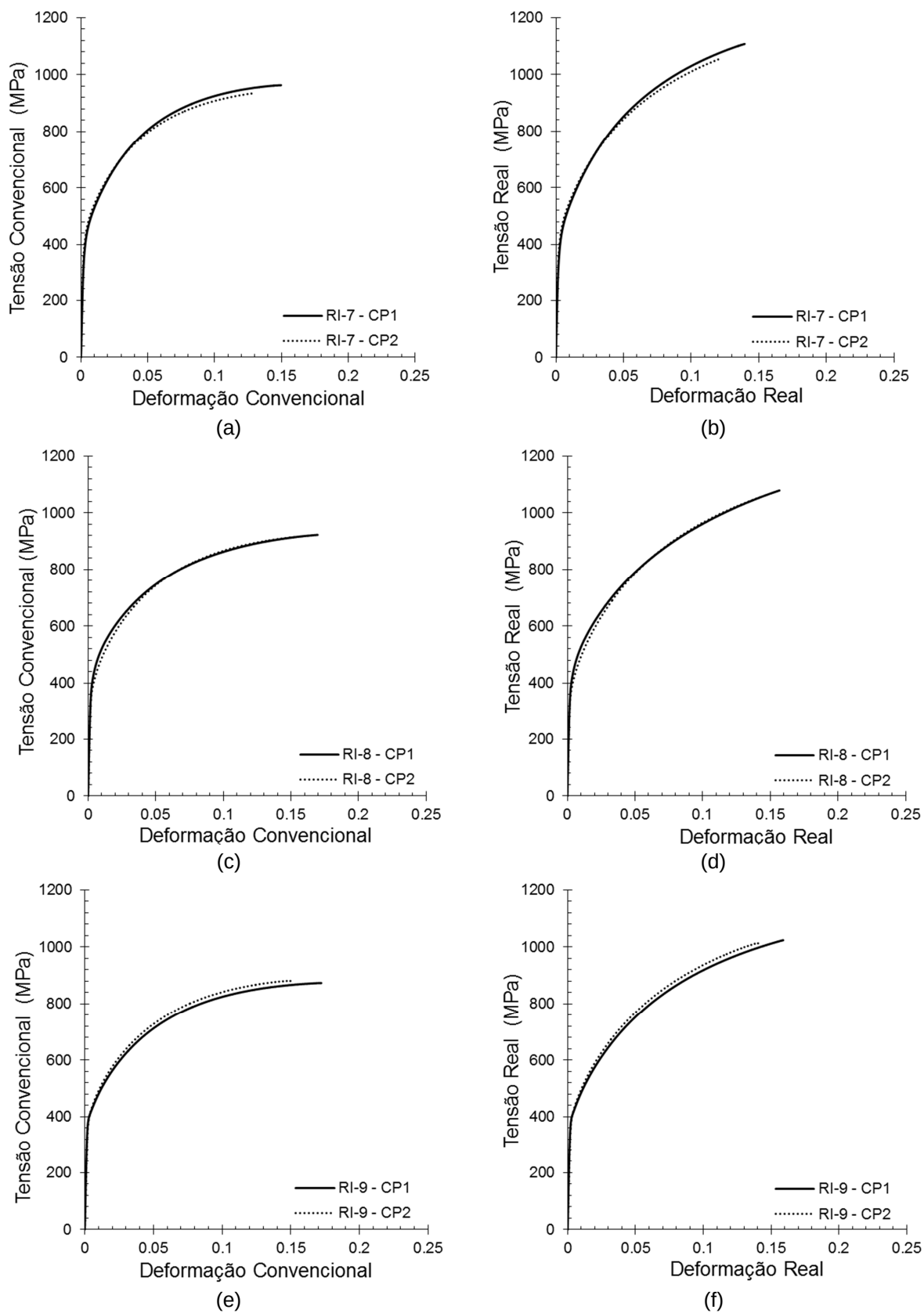
Figura 70: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a) e (b): 2 minutos. (c) e (d): 5 minutos. (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

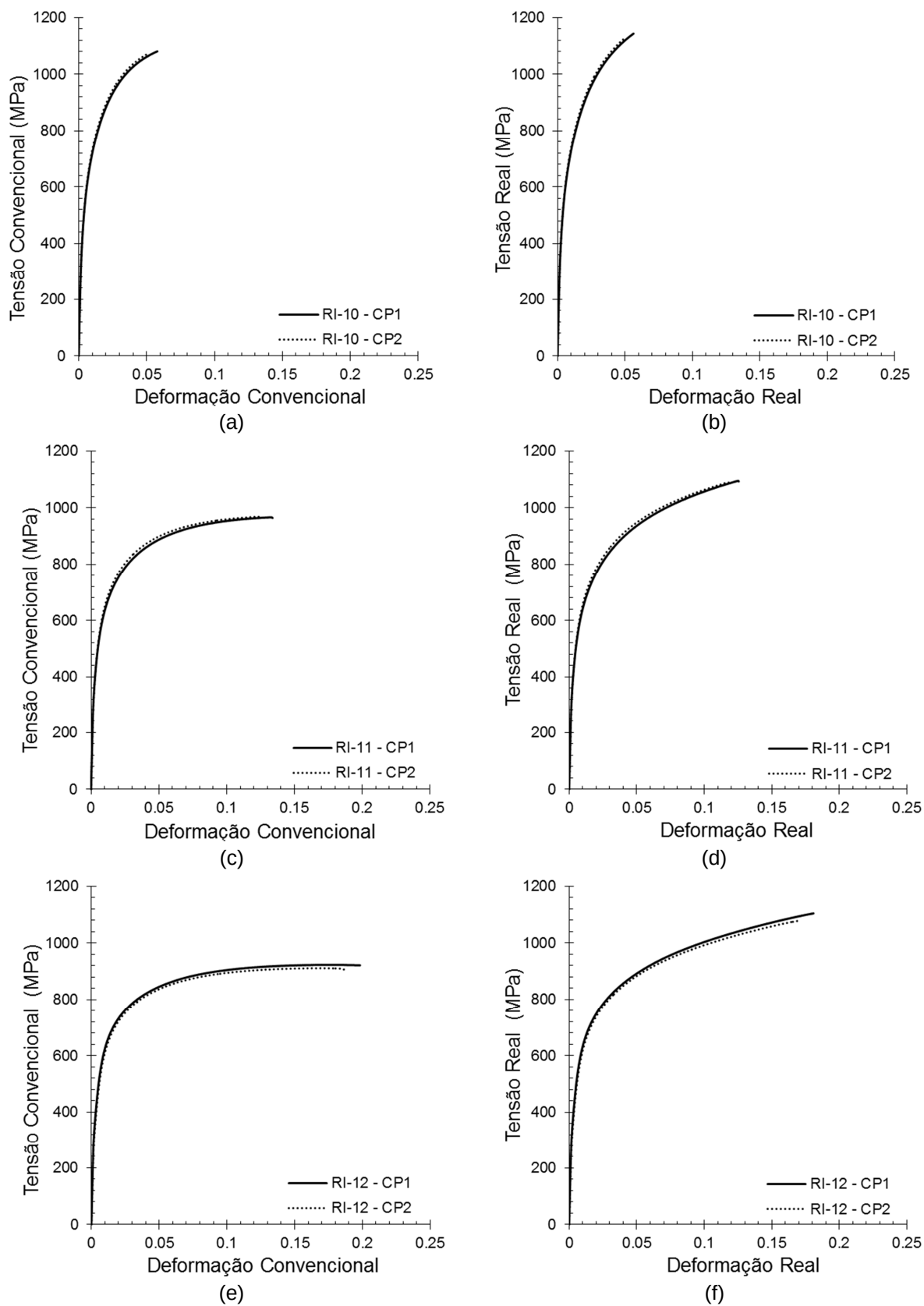
Figura 71: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.



(a) e (b): 2 minutos. (c) e (d): 5 minutos. (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

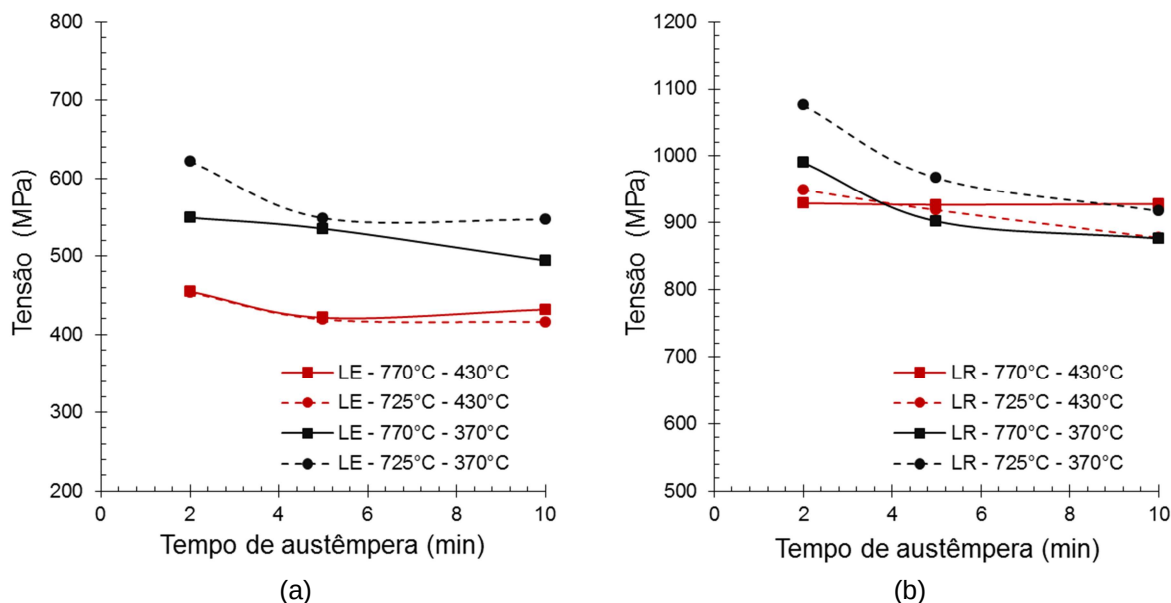
Figura 72: Curvas Tensão x Deformação obtidas para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a) e (b): 2 minutos. (c) e (d): 5 minutos. (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

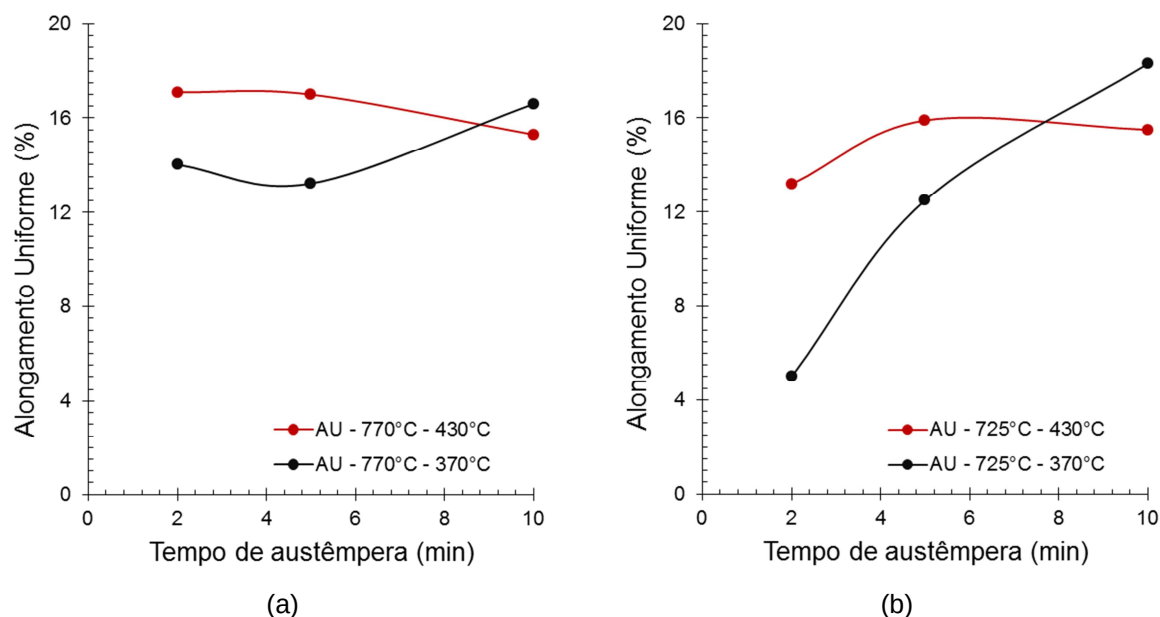
Figura 73: Limite de escoamento e limite de resistência em função do tempo de austêmpera.



(a): LE – Limite de Escoamento. (b): LR – Limite de Resistência.

Fonte: Próprio autor.

Figura 74: Alongamento uniforme em função do tempo de austêmpera.



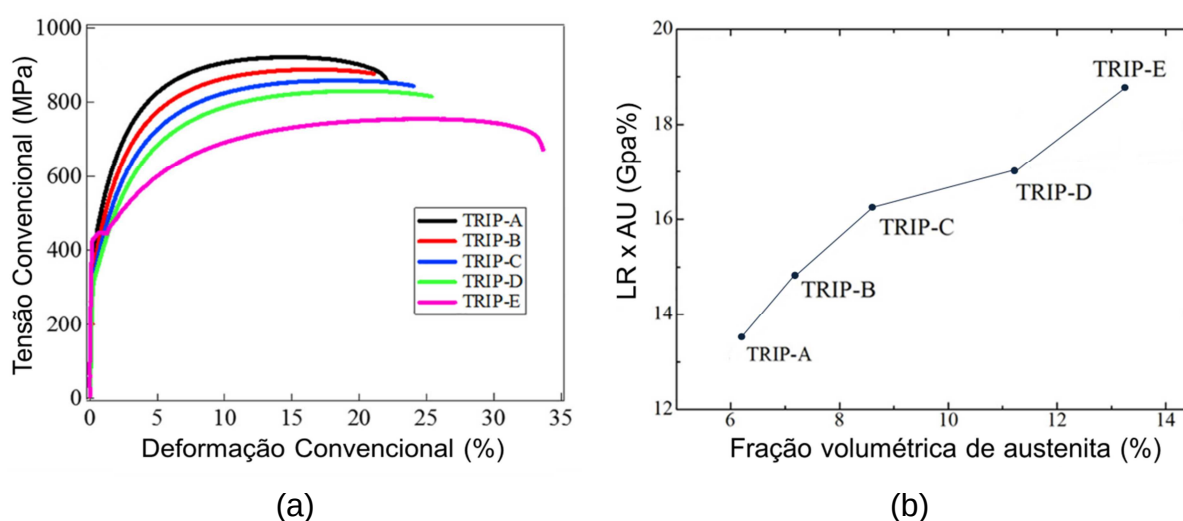
(a): Amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C. (b): Amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C.

Fonte: Próprio autor.

Conforme exemplificado na Figura 75, um aumento de cerca de 6% na fração de γ_R promoveu uma elevação de 25% na combinação de AU x LR, o que sugere que a presença de γ_R melhora consideravelmente o alongamento de aços de elevada resistência (XU et al., 2017).

De acordo com resultados apresentados anteriormente, o aumento do tempo de austêmpera de fato favoreceu a elevação da proporção de γ_R , corroborando com os resultados de Xu et al. (2017) e indicando a forte relação entre ductilidade e a presença de γ_R . Similarmente ao que foi observado por Xu et al. (2017), Chiang et al. (2015) mostraram que amostras de aço TRIP com maiores frações de austenita retida apresentavam também valores inferiores de limite de escoamento e maiores valores para a combinação LR x AU.

Figura 75: Comportamento mecânico de aços TRIP com diferentes frações de γ_R



(a): Curvas Tensão x Deformação. (b): Combinação do limite de resistência e alongamento uniforme. Fonte: XU et al., 2017 (adaptado).

Quanto à variação da temperatura de austêmpera verifica-se que os valores de limite de escoamento foram mais elevados para as amostras tratadas a 370°C, o que é condizente com os resultados de dureza, que apresentaram valores também maiores para a condição de austêmpera a uma menor temperatura devido à maior fração de bainita e à microestrutura refinada obtida quando são empregadas temperaturas de transformação bainítica mais próximas de M_i .

Os valores de alongamento uniforme foram mais elevados para as amostras submetidas à temperatura de austêmpera de 430°C quando são considerados os tempos de 2 e 5 minutos. Para a condição de 10 minutos de austêmpera, entretanto, os valores de alongamento uniforme foram superiores para as amostras tratadas a 370°C. Este comportamento se deve ao fato de que, para a austêmpera a 370°C por 10 minutos ocorre um aumento expressivo na fração de austenita retida, aproximando dos valores observados para a condição de tratamento a 430°C, o que

conferiu maior ductilidade ao aço, conforme constatado nos resultados de alongamento uniforme.

Tabela 5: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.

Tempo de encharque (min)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
2	455 ± 19	929 ± 7	17,1 ± 1
5	421 ± 1	927 ± 9	17,0 ± 1
10	432 ± 1	928 ± 4	15,3 ± 0,4

Fonte: Próprio autor.

Tabela 6: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.

Tempo de encharque (min)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
2	549 ± 0,4	991 ± 10	14,0 ± 2
5	535 ± 7	902 ± 5	13,2 ± 1
10	494 ± 18	876 ± 9	16,6 ± 0,2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 7: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.

Tempo de encharque (min)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
2	454 ± 7	949 ± 20	13,2 ± 1
5	419 ± 25	919 ± 5	15,9 ± 1
10	416 ± 6	877 ± 5	15,5 ± 1

Fonte: Próprio autor.

Tabela 8: Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.

Tempo de encharque (min)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Uniforme (%)
2	622 ± 9	1076 ± 7	5,0 ± 1
5	549 ± 16	967 ± 2	12,5 ± 1
10	547 ± 0,4	917 ± 8	18,3 ± 1

Fonte: Próprio autor.

5.2.3 Análise do encruamento

5.2.3.1 Método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$.

Nas Tabelas 9 a 12 são apresentados os valores do expoente de encruamento n obtidos a partir do método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$. A linearização foi feita considerando 1 e 2 estágios de encruamento, buscando melhorar os valores de coeficientes de correlação R^2 . Em geral, a abordagem em 2 estágios levou a valores de R^2 mais próximos de 1. Nas Figuras 76 e 77 é apresentada ainda a comparação do comportamento de encruamento.

Considerando apenas um estágio de encruamento, nota-se queda nos valores de n com o aumento do tempo de austêmpera para as amostras tratadas a 370°C. Já para as amostras submetidas à temperatura de 430°C observa-se um aumento discreto no valor de n .

Tabela 9: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 430°C.

Tempo de encharque (min)	Um estágio			Dois estágios			
		n	R^2	n_1	R^2	n_2	R^2
2	CP1	0,268	0,998	0,223	0,9995	0,278	0,9997
	CP2	0,239	0,9984	0,225	0,9975	0,246	0,9993
	Média	0,254		0,224		0,262	
5	CP1	0,284	0,9938	0,200	0,9971	0,306	0,9997
	CP2	0,290	0,9955	0,198	0,9966	0,304	0,9985
	Média	0,287		0,199		0,305	
10	CP1	0,288	0,9965	0,181	0,9956	0,298	0,9986
	CP2	0,285	0,9965	0,178	0,9978	0,293	0,9982
	Média	0,287		0,180		0,296	

Fonte: Próprio autor.

A capacidade de encruamento de um material revela a habilidade desse em aumentar a resistência mecânica retardando o início da estricção. Materiais que apresentam valores de expoente de encruamento mais elevados são capazes de suportar mais a deformação plástica e apresentam maiores valores de alongamento uniforme (YU, 2008). Sendo assim, os resultados observados não condizem com o que foi encontrado para o alongamento uniforme, que em geral aumentou com a elevação do tempo de austêmpera. Nesse caso, considerar que um único expoente

de encruamento n é constante durante a deformação pode não revelar o real comportamento de encruamento de aços TRIP, uma vez que a característica principal destes aços é a formação de martensita induzida por deformação plástica.

Tabela 10: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 370°C.

Tempo de encharque (min)	Um estágio			Dois estágios			
		n	R^2	n_1	R^2	n_2	R^2
2	CP1	0,209	0,9928	0,293	0,9981	0,198	0,9956
	CP2	0,220	0,9926	0,296	0,9978	0,205	0,9958
	Média	0,214		0,295		0,202	
5	CP1	0,193	0,9901	0,358	0,9989	0,183	0,9965
	CP2	0,192	0,992	0,303	0,9959	0,179	0,9984
	Média	0,193		0,331		0,181	
10	CP1	0,190	0,9916	0,316	0,9973	0,177	0,9994
	CP2	0,183	0,9916	0,318	0,997	0,172	0,9993
	Média	0,187		0,317		0,174	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 11: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C e austêmpera a 430°C.

Tempo de encharque (min)	Um estágio			Dois estágios			
		n	R^2	n_1	R^2	n_2	R^2
2	CP1	0,281	0,9981	0,230	0,9998	0,285	0,9977
	CP2	0,264	0,998	0,209	0,9998	0,273	0,9992
	Média	0,273		0,219		0,279	
5	CP1	0,265	0,9975	0,213	1,0	0,276	0,9996
	CP2	0,290	0,9982	0,229	0,9992	0,298	0,9991
	Média	0,278		0,221		0,287	
10	CP1	0,273	0,9967	0,182	0,9942	0,283	0,9988
	CP2	0,273	0,9978	0,20	0,9978	0,281	0,999
	Média	0,273		0,191		0,282	

Fonte: Próprio autor.

Cai et al. (2013) ao estudarem o comportamento de encruamento de aços TRIP verificaram que o método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ considerando apenas um estágio de encruamento não era apropriado para a interpretação dos dados de tensão e deformação obtidos para o material analisado, e que mesmo após a linearização a curva ainda se desviava da linearidade. A solução encontrada pelos autores foi a utilização de outro método capaz de prever mais de um estágio de deformação. Dessa forma, foi conduzida a mesma análise pelo método de

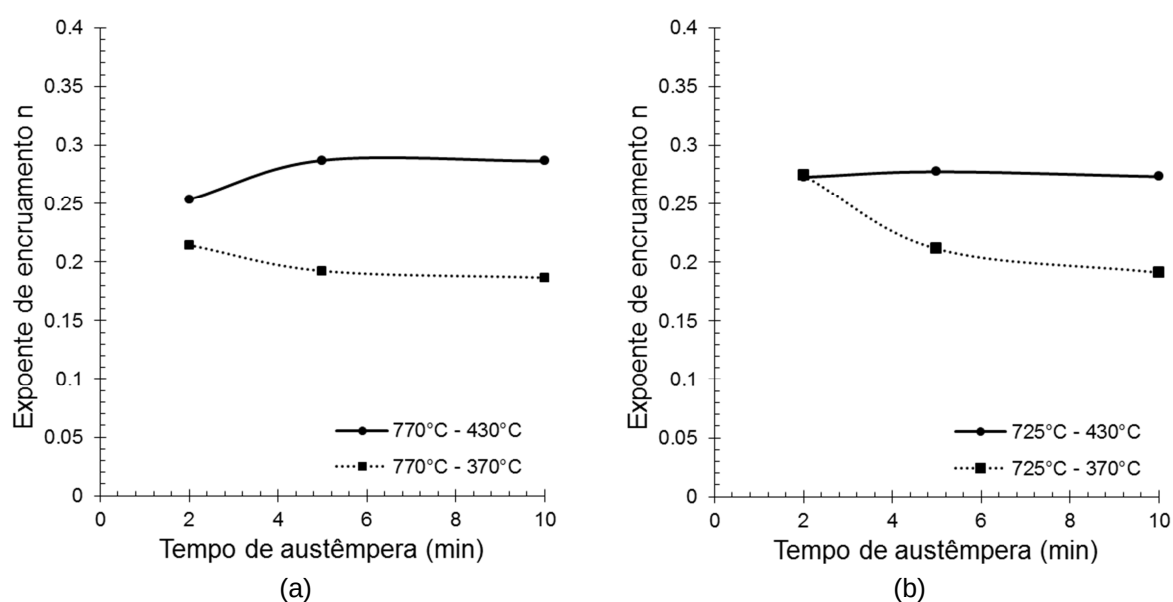
linearização da curva $\sigma \times \epsilon$, porém considerando dois estágios de encruamento. Nessa abordagem em dois estágios, foi observado nesse trabalho que para as amostras austemperadas a 370°C o valor de n_1 era maior que o valor de n_2 para as duas condições de recozimento intercrítico empregadas. Para as amostras austemperadas a 430°C, entretanto, os valores de n_2 foram superiores aos valores de n_1 . Esta observação pode ser explicada pelo fato de que as amostras submetidas à transformação bainítica na temperatura de 430°C apresentavam maior fração de austenita retida e, portanto, haveria mais austenita disponível para se transformar em martensita (efeito TRIP) mesmo nos estágios de deformação mais avançados.

Tabela 12: Valores de expoente de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C e austêmpera a 370°C.

Tempo de encharque (min)		Um estágio		Dois estágios			
		n	R ²	n ₁	R ²	n ₂	R ²
2	CP1	0,273	0,991	0,320	0,9988	0,220	0,9963
	CP2	0,276	0,9919	0,322	0,9987	0,226	0,9968
	Média	0,275		0,321		0,223	
5	CP1	0,214	0,9884	0,310	0,9979	0,204	0,9945
	CP2	0,209	0,9868	0,296	0,9973	0,187	0,9946
	Média	0,212		0,303		0,196	
10	CP1	0,191	0,9905	0,304	0,9961	0,177	0,9978
	CP2	0,191	0,9888	0,298	0,9952	0,175	0,9975
	Média	0,191		0,301		0,176	

Fonte: Próprio autor.

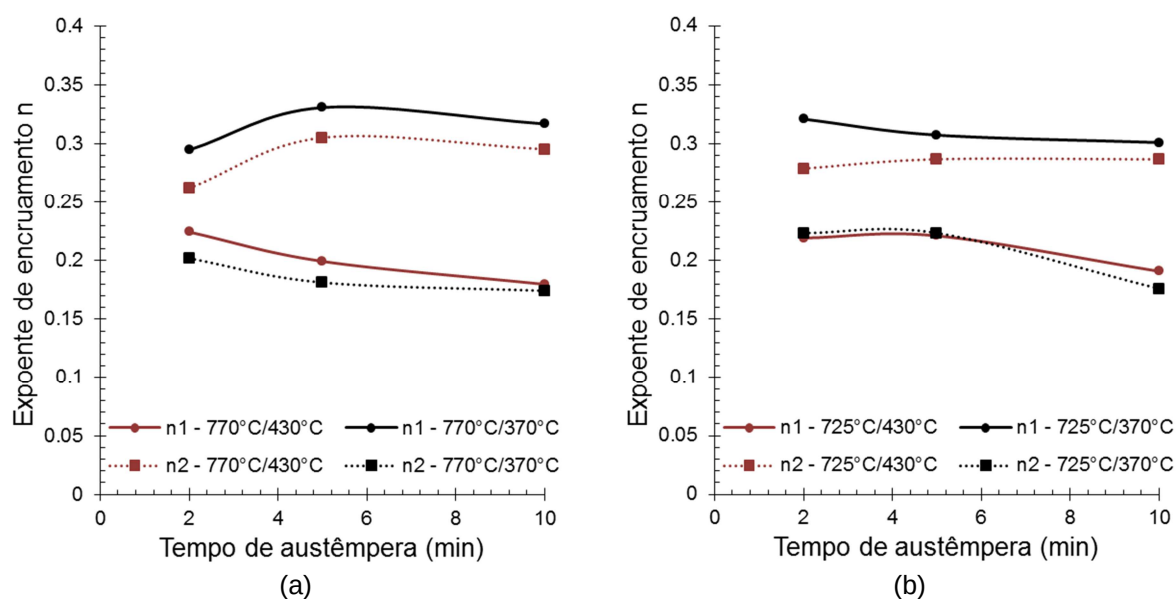
Figura 76: Comportamento do expoente de encruamento considerando apenas um estágio.



(a): Recozimento intercrítico a 770°C; (b): Recozimento intercrítico a 725°C.

Fonte: Próprio autor.

Figura 77: Comportamento do expoente de encruamento considerando dois estágios.



(a): Recozimento intercrítico a 770°C; (b): Recozimento intercrítico a 725°C.

Fonte: Próprio autor.

Na abordagem considerando dois estágios de encruamento nota-se ainda que, para as amostras austemperadas a 430°C, ocorre uma tendência de queda dos valores de n_1 e aumento de n_2 com o tempo. As amostras tratadas a 370°C exibem comportamento distinto: aumento de n_1 e queda de n_2 com a elevação do tempo de austêmpera para a condição de recozimento intercrítico a 770°C e redução tanto de n_1 como de n_2 com o tempo quando são consideradas as amostras submetidas à temperatura de 725°C.

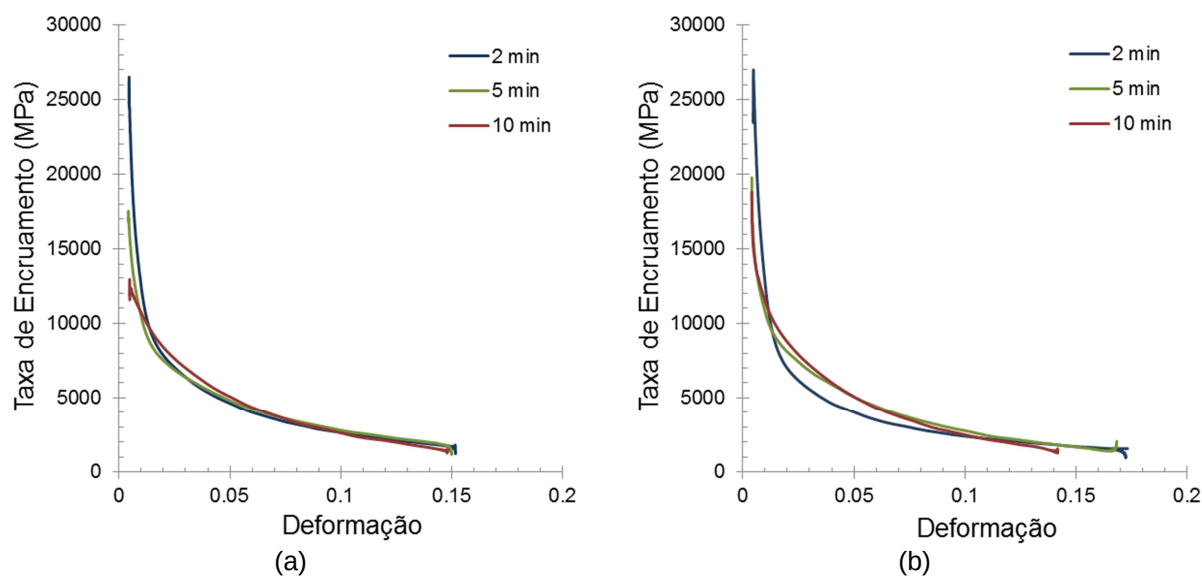
De acordo com os resultados anteriormente apresentados, observou-se aumento na fração de austenita retida com o tempo de austêmpera. Dessa forma, pode-se associar o aumento dos valores de n às diferentes proporções de austenita retida exibidas pelas amostras, uma vez que a capacidade de encruamento do material aumenta devido à ocorrência do efeito TRIP (YU, 2008; SHI et al., 2010). Percebe-se que o estágio de encruamento que em geral apresentou aumento dos valores de n foi exatamente o estágio que apresentou valores de n superiores. A redução de n com o tempo para os dois estágios de deformação observada na condição de recozimento intercrítico a 725°C e austêmpera a 370°C se deve possivelmente à maior fração de bainita que, por ser um constituinte de maior dureza, teria reduzido a capacidade de encruamento do aço. Hüper et al. (1999), ao avaliarem a influência da fração volumétrica das fases no comportamento mecânico de aços *dual phase* observaram queda nos valores de n com a elevação da

proporção de martensita no material. Para o caso dos aços TRIP estudados no presente trabalho, é possível que a maior fração volumétrica de bainita tenha exercido influência similar ao que ocorre com a martensita em aços *dual phase*.

5.2.3.2 Taxa de encruamento.

Nas Figuras 78 a 81 são mostradas as curvas das taxas de encruamento para todas as condições de tratamento térmico dos dois corpos de prova escolhidos para cada situação. Observa-se para todas as condições um decréscimo exponencial com o aumento da deformação, conforme constatado também por Xiong et al. (2016).

Figura 78: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.

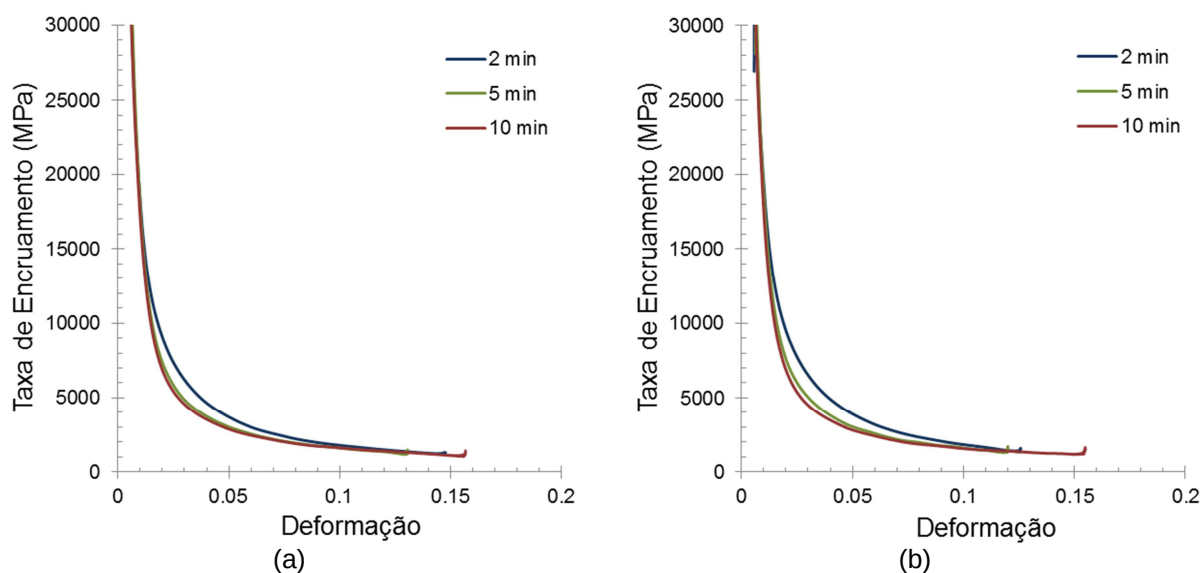


Fonte: Próprio autor.

Quanto ao efeito do tempo de austêmpera, nota-se que as amostras austemperadas por 2 minutos apresentaram taxa de encruamento mais elevada nos estágios iniciais de deformação, enquanto nos estágios mais avançados, esta apresenta-se inferior quando comparadas às amostras austemperadas durante 5 e 10 minutos. No caso das amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C, observa-se que as amostras austemperadas por 2 minutos sequer atingem os níveis de deformação das demais condições.

Yi, Chen e Bhadeshia (2014), observaram que amostras de aço TRIP com maior teor de γ_R em blocos, ou seja, de menor estabilidade, possuíam elevadas taxas de encruamento nos estágios iniciais de deformação e taxas mais baixas após a austenita ter se transformado. Conforme explicado anteriormente, o tempo de transformação bainítica é um fator crítico na estabilização da austenita por meio do enriquecimento da fase com carbono. O tempo de 2 minutos seria insuficiente para que a austenita atinja elevada estabilidade mecânica, e, por isso, a sua transformação em martensita induzida por deformação ocorre logo nos estágios iniciais de deformação.

Figura 79: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.



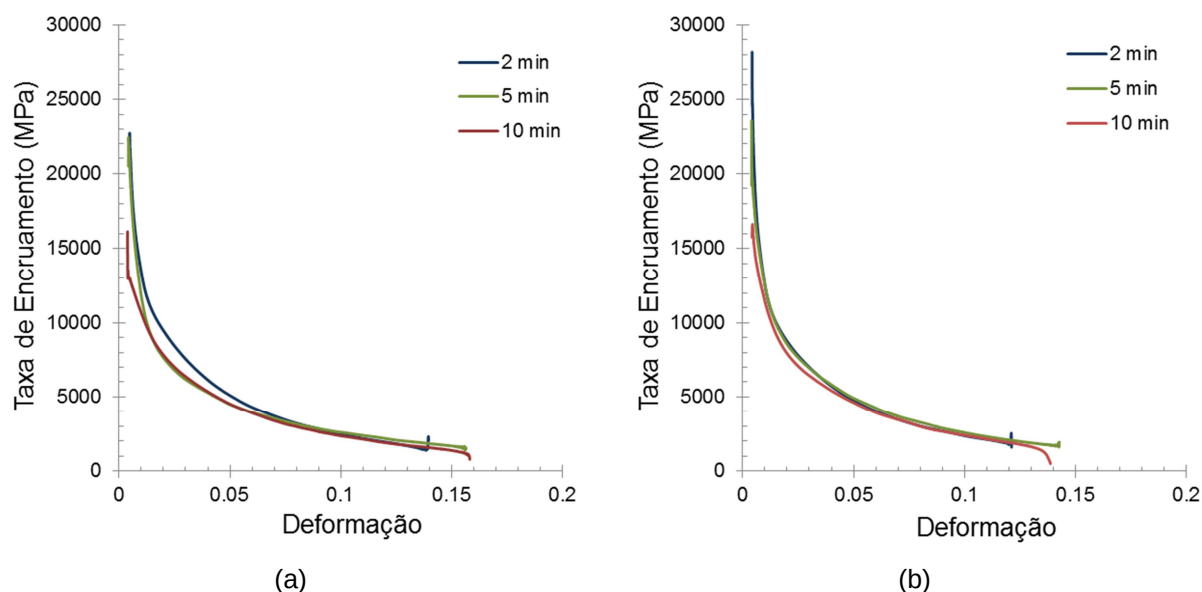
(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

Quanto à influência da temperatura de austêmpera, verifica-se ainda, para todas as condições, que as amostras tratadas a uma menor temperatura apresentaram maiores taxas de encruamento iniciais quando comparadas às amostras tratadas na maior temperatura, enquanto nos estágios de deformação mais elevados a taxa de encruamento das amostras austemperadas a 430°C apresentou-se mais elevada. Tal observação está de acordo com os resultados exibidos na análise do encruamento pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ considerando dois estágios de encruamento. Como as amostras submetidas à temperatura de austêmpera de 430°C possuíam maior fração de austenita retida, conseqüentemente haveria mais austenita disponível para a ocorrência do efeito

TRIP mesmo em estágios de deformação mais avançados. Como a fração de austenita nas amostras austemperadas a 370°C era inferior, a transformação martensítica teria ocorrido logo nos estágios iniciais.

Figura 80: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.



(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

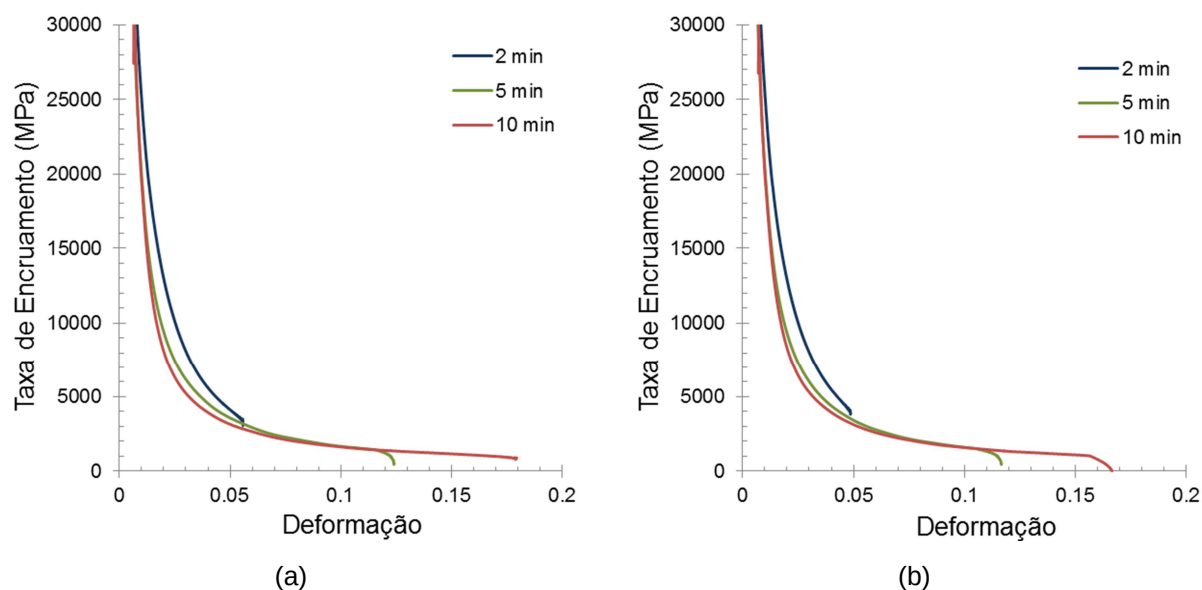
Fonte: Próprio autor.

Chung, Jeon e Chang (2010), ao estudarem o encruamento de um aço multifásico Fe-0,28%C-1,41%Si-1,5%Mn, observaram comportamento distinto: a taxa de encruamento foi maior nos estágios iniciais para a amostra austemperada a uma maior temperatura, e para estágios de deformação mais avançados a taxa de encruamento da amostra austemperada em uma temperatura inferior superava àquela exibida para a amostra tratada na maior temperatura.

Para os presentes resultados, sabe-se que a austenita retida presente nas amostras tratadas a 370°C possuía maior estabilidade por apresentar maior teor de carbono. Com isso, essa austenita resistiria mais à deformação plástica e, portanto, esperava-se que as taxas de encruamento elevadas se mantivessem até níveis de deformação maiores, como observado pelos autores citados. Deve-se considerar, porém, que as amostras analisadas no trabalho de Chung, Jeon e Chang (2010) possuíam fração de austenita retida similar, enquanto no presente trabalho as amostras austemperadas a 430°C possuíam fração de austenita retida bem superior às amostras tratadas a 370°C. Ainda que a condição de austêmpera a 370°C

promova a formação de austenita rica em carbono e de elevada estabilidade, nesse caso, a fração de austenita disponível para a transformação era pequena em relação àquela referente à condição de austêmpera na maior temperatura.

Figura 81: Curvas das taxas de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

5.2.3.3 Expoente de encruamento instantâneo.

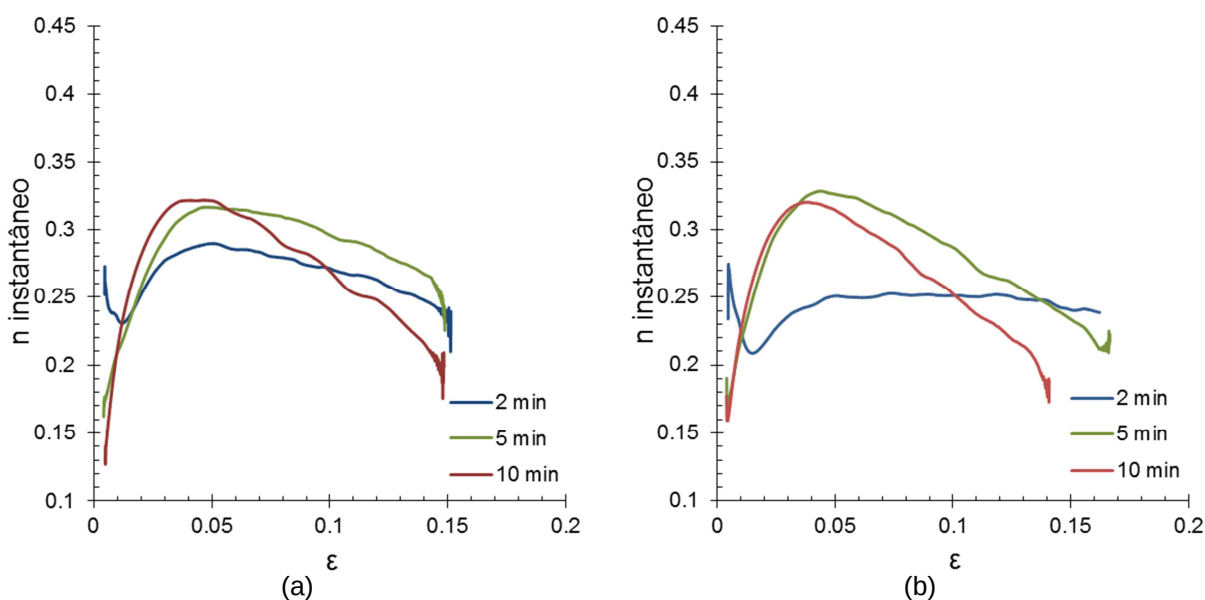
Nas Figuras 82 a 85 são exibidas as curvas do expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para todas as condições de tratamento térmico empregadas.

Segundo Fu et al (2014), a utilização do método de análise pelo expoente de encruamento instantâneo é preferível ao da taxa de encruamento para demonstrar com maior clareza a influência da transformação da austenita retida em martensita na capacidade de encruamento do material durante a deformação.

Ao analisar os gráficos é possível perceber nitidamente uma diferença no formato das curvas ao considerar a alteração na temperatura de austêmpera utilizada. As amostras submetidas à temperatura de 430°C apresentam valores reduzidos de expoente de encruamento instantâneo para deformações próximas de zero, em seguida esses valores são elevados e, para níveis de deformação ainda relativamente baixos, cerca de 5%, atingem seu máximo, caindo em seguida

gradualmente até valores de n_{inst} entre 0,15 e 0,2. Por outro lado, em geral, as amostras tratadas a 370°C exibem inicialmente valores de expoente de encruamento instantâneo elevado, seguido de queda com a deformação e, por fim, uma certa estabilização, com os valores mantidos em torno de 0,15 e 0,2. No caso das peças austemperadas por 2 minutos, a redução do expoente de encruamento com a deformação foi menos brusca inicialmente, ocorrendo ao longo de todo o processamento mecânico.

Figura 82: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.



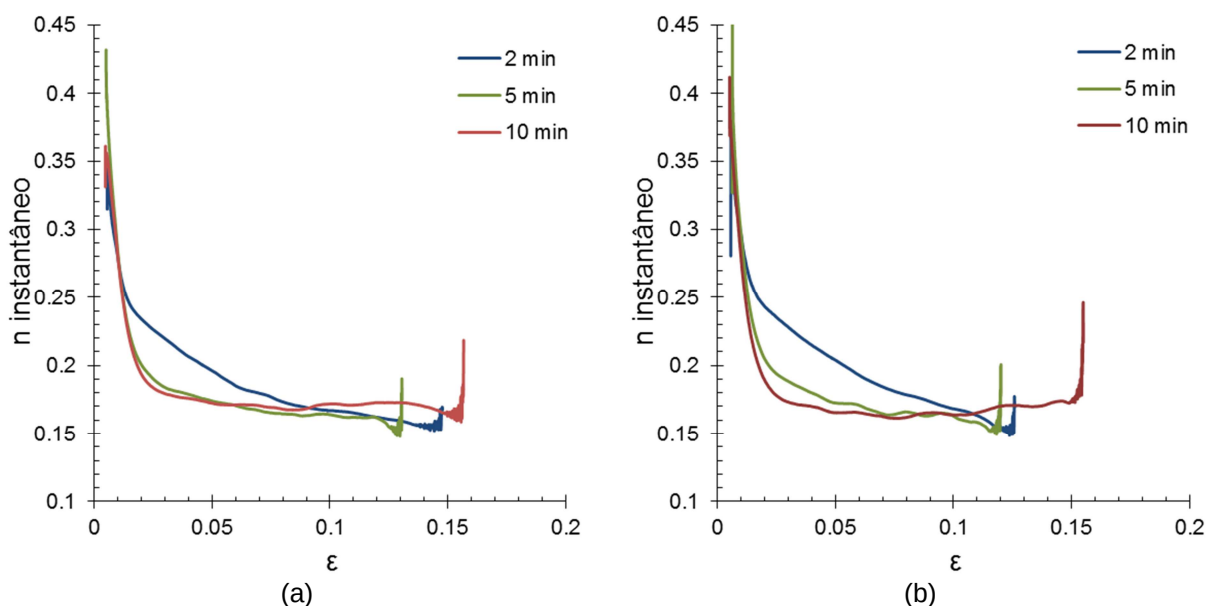
(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

Comportamento similar foi observado por Chiang et al. (2015), quando estudaram o efeito da microestrutura na estabilidade da austenita retida e no comportamento de encruamento de um aço TRIP Fe-0,17%C-2,19%Mn-1,60%Al. Conforme apresentado na Figura 21 anteriormente apresentada (CHIANG et al., 2015), a microestrutura com morfologia preferencialmente lamelar mostrou comportamento similar ao das amostras tratadas a 370°C, enquanto a microestrutura equiaxial exibiu uma curva equivalente àquelas referentes as amostras austemperadas a 430°C. Os autores constataram ainda que a transformação da austenita em martensita para o aço com microestrutura lamelar foi mais lenta do que para o aço com microestrutura equiaxial, dentre outros fatores devido à maior estabilidade da austenita retida presente no primeiro. No caso do

presente trabalho, as amostras tratadas a 370°C apresentaram austenita retida com maior teor de carbono e, portanto, mais estável, o que condiz com o comportamento de encruamento exibido nos gráficos.

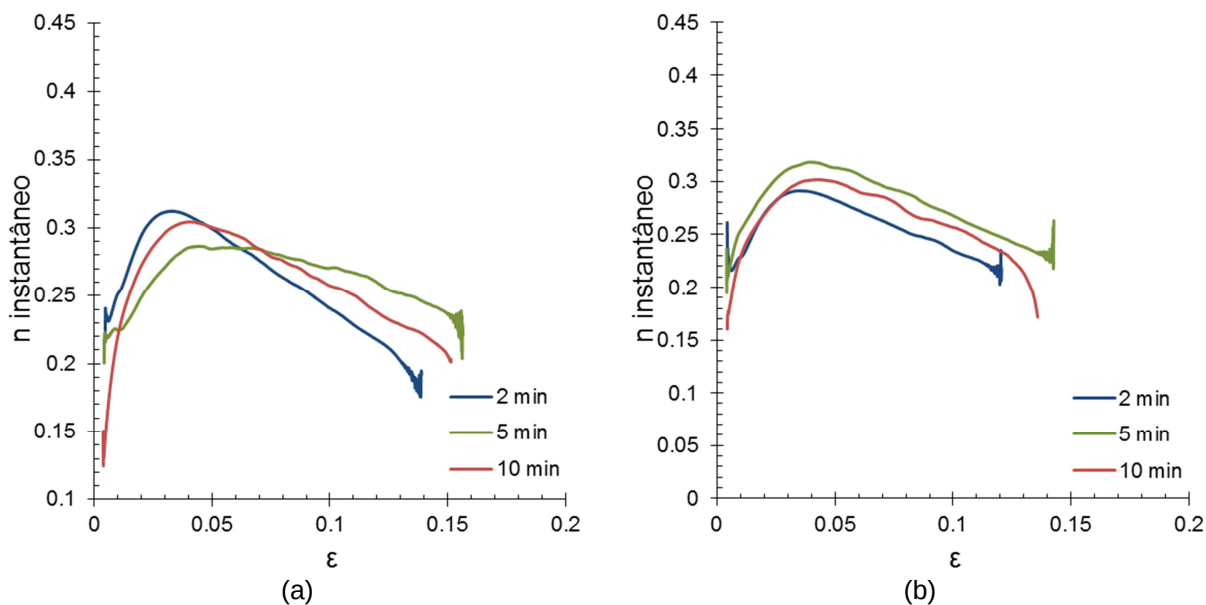
Figura 83: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

Figura 84: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.

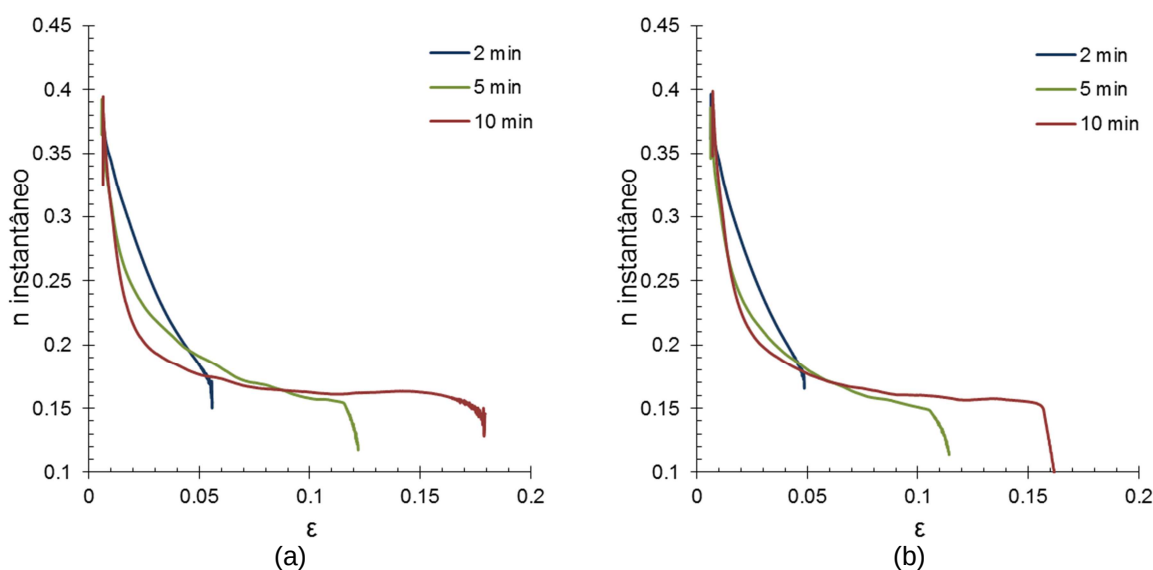


(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

Além disso, pode-se associar o comportamento de encruamento similar das amostras tratadas a 370°C e do aço com microestrutura lamelar do trabalho de Chiang et al. (2015) com a morfologia da bainita observada em tais amostras. Conforme explicado anteriormente, a menor temperatura de austêmpera promoveu um refinamento da bainita, resultando em uma microestrutura de morfologia similar à microestrutura lamelar obtida no trabalho de Chiang et al. (2015).

Figura 85: Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a): Corpo de prova 1; (b): Corpo de prova 2.

Fonte: Próprio autor.

5.2.3.4 Método de Crussard-Jaoul.

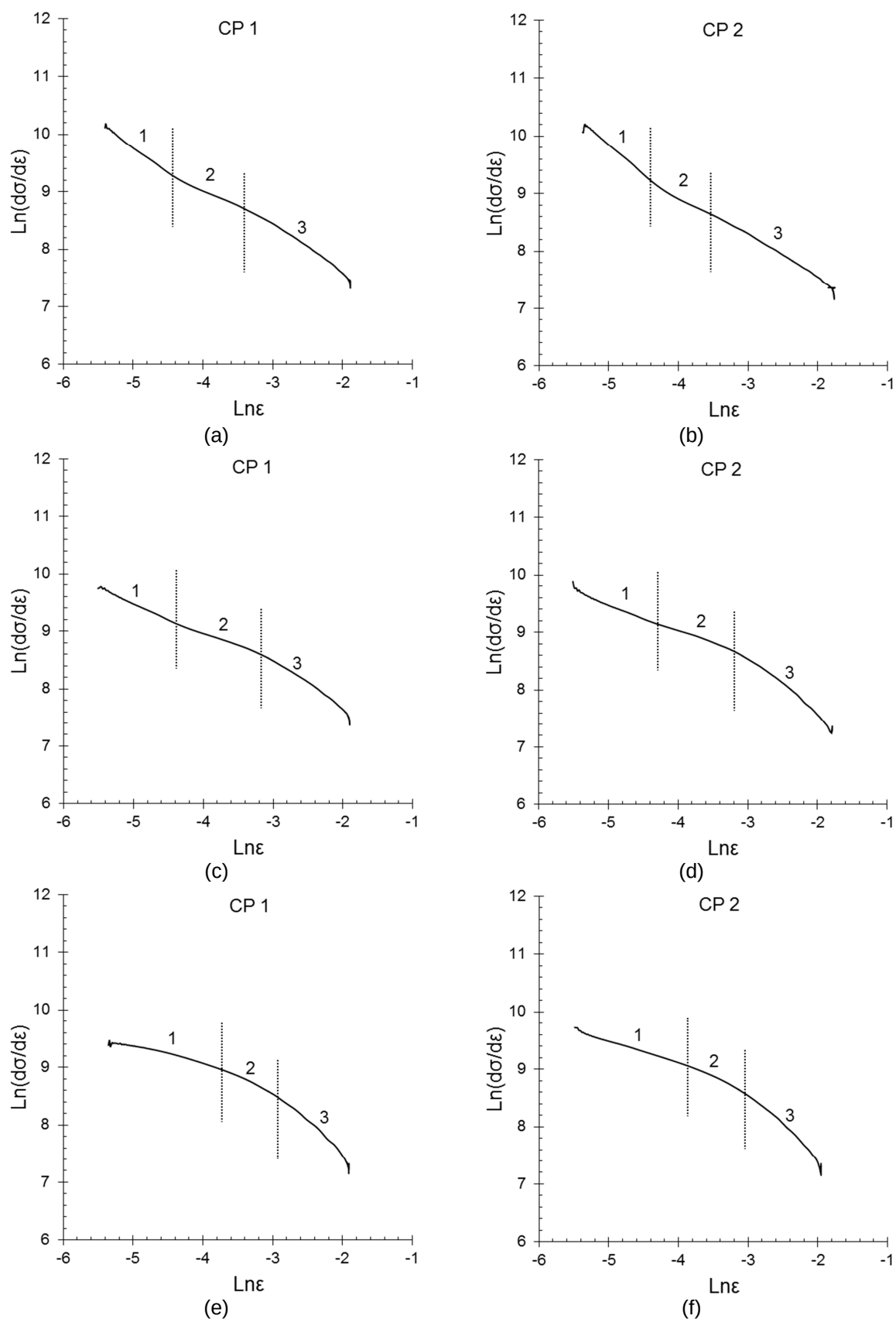
Nas Figuras 86 a 89 são apresentadas as curvas obtidas pelo método de Crussard – Jaoul. Os níveis de deformação para os quais as mudanças de estágio de encruamento foram observadas são exibidos nas Tabelas 13 a 16. Segundo Cai et al. (2013), por esta técnica, o comportamento de encruamento pode ser dividido em três estágios. No primeiro estágio, caracterizado por uma inclinação negativa, a deformação da ferrita seria dominante, no segundo estágio seria observada uma elevada capacidade de encruamento, atribuída à ocorrência do efeito TRIP; e o terceiro estágio, por sua vez, seria determinado pela ação em conjunto da ferrita, austenita e martensita recém formada. No presente trabalho, foi possível identificar os três estágios de encruamento, caracterizados pela diferença na inclinação ou pequenas inflexões nas curvas obtidas, em todas as amostras submetidas ao

recozimento intercrítico a 770°C e nas amostras submetidas à temperatura intercrítica de 725°C e austemperadas a 430°C. Já nas amostras cuja condição de tratamento foi o recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C só foi possível observar três estágios de encruamento quando foi utilizado o tempo de austêmpera de 2 minutos. Para 5 e 10 minutos de austêmpera as amostras apresentaram apenas dois estágios de encruamento.

As condições nas quais foram observados apenas dois estágios de encruamento foram aquelas cuja austenita retida apresentou maior concentração de carbono nas análises por difração de raios – X e cálculos de fração de γ_R e seu teor de carbono. Sendo o segundo estágio associado à transformação martensítica induzida por deformação plástica, acredita-se que, para estas condições, a elevada estabilidade da austenita retida tenha prolongado o efeito TRIP até os estágios mais avançados de deformação, de forma que o terceiro estágio de encruamento, caracterizado pela deformação dos diferentes constituintes em conjunto, não tenha sido percebido, já que a formação de martensita se deu até os níveis de deformação mais elevados. Observa-se ainda que as amostras submetidas à temperatura de austêmpera de 430°C apresentaram as inflexões características da mudança de estágio de encruamento mais acentuadas do que aquelas exibidas pelas amostras austemperadas a 370°C. Resultado similar foi encontrado por Xiong et al. (2016) ao estudarem a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas de um aço Fe-0,17%C-1,5%Si-1,6%Mn-0,19%Cr assistido pelo efeito TRIP.

Conforme Figura 21 anteriormente apresentada, a microestrutura com morfologia preferencialmente lamelar apresentou comportamento similar ao das amostras austemperadas na menor temperatura, enquanto a microestrutura equiaxial apresentou uma curva equivalente àquelas referentes às amostras tratadas a uma maior temperatura. Os autores constataram ainda que a transformação da austenita em martensita para o aço com microestrutura lamelar foi mais lenta do que para o aço com microestrutura equiaxial, dentre outros fatores devido à maior estabilidade da austenita retida presente no primeiro. No caso do presente trabalho, as amostras tratadas a 370°C apresentaram austenita retida com maior teor de carbono e, portanto, mais estável, o que condiz com o comportamento de encruamento exibido nos gráficos. Conforme a Figura 42, anteriormente apresentada, as inflexões referentes às mudanças de estágio de encruamento são bem menos acentuadas na amostra tratada em uma menor temperatura.

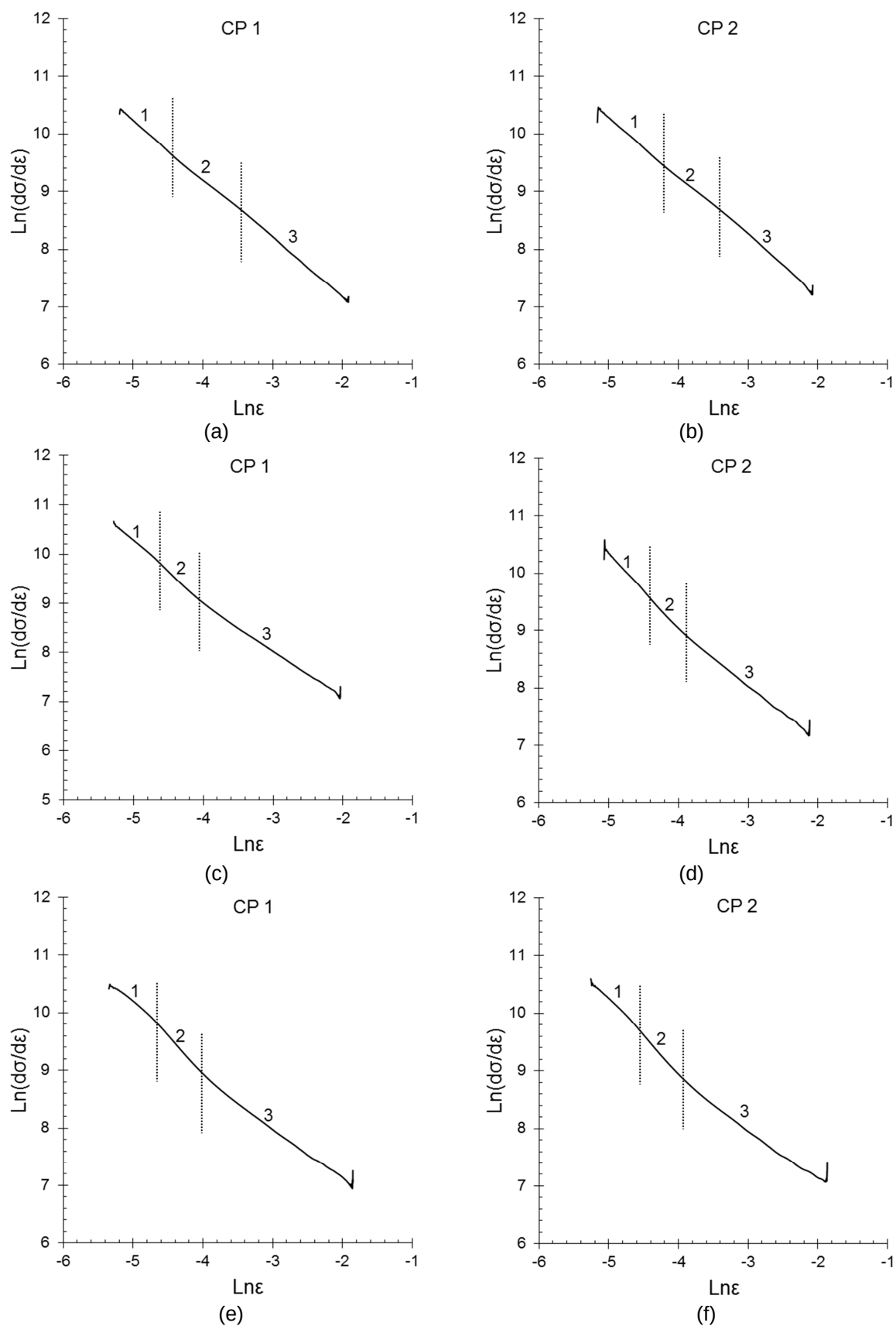
Figura 86: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 430°C.



(a) e (b): 2 minutos; (c) e (d): 5 minutos; (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

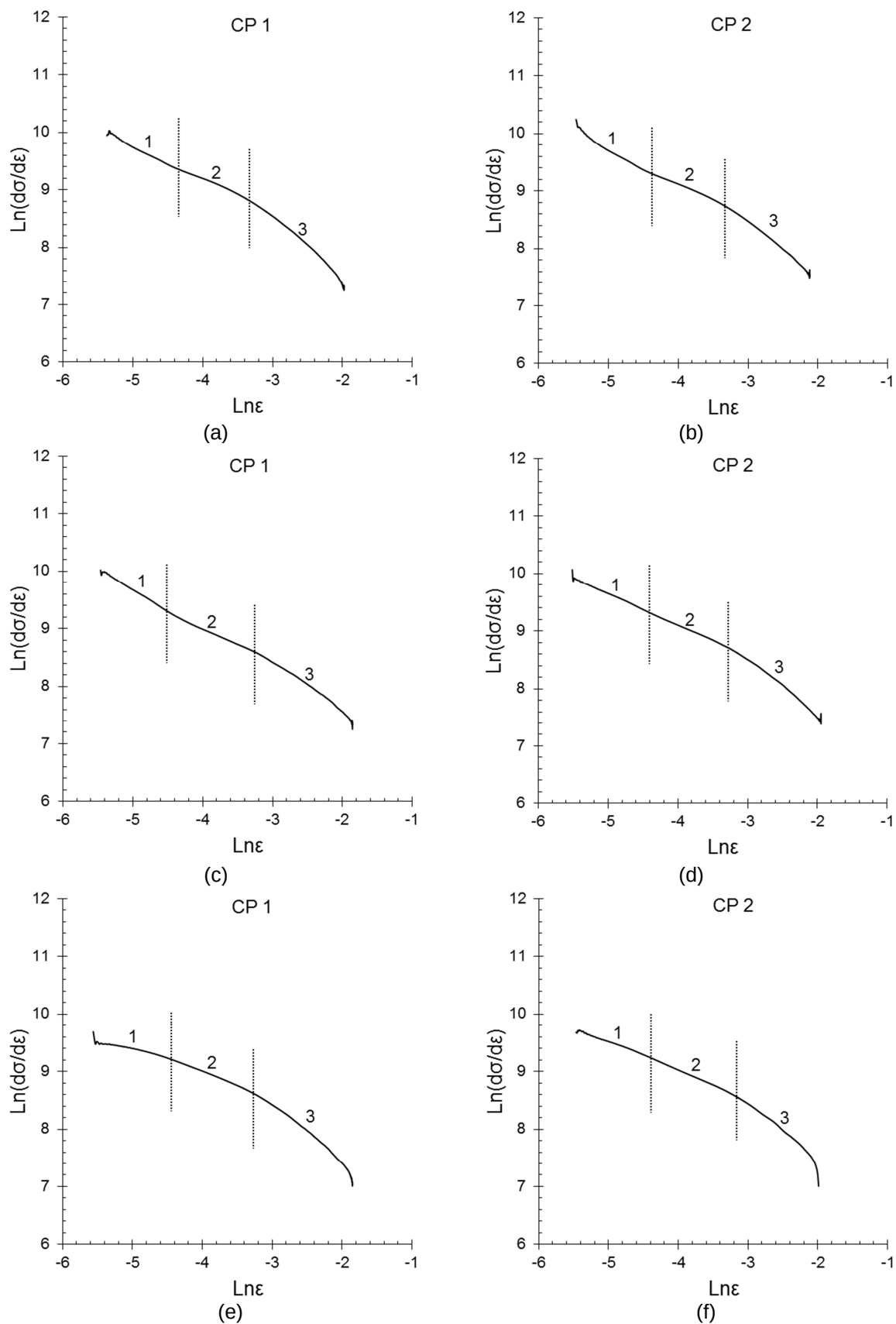
Figura 87: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 770°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a) e (b): 2 minutos; (c) e (d): 5 minutos; (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

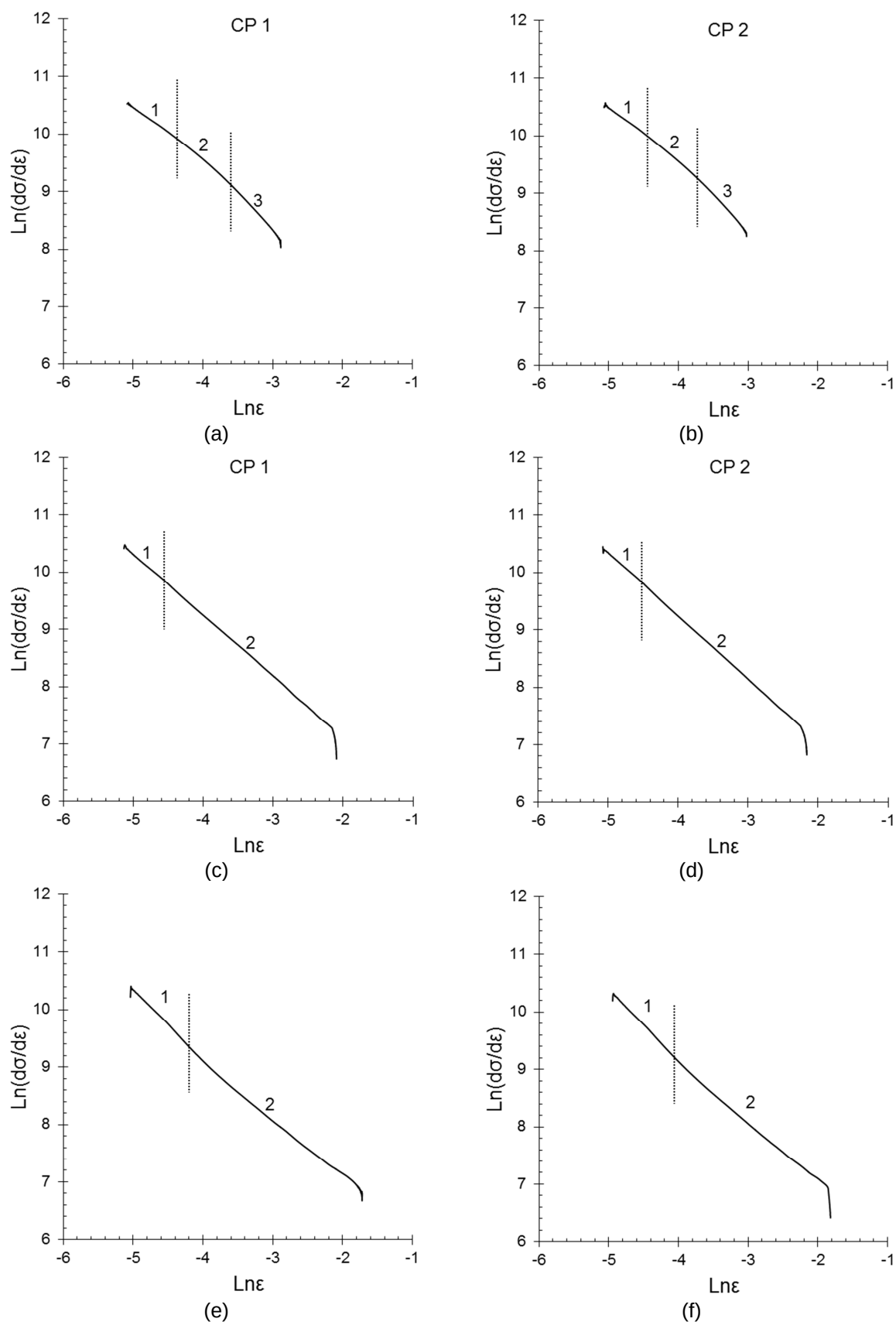
Figura 88: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 430°C.



(a) e (b): 2 minutos; (c) e (d): 5 minutos; (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

Figura 89: Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico a 725°C seguido de austêmpera a 370°C.



(a) e (b): 2 minutos; (c) e (d): 5 minutos; (e) e (f): 10 minutos.

Fonte: Próprio autor.

Considerando o método de Crussard-Jaoul, pequenas inflexões na curva estão associadas a uma rápida queda na taxa de encruamento do material com o aumento da deformação. Por outro lado, quando as variações na inclinação da curva são mais acentuadas, isso significa que a redução na taxa de encruamento foi relativamente lenta (DINI et al., 2010), confirmando os resultados obtidos nas análises do comportamento da taxa de encruamento, que exibiram maiores taxas de encruamento iniciais para a condição de austêmpera a uma menor temperatura.

Tabela 13: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 770°C seguido de austêmpera a 430°C.

Estágio	Magnitude de deformação (%)					
	2 min		5 min		10 min	
	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2
1º	0,45 – 1,05	0,46 – 1,09	0,41 – 1,17	0,41 – 1,26	0,47 – 2,15	0,41 – 1,83
2º	1,05 – 2,90	1,09 – 2,59	1,17 – 3,88	1,26 – 3,30	2,15 – 4,87	1,83 – 4,20
3º	2,90 – 13,94	2,59 – 15,07	3,88 – 14,09	3,30 – 15,58	4,87 – 14,5	4,20 – 13,64

Fonte: Próprio autor.

Tabela 14: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 770°C seguido de austêmpera a 370°C.

Estágio	Magnitude de deformação (%)					
	2 min		5 min		10 min	
	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2
1º	0,55 – 1,06	0,57 – 1,34	0,51 – 0,91	0,63 – 1,14	0,48 – 0,9	0,52 – 0,95
2º	1,06 – 2,90	1,34 – 2,95	0,91 – 1,59	1,14 – 1,91	0,9 – 1,68	0,95 – 1,76
3º	2,90 – 13,25	2,95 – 11,20	1,59 – 11,45	1,91 – 11,10	1,68 – 14,03	1,76 – 14,88

Fonte: Próprio autor.

Tabela 15: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 725°C seguido de austêmpera a 430°C.

Estágio	Magnitude de deformação (%)					
	2 min		5 min		10 min	
	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2
1º	0,46 – 1,21	0,43 – 1,16	0,43 – 1,03	0,40 – 1,14	0,38 – 1,05	0,42 – 1,09
2º	1,21 – 3,22	1,16 – 3,29	1,03 – 3,43	1,14 – 3,50	1,05 – 3,42	1,09 – 3,76
3º	3,22 – 12,96	3,29 – 11,0	3,43 – 14,58	3,50 – 13,95	3,42 – 15,32	3,76 – 13,05

Fonte: Próprio autor.

Tabela 16: Níveis de deformação e correspondente estágio de encruamento para as amostras submetidas ao recozimento intercrítico à 725°C seguido de austêmpera a 370°C.

Estágio	Magnitude de deformação (%)					
	2 min		5 min		10 min	
	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2	CP 1	CP 2
1º	0,62 – 1,15	0,63 – 1,05	0,59 -0,93	0,63 – 1,05	0,65 -1,37	0,71 – 1,56
2º	1,15 – 2,45	1,05 – 2,20	0,93 – 10,57	1,05 – 10,12	1,37 – 16,30	1,56 – 14,41
3º	2,45 – 5,27	2,20 – 4,6	-	-	-	-

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

- O tempo de permanência à temperatura de transformação bainítica influencia na morfologia predominante deste constituinte: maiores tempos favoreceram a formação de bainita com morfologia em ripas. O aumento do tempo de austêmpera permite também a retenção de maior fração de austenita na microestrutura final do aço, e, conseqüentemente, reduz a dureza Vickers. Quanto às propriedades mecânicas observou-se, em geral, uma tendência de queda nos valores de limite de escoamento e limite de resistência, bem como um aumento dos valores de alongamento uniforme com a elevação do tempo de austêmpera.
- A redução na temperatura de austêmpera favoreceu o refinamento da estrutura bainítica devido ao maior grau de resfriamento e maior limite de escoamento da austenita retida nessa condição e, em geral, as amostras tratadas à menor temperatura apresentaram maior proporção de bainita. A utilização de uma maior temperatura de austêmpera favoreceu a retenção de maior fração de austenita na microestrutura enquanto a menor temperatura resulta em frações de austenita retida menores, porém com teor de carbono mais elevado. Verificou-se ainda que a utilização de uma temperatura inferior resultou em valores de dureza e limite de escoamento em geral mais elevados devido à maior fração de bainita e à microestrutura mais refinada.
- Quanto à influência da variação da temperatura intercrítica na microestrutura do aço TRIP, observou-se que, em geral, a menor temperatura promoveu menores valores de dureza devido ao aumento da fração volumétrica de ferrita. Considerando a amostra austemperada a 430°C por 2 minutos o comportamento de dureza foi contrário: a dureza elevou com a redução da temperatura intercrítica, ao passo que a fração de austenita retida reduziu. Para tal condição o tempo de 2 minutos não foi suficiente para que ocorresse o enriquecimento da austenita com carbono.
- As análises do encruamento por quatro métodos distintos permitiu um entendimento mais completo acerca do comportamento de deformação do

material. Pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$, a análise considerando apenas um estágio de deformação não foi adequada para avaliar o comportamento de encruamento do material. Considerando dois estágios, as amostras austemperadas a 370° apresentaram valores de n_1 superiores aos de n_2 , enquanto aquelas tratadas a 430°C exibiram comportamento contrário. Similarmente, pela avaliação da taxa de encruamento, as amostras austemperadas a uma menor temperatura apresentaram maiores taxas de encruamento iniciais quando comparadas às amostras tratadas na maior temperatura. Quanto à avaliação do expoente de encruamento instantâneo observou-se que a redução na temperatura de austêmpera resultou em valores de n_{inst} inferiores mas que se mantiveram com certa estabilidade em torno de um valor, sugerindo que a transformação da austenita em martensita para este caso foi mais lenta devido à sua maior estabilidade mecânica. Complementando os resultados, a análise pelo método de Crussard-Jaoul revelou que as amostras submetidas à temperatura de austêmpera de 370°C apresentaram as inflexões características da mudança de estágio de encruamento menos acentuadas do que aquelas exibidas pelas amostras austemperadas a 430°C, caracterizando a maior taxa de encruamento inicial da primeira.

- Em geral, a análise do encruamento pelo expoente de encruamento instantâneo apresentou-se como a mais adequada para a avaliação do comportamento de deformação do material.

REFERÊNCIAS

- ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel. **Materials Science & Engineering A**, Sheffield, v.651, p.822 – 830, Jan. 2016.
- ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution of Nb-V-Mo and V containing TRIP-assisted steels during thermomechanical processing. **Journal of Materials Science & Technology**, v.33, p.311-320, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370-17**: Standard test methods and definitions for mechanical testing of steels products. West Conshohocken, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 562**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken, 2011.
- ARLAZAROV, A.; BOUAZIZ, O.; MASSE, J. P.; KEGEL, F. Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels. **Materials Science & Engineering A**, v.620, p.293-300, 2015.
- AVISHAN, B.; TAVAKOLIAN, M.; YAZDANI, S. Two-step austempering of high performance steel with nanoscale microstructure. **Materials Science & Engineering A**, v. 693, p. 178-185, 2017.
- BANDO, S.; MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. **Transactions ISIJ**, v.28, p.569-574, 1988.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**: transformations, microstructure and properties. 2.ed. London: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.
- BHADESHIA, H. K. D. H. The nature, mechanism and properties of strong bainite. **Proceedings of the 1st international symposium on steel science**. The Iron and Steel Institute of Japan, 2007, p.17-26.
- BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; DAS, S.; HALDAR, A.; BHATTACHARJEE, D. Development and characterisation of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. **Materials Science & Engineering A**, v.528, p.2394-2400, 2011.
- BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. Niobium in dual phase and trip steels. **Niobium, Science and Technology**, 2001.
- BLECK, W.; PHU-ON, K. Effects of microalloying in multi phase steels for car body manufacture. In: **Proceedings of the international conference on microstructure and texture in steels and other materials**. 2008, Jamshedpur. London: Springer-Verlag, 2009. cap. 9, p. 145-163.

BLONDE, R.; JIMENEZ-MELERO, E.; ZHAO, L.; SCHELL, N.; BRÜCK, E.; Van Der ZWAAG, S.; Van DIJK, N. H. The mechanical stability of retained austenite in low-alloyed TRIP steel under shear loading. **Materials Science & Engineering A**, v.594, p.125-134, 2014.

CAI, Z. H.; DING, H.; KAMOUTSI, H.; HAIDEMENOPOULOS, G. N.; MISRA, R. D. K. Interplay between deformation behavior and mechanical properties of intercritically annealed and tempered medium-manganese transformation-induced plasticity steel. **Materials Science & Engineering A**, v.654, p.359-367, 2016.

CAI, Z. H., DING, H., XUE, X., JIANG, J., XIN, Q. B., MISRA, R. D. K. 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, p. 865-868, 2013.

CHATTERJEE, S. **Transformations in TRIP-assisted steels: microstructure and properties**. 2006. 182p. Tese (Doutorado) – Darwin College, University of Cambridge, Cambridge, 2006.

CHEN, X.; VUORINEN, E. In situ x-ray observation of bainitic transformation of austempered silicon alloyed steel. **Journal of Materials Research**, v. 24, n. 4, p. 1559-1566, 2009.

CHIANG, J.; LAWRENCE, B.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**. v.528, p.4516-2521, 2011.

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, p.132-142, 2015.

CHUNG, J. H.; JEON, J. B.; CHANG, Y. W. Work-hardening and ductility enhancement mechanism of cold rolled multiphase TRIP steels. **Metals and Materials International**, v. 16, n. 4, p. 533-541, 2010.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Revisão técnica: André Luiz V. da Costa e Silva. 4.ed. São Paulo: Blucher, 2008. 651p.

De COOMAN, B. C.; KIM, J. High Mn TWIP steels for automotive applications. In: Marcello Chiaberge. **New trends and developments in automotive system engineering**. In Tech, 2011, cap.6. p.102-128.

De DIEGO-CALDERÓN, I.; De KNIJF, D.; MONCLÚS, M. A.; MOLINA-ALDAREGUIA, J. M.; SABIROV, I.; FÖJER, C.; PETROV, R. H. Global and local deformation behavior and mechanical properties of individual phases in a quenched and partitioned steel. **Materials Science & Engineering A**, v.630, p.27-35, 2015.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3ed. Boston: Mc Graw Hill, 1981. 800p.

DING, W.; HEDSTRÖM, P.; LI, Y. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Al-P hot dip galvanizing TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**, v.674, p.151-157, 2016.

DINI, G.; NAJAFIZADEH, A.; UEJI, R.; MONIR-VAGHEFI, S. M. Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: the role of grain size. **Materials and Design**, v.31, p.3395-3402, 2010.

FERRER, M. H. **Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si – Mn microligados com Nb**. 2003. 195p. Tese (Doutorado) – Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

FIGUEIREDO, R. B.; SICUPIRA, F. L.; MALHEIROS, L. R. C.; KAWASAKI, M.; SANTOS, D. B.; LANGDON, T. G. Formation of epsilon martensite by high-pressure torsion in a TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**, Belo Horizonte, v.625, p.114-118, 2015.

FONSTEIN, N. **Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties**. New York: Springer, 2015, 396p.

FU, B.; YANG, W. Y.; LI, L. F.; SUN, Z. Q. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. **Materials Science & Engineering A**, v.603, p.134-140, 2014.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; SOURMAIL, T.; KUNTZ, M.; CORNITE, J.; SMANIO, V.; ELVIRA, R. Tensile behaviour of nanocrystalline bainitic steel containing 3 wt% silicon. **Materials Science & Engineering A**, v. 549, p. 185-192, 2012.

GIRAULT, E.; JACQUES, P.; HARLET, Ph.; MOLS, K.; Van HUMBEECK, J.; AERNOUDT, E.; DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP – assisted steels. **Materials Characterization**, Nova York, v.40, p.111 – 118, 1998.

GRAJCAR, A.; KUZIAK, R.; ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. **SciVerse Science Direct – Archives of civil and mechanical engineering**, v.12, p.334-341, 2012.

HÜPER, T.; ENDO, S.; ISHIKAWA, N.; OSAWA, K. Effect of volume fraction of constituent phases on the stress-strain relationship of dual phase steels. **ISI International**, v. 39, n. 3, p. 288-294, 1999.

JIRKOVÁ, H.; MASEK, B.; WAGNER, M, F-X.; LANGMAJEROVÁ, D.; KUCEROVÁ, L.; TREML, R.; KIENER, D. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process. **Journal of Alloys and Compounds**, v.615, p.S163-S168, 2014.

JIMENEZ-MELERO, E.; Van DIJK, N. H.; ZHAO, L.; SIETSMA, J.; WRIGHT, J. P.; Van Der ZWAAG, S. In situ synchrotron study on the interplay between martensite

formation, texture evolution and load partitioning in low-alloyed TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**, v.528, p.6407-6416, 2011.

KAMMOUNI, A.; SAIKALY, W.; DUMONT, M.; MARTEAU, C.; BANO, X.; CHARAÏ, A. Effect of the bainitic transformation temperature on retained austenite fraction and stability in Ti microalloyed TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**. Marseille Cedex, v.518, p.89-96, 2009.

KANG, S.; SPEER, J. G.; KRIZAN, D.; MATLOCK, D. K.; de MOOR, E. Prediction of tensile properties of intercritically annealed Al-containing 0.19C-4.5Mn (wt%) TRIP steels. **Materials and Design**, v.97, p.138-146, 2016.

KELLER, S.; KIMCHI, M. Advanced high-strength steels - Application guidelines. **WorldAutoSteel**, versão 5.0, 2014.

KHAN, R.; PERVEZ, T.; QAMAR, S. Z. Modeling and simulations of transformation and twinning induced plasticity in advanced high strength austenitic steels. **Mechanics of Materials**, v.95, p.83-101, 2016.

KIM, S.; LEE, Y. Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets. **Materials Science & Engineering A**, v.530, p.218-224, 2011.
KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 2.ed. Ohio: ASM International, 2015, 682p.

LATYPOV, M. I.; SHIN, S.; De COOMAN, B. C.; KIM, H. S. Micromechanical finite element analysis of strain partitioning in multiphase medium manganese TWIP+TRIP steel. **Acta Materialia**, v.108, p.219-228, 2016.

LI, Z. C.; DING, H.; MISRA, R. D. K.; CAI, Z. H.; LI, H. X. Microstructural evolution and deformation behavior in the Fe-(6, 8.5)Mn-3Al-0.2C TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**. v.672, p.161-169, jun, 2016.

LOEWY, S.; HJORDT, L.; RHEINGANS, B.; MITTEMEIJER, E. J. Modulated formation of lath martensite: Influence of uniaxial compressive load and transformation-induced plasticity. **Acta Materialia**, v.109, p.46-54, mar. 2016.

LY, A. L.; FINDLEY, K. O. The effects of pre-straining conditions on fatigue behavior of a multiphase TRIP steel. **International Journal of Fatigue**, Illinois, v.87, p.225 – 234, fev. 2016.

MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G.; SPEER, J. G. Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.117, p.324-328, 2001.

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. **Transactions ISIJ**, v.27, p.570-579, 1987.

MAZZAFERRO, C. C. P.; RAMOS, F. D.; MAZZAFERRO, J. A. E.; ROSENDO, T. S.; TIER, M. A. D.; SILVA, A. M.; SANTOS, J. F.; REGULY, A. Avaliação microestrutural

e propriedades mecânicas de um aço TRIP soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. **Soldagem Insp**, v.14, n.4, p.278-287, 2009.

MIN, J.; HECTOR Jr, L. G.; ZHANG, L.; SUN, L.; CARSLEY, J. E.; LIN, J. Plastic instability at elevated temperatures in a TRIP-assisted steel. **Materials and Design**. Bochum, v.95, p.370-386, Jan, 2016.

MORALES-RIVAS, L.; GARCIA-MATEO, C.; SOURMAIL, T.; KUNTZ, M.; REMENTERIA, R.; CABALLERO, F. G. Ductility of nanostructured bainite. **Metals**, v. 302, n. 6, p.3-20, 2016.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia: microestrutura e propriedades**. Curitiba: Hemus, 2000. 343p.

PARK, H. S.; HAN, J. C.; LIM, N. S.; PARK, C. G. Nano-scale observation on the transformation behavior and mechanical stability of individual retained austenite in CMnSiAl TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**, v.627, p.262-269, 2015b.

PARK, H. S.; SEOL, J. B.; LIM, N. S.; KIM, S. I.; PARK, C. G. Study of the decomposition behavior of retained austenite and the partitioning of alloying elements during tempering in CMnSiAl TRIP steels. **Materials and Design**, v.82, p.173-180, 2015a.

PERELOMA, E. V.; TIMOKHINA, I. B.; MILLER, M. K.; HODGSON, P. D. Three-dimensional atom probe analysis of solute distribution in thermomechanically processed TRIP steels. **Acta Materialia**, v.55, p.2587-2598, 2007.

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. **Phase transformations in steels: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2012, 648p.

PERRICONE, M. J. Bainitic structures. In: **ASM Handbook**. Metallography and Microstructures. ASM International. 2004. v.9, p.179-185.

PODDER, A. S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Thermal stability of austenite retained in bainitic steels. **Materials Science & Engineering A**, v.527, p.2121-2128, 2010.

REES, G. I.; BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite transformation kinetics. Part 1: modified model. **Materials Science and Technology**, v.8, p.985-993, 1992.

SAKUMA, Y.; MATSUMURA, O.; TAKECHI, H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite transformed steel and their variation with Si and Mn additions. **Metallurgical Transactions A**, v.22, p.489-498, 1991.

SAKUMA, Y.; ITAMI, A.; KAWANO, O.; KIMURA, N.; HIWATASHI, S.; SAKATA, K. Next-Generation high-strength sheet steel utilizing transformation-induced plasticity (TRIP) effect. **Nippon Steel Technical Report**, v.64, p.20-25, 1995.

SEOL, J. B.; RAABE, D.; CHOI, P. P.; IM, Y. R.; PARK, C. G. Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic-austenitic TRIP steels. **Acta Materialia**, v.60, p.6183-6199, 2012.

SHEN, Y. F.; QIU, L. N.; SUN, X.; ZUO, L.; LIAW, P. K.; RAABE, D. Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels. **Materials Science & Engineering A**, v.636, p.551-564, 2015.

SHI, J.; SUN, X.; WANG, M.; HUI, W.; DONG, H.; CAO, W. Enhanced work-hardening behavior and mechanical properties in ultrafine-grained steels with large-fractioned metastable austenite. **Scripta Materialia**, v.63, p.815-818, 2010.

SINGH, S. B.; BHADSHIA, H. K. D. H. Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. **Materials Science & Engineering A**, v.245, p.72-79, 1998.

SPEER, J. G.; EDMONDS, D. V.; RIZZO, F. C.; MATLOCK, D. K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v.8, p.219-237, 2004.

SRIVASTAVA, A.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; SUNG, H.; CHEN, P.; KUMAR, S.; BOWER, A. L. Micromechanics of plastic deformation and phase transformation in a three-phase TRIP-assisted advanced high strength steel: experiments and modeling. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.78, p.46-69, 2015.

SUN, J.; YU, H. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. **Materials Science & Engineering A**, v.586, p.100-107, 2013.

SUN, J.; YU, H.; WANG, S.; FAN, Y. Study of microstructural evolution, microstructure-mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 596, p.89-97, 2014.

TJAHJANTO, D. D.; SUIKER, A. S. J.; TURTELTAUB, S.; del CASTILLO, P. E. J. R. D.; Van Der ZWAAG, S. Micromechanical predictions of TRIP steel behavior as a function of microstructural parameters. **Computational Materials Science**, v.41, p.107-116, 2007.

TJAHJANTO, D. D.; SUIKER, A. S. J.; TURTELTAUB, S.; Van Der ZWAAG, S. Parametric study of multiphase TRIP steels undergoing cyclic loading. **Computational Materials Science**, v.50, p.1490-1498, 2011.

TOBY, B. H.; VON DREELE, R. B. GSAS II: the genesis of a modern open-source all-purpose crystallography software package. **Journal of Applied Crystallography**, v.46, n.2, p.544-549, 2013.

WANG, X. D.; HUANG, B. X.; RONG, Y. H.; WANG, L. Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**, v.448-449, p.300-305, 2006.

WU, Z. Q.; DING, H.; LI, H. Y.; HUANG, M. L.; CAO, F. R. Microstructural evolution and strain behavior during plastic deformation of Fe-12Mn-8Al-0.8C steel. **Materials Science & Engineering A**, v.584, p.150-155, 2013.

XIE, B.; CAI, Q.; YU, W.; CAO, J.; YANG, Y. Effect of tempering temperature on resistance to deformation behavior for low carbon bainitic YP960 steels. **Materials Science & Engineering A**, v.618, p.586-595, 2014.

XIE, Z. J.; HAN, G.; ZHOU, W. H.; ZENG, C. Y.; SHANG, C. J. Study of retained austenite and nano-scale precipitation and their effects on properties of a low alloyed multi-phase steel by two-step intercritical treatment. **Materials Characterization**, v.113, p.60-66, 2016.

XIONG, X. C.; CHEN, B.; HUANG, M. X.; WANG, J. F.; WANG, L. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. **Scripta Materialia**, v.68, p.321-324, 2013.

XIONG, Z. P.; KOSTRYZHEV, A. G.; SALEH, A. A.; CHEN, L.; PERELOMA, E. V. Microstructures and mechanical properties of TRIP steel produced by strip casting simulated in the laboratory. **Materials Science & Engineering A**, v.664, p.26-42, 2016.

XU, P. G.; TOMOTA, Y.; ARAKAKI, Y.; HARJO, S.; SUEYOSHI, H. Evaluation of austenite volume fraction in TRIP steel sheets using neutron diffraction. **Materials Characterization**, v. 127, p.104-110, 2017.

YI, H. L.; CHEN, P.; BHADESHIA, H. K. D. H. Optimizing the morphology and stability of retained austenite in a δ -TRIP steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.45A, p.3512-3518, 2014.

YU, H. Y. Strain-hardening behaviors of TRIP-assisted steels during plastic deformation. **Materials Science & Engineering A**, v. 479, p. 333-338, 2008.

YU, H. Microscopic response of TRIP steels to prestrain during plastic deformation. **Journal of iron and steel research, international**. Shanghai, v.20, n.9, p.80-85, 2013.

ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. **Journal of Microscopy**, v. 230, p.499-508, 2008.

ZHAO, Z. Z.; YIN, H. X.; ZHAO, A. M.; GONG, Z. Q.; HE, J. G.; TONG, T. T.; HU, H. J. 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, p.8-16, 2014.

ZHOU, W. H.; WANG, X. L.; VENKATSURYA, P. K. C.; GUO, H. SHANG, C. J.; MISRA, R. D. K. Structure-mechanical property relationship in a high strength low carbon alloy steel processed by two-step intercritical annealing and intercritical tempering. **Materials Science & Engineering A**, v. 607, p.569-577, 2014.

ZIETEK, G.; MRÓZ, Z. A constitutive hardening model of coupled plastic deformation and martensitic transformation in steels. **Mechanics of Materials**, v.100, p.154-166, 2016.