

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Bárbara Diniz Pena

**INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
UM AÇO COM MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA E EFEITO TRIP**

Belo Horizonte

Fevereiro de 2020

Bárbara Diniz Pena

**INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
UM AÇO COM MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA E EFEITO TRIP**

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

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

Belo Horizonte

Fevereiro de 2020

P397i Pena, Bárbara Diniz.
Influência do ciclo térmico no comportamento mecânico de um aço com microestrutura multiconstituída e efeito trip / Bárbara Diniz Pena. – 2020.
148 f. : il.
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Coorientador: Wellington Lopes.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2020.
Bibliografia.

1. Aço de alta resistência. 2. Aço - Propriedades mecânicas. 3. Aço - Tratamento térmico. 4. Microestrutura. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 620.11292

Ficha elaborada pela Biblioteca - campus Nova Suíça - CEFET-MG
Bibliotecária: Rosiane Maria Oliveira Gonçalves - CRB6-2860



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 CICLO TÉRMICO NO
COMPORTAMENTO DE UM AÇO COM
MICROESTRUTURA MULTICONSISTENTE E EFEITO
TRIP"

Autora: Bárbara Diniz Pena

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

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

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

Prof. Dr. Augusto César da Silva Bezerra
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.^a Dr.^a Aline Silva Magalhães
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Beio Horizonte, 18 de Fevereiro de 2019.

AGRADECIMENTOS

À minha orientadora, Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela inestimável dedicação, por todo conhecimento compartilhado, orientação precisa e constante incentivo. Agradeço ainda por me receber com tanto carinho novamente no CEFET, por sua amizade, preocupação e paciência durante todo o tempo de realização deste trabalho.

Ao meu coorientador, Professor Wellington Lopes, pela disponibilidade constante em me ajudar e também por me acolher tão bem nesse retorno ao CEFET.

À Professora Aline Silva Magalhães, por toda a ajuda, pelas palavras de incentivo e pelas agradáveis conversas nos momentos de descontração.

Ao professor Paulo Renato Perdigão pela contribuição dada na proposta do mestrado.

A todos os funcionários da secretaria e técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG pela boa vontade em ajudar sempre que solicitados.

Ao Engenheiro Valdecir Siqueira e à empresa Metaltemper.

Ao Centro de Microscopia da UFMG, em especial aos funcionários Breno Barbosa Moreira, Marcelo Cruz e à Professora Karla Balzuweit, pela realização da microscopia eletrônica de varredura e das análises de EBSD das amostras apresentadas neste trabalho e por todo o auxílio prestado.

Aos técnicos Edilene Braga de Carvalho e André Ribeiro da PUC Minas, também pela realização da microscopia eletrônica de varredura das amostras apresentadas no presente estudo.

À Paula Cibelly Alves Flausino, pelo auxílio nas análises de EBSD.

Aos companheiros de jornada, Frederick Louis Dias de Moraes, Breno Ribeiro, Nayara Neres, Rafaela Vidigal e Maria Clara Michel Marinho, pela agradável companhia, conversas, troca de experiências e aprendizados diários.

Às amigas Cássia Barbosa e Bárbara Moreira por todo o carinho, pelas palavras de conforto e por tornarem essa caminhada mais leve e divertida.

À Ana Clara Pereira, pela amizade e grande ajuda na realização dos experimentos.

Ao amigo e “braço direito” Eduardo Dias por me acompanhar e ajudar durante toda essa caminhada. Agradeço pelo apoio, pelo convívio diário e pelos momentos de descontração em primeiro lugar, mas também pelo incentivo e grande auxílio em todas as etapas deste trabalho.

Ao meu marido, Gustavo Mota, meu grande amor e companheiro de vida, agradeço pela paciência, por me incentivar todos os dias, por torcer por mim e vibrar junto a cada vitória.

À minha mãe e minhas irmãs por estarem ao meu lado, torcendo e me apoiando na busca pelos meus sonhos.

Agradeço também à CAPES, FINEP e FAPEMIG pelo apoio financeiro.

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

RESUMO

A indústria automobilística vem desenvolvendo novos materiais e aperfeiçoando outros com o objetivo de reduzir o peso dos veículos, levando a um menor consumo de combustível e, conseqüentemente, à redução da emissão de CO₂ à atmosfera. Nesse contexto, surgiu o aço com efeito TRIP, que alia elevada resistência mecânica a altos valores de alongamento uniforme, o que possibilita a produção de chapas mais finas, sem causar prejuízos à segurança dos passageiros. A união de características consideradas antagônicas em um mesmo aço é possível devido à sua microestrutura multiconstituída e ao efeito TRIP (transformação de austenita retida em martensita mediante deformação plástica). Neste trabalho foram analisados os efeitos de diferentes rotas de processamento térmico, bem como da variação de suas temperaturas intercríticas e tempos de austêmpera nas propriedades mecânicas e microestrutura de um aço assistido pelo efeito TRIP. Foram realizadas análises de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, penetração instrumentada, difração de raios X, ensaios de dureza Vickers, ensaios de tração, difração de elétrons retroespalhados e análises do encruamento do material. Observou-se que o aumento do tempo de austêmpera provocou uma redução na quantidade de constituinte MA, favoreceu a formação de bainita e de austenita retida, bem como de seu teor de carbono. A diminuição da temperatura intercrítica resultou em maior proporção de ferrita, enquanto as de austenita retida e bainita foram reduzidas. Com relação às propriedades mecânicas, no geral, quanto mais longo o tempo de austêmpera, menores os valores de dureza, limite de resistência à tração e limite de escoamento, ao passo que os de alongamento uniforme se elevaram. Já a temperatura intercrítica mais alta resultou em maiores níveis de resistência mecânica e dureza, de maneira geral. Os ciclos térmicos aplicados, partiram de microestruturas iniciais também distintas, o que levou à formação de microestruturas finais com morfologia bastante diversa.

Palavras-chave: Aços de elevada resistência, aço TRIP, microestrutura multiconstituída, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

Different countries are defining new rules about toxic gases emission, as the concern about environmental preservation grows each year. As cars are responsible for a large part of the emission of these gases, mainly CO₂, the automobile industry needed to adapt and started to develop new materials or to improve existing ones in order to reduce the total vehicles weight, since there is a direct relationship between weight, the fuel consumption and the CO₂ emission into the atmosphere. In this context, TRIP steel was developed, which presents a unique combination of high strength levels and good ductility. Because of this, the production of thinner sheets without sacrificing passenger safety was possible. The combination of antagonist characteristics in the same steel was possible due to its multiphase microstructure and to the TRIP effect, characterized by the transformation of retained austenite in martensite by plastic deformation. In this work, the effects of different routes of thermal processing were analyzed, as well as the variation of their intercritical temperatures and austempering times on the desired mechanical properties of a steel assisted by the TRIP effect. Evaluations were conducted in terms of optical microscopy, scanning electron microscopy, instrumented indentation testing, X-ray diffraction, hardness tests, tensile tests, electron backscattered diffraction, and analyzes of the work hardening behavior of the material by different methods. It was observed that increasing the austempering time favored the formation of bainite and increased the fraction of austenite retained in the material, while the decrease in the intercritical temperature resulted in a greater amount of ferrite. The presence of varying proportions of these constituents resulted in different mechanical properties for each condition. The applied thermal cycles started from different initial microstructures, which led to the formation of final microstructures with a very different morphology.

Key words: Advanced high-strength steels, TRIP steels, multiphase microstructures, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1 – Regulação na emissão de CO ₂ imposta pela Europa e outros países. | 19 |
| Figura 2 – Relação entre consumo de combustível e peso do veículo..... | 20 |
| Figura 3 – Aumento da utilização de AHSS em veículos na América do Norte. | 23 |
| Figura 4 – Microestruturas típicas de aços compostos por uma, duas ou mais fases..... | 24 |
| Figura 5 – Comparação entre as propriedades mecânicas de diversas classes de aços..... | 25 |
| Figura 6 – Curvas tensão x deformação de diversos aços utilizados em automóveis..... | 26 |
| Figura 7 – Microestrutura esquemática dos aços com efeito TRIP. | 27 |
| Figura 8 – Microestruturas típicas de aços com efeito TRIP. | 28 |
| Figura 9 – Curvas tensão x deformação de engenharia da bainita e ferrita presentes em aços com efeito TRIP de diferentes composições químicas..... | 29 |
| Figura 10 – Diferentes morfologias da ferrita. | 31 |
| Figura 11 – Morfologias da ferrita bainítica. | 31 |
| Figura 12 – Esquema representando a transformação martensítica. | 32 |
| Figura 13 – Microestrutura martensítica e austenita retida..... | 33 |
| Figura 14 – Ilustração esquemática sobre a formação das bainitas superior e inferior. | 35 |
| Figura 15 – Efeitos dos elementos de liga na curva TTT dos aços com efeito TRIP. | 37 |
| Figura 16 – Representação esquemática do mecanismo de transformação da austenita retida em martensita causada por deformação plástica..... | 39 |
| Figura 17 – Estrutura tetragonal de corpo centrado típica da martensita. | 40 |
| Figura 18 – Discordâncias geradas na ferrita em decorrência da transformação martensítica..... | 40 |
| Figura 19 – Tensão requerida para a transformação martensítica..... | 41 |
| Figura 20 – Ciclo térmico composto por recozimento intercrítico e austêmpera para obtenção do aço com efeito TRIP e as microestruturas formadas após cada etapa. | 43 |
| Figura 21 – Evolução microestrutural de aços TRIP laminados a frio. | 43 |
| Figura 22 – Ciclo térmico para produção de aços TRIP a partir de chapas laminadas a quente e a frio. | 44 |
| Figura 23 – Ciclos térmicos para obtenção de aços com efeito TRIP..... | 45 |

| | |
|---|----|
| Figura 24 – Microestruturas equiaxial e lamelar obtidas para um aço TRIP. ... | 46 |
| Figura 25 – Representação esquemática do processo de Q&P em uma e duas etapas..... | 47 |
| Figura 26 – Ciclo térmico para produção de aços TRIP com duas etapas de resfriamento. | 48 |
| Figura 27 – Influência do tempo de encharque e temperatura de austêmpera no volume de austenita retida produzido..... | 49 |
| Figura 28 – Curvas tensão x deformação para um aço TRIP submetido a recozimento intercrítico e austêmpera com diferentes tempos de encharque.. | 50 |
| Figura 29 – Influência de diferentes parâmetros de ciclo térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de aços TRIP. | 51 |
| Figura 30 – Comportamento de tensão x deformação e taxa de encruamento de um aço TRIP com estrutura equiaxial e lamelar. | 52 |
| Figura 31 – Fluxograma relativo às etapas do trabalho. | 53 |
| Figura 32 – Diagrama de fases gerado a partir do software ThermoCalc® para a composição simplificada do aço estudado. | 55 |
| Figura 33 – Diagrama isotérmico para o aço estudado. | 55 |
| Figura 34 – Corpo de prova utilizado no tratamento térmico. | 56 |
| Figura 35 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo direto (CD). | 57 |
| Figura 36 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo contínuo (CC)..... | 58 |
| Figura 37 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo com têmpera prévia (CT). | 58 |
| Figura 38 – Forno com banho de sal utilizado nos tratamentos térmicos..... | 59 |
| Figura 39 – Gráfico α versus $\cos^2\theta$ | 62 |
| Figura 40 – Microestruturas das amostras nas condições iniciais..... | 67 |
| Figura 41 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo direto (CD). ... | 68 |
| Figura 42 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo contínuo (CC). | 69 |
| Figura 43 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo com têmpera prévia (CT). | 70 |
| Figura 44 – Constituintes presentes no início de cada ciclo térmico. | 72 |
| Figura 45 – Microestruturas e histogramas de distribuição de tamanho da fase ferrítica em amostras submetidas a diferentes rotas de processamento térmico. | 73 |
| Figura 46 – Microestrutura obtida pelo ciclo CC com diferentes tempos de encharque. | 74 |

| | |
|---|----|
| Figura 47 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CD1). | 76 |
| Figura 48 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CD3). | 76 |
| Figura 49 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CD4). | 77 |
| Figura 50 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CD6). | 77 |
| Figura 51 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CC1). | 78 |
| Figura 52 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CC3). | 78 |
| Figura 53 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CC4). | 79 |
| Figura 54 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CC6). | 79 |
| Figura 55 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CT1). | 80 |
| Figura 56 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CT3). | 80 |
| Figura 57 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CT4). | 81 |
| Figura 58 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CT6). | 81 |
| Figura 59 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CD. | 84 |
| Figura 60 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CC. | 85 |

| | |
|---|-----|
| Figura 61 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CT..... | 86 |
| Figura 62 – Difrátogramas das amostras submetidas ao ciclo direto (CD)..... | 88 |
| Figura 63 – Difrátogramas das amostras submetidas ao ciclo contínuo (CC).. | 89 |
| Figura 64 – Difrátogramas das amostras submetidas ao ciclo com têmpera prévia (CT)..... | 90 |
| Figura 65 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CD. | 91 |
| Figura 66 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CC. | 91 |
| Figura 67 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CT. | 91 |
| Figura 68 – Fração de austenita retida em função do tempo de austêmpera. . | 92 |
| Figura 69 – Difrátograma da amostra submetida à deformação até o limite de resistência do material..... | 95 |
| Figura 70 – Difrátograma da amostra submetida à deformação até ruptura. ... | 95 |
| Figura 71 – Variação da fração de austenita retida em função da quantidade de deformação. | 96 |
| Figura 72 – Redução da fração de austenita retida em amostras após carregamento mecânico..... | 97 |
| Figura 73 – Mapa de dureza das amostras CD1 e CD3..... | 99 |
| Figura 74 – Mapa de dureza das amostras CC1 e CC3..... | 100 |
| Figura 75 – Mapa de dureza das amostras CT1 e CT3. | 101 |
| Figura 76 – Dureza Vickers em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para os diferentes ciclos térmicos realizados. | 102 |
| Figura 77 – Influência do tempo de austêmpera na quantidade de martensita. | 104 |
| Figura 78 – Efeito do tempo de austêmpera na dureza do material..... | 104 |
| Figura 79 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C. | 107 |
| Figura 80 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C. | 108 |

| | |
|---|-----|
| Figura 81 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C. | 109 |
| Figura 82 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C. | 110 |
| Figura 83 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C. | 111 |
| Figura 84 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C. | 112 |
| Figura 85 – Valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento determinados a partir de ensaios de tração em função dos parâmetros de austêmpera. | 113 |
| Figura 86 – Valores de alongamento uniforme determinados a partir de ensaios de tração em função dos parâmetros de austêmpera. | 114 |
| Figura 87 – Limite de resistência à tração e limite de escoamento de um aço submetido ao ciclo típico para obtenção de aços TRIP. | 115 |
| Figura 88 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CD. | 119 |
| Figura 89 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CC. | 119 |
| Figura 90 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CT. | 120 |
| Figura 91 – Taxa de encruamento <i>versus</i> deformação real das amostras do ciclo CD. | 122 |
| Figura 92 – Taxa de encruamento <i>versus</i> deformação real das amostras do ciclo CC. | 122 |
| Figura 93 – Taxa de encruamento <i>versus</i> deformação real das amostras do ciclo CT. | 123 |
| Figura 94 – Expoente de encruamento instantâneo <i>versus</i> deformação real. | 125 |
| Figura 95 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CD. | 127 |
| Figura 96 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CC. | 128 |
| Figura 97 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CT. | 129 |
| Figura 98 – Mapas de figura de polo inversa das amostras. | 130 |

| | |
|--|-----|
| Figura 99 – Função de distribuição de orientação das seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ da ferrita do material..... | 131 |
| Figura 100 – Análise dos grãos da amostra CD3..... | 133 |
| Figura 101 – Análise dos grãos da amostra CC3..... | 134 |
| Figura 102 – Análise dos grãos da amostra CT3. | 135 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 – Aços utilizados na indústria automotiva e suas características. | 25 |
| Tabela 2 – Composição química (% em peso) do aço no estado inicial..... | 54 |
| Tabela 3 – Parâmetros de processamento térmico aplicados ao material. | 57 |

LISTA DE ABREVIATURAS E/OU SIGLAS

- AHSS – Aços avançados de elevada resistência (*Advanced High-Strength Steels*)
- ALU – Alongamento uniforme
- AR – Austenita retida
- B – Bainita
- BH – Aços endurecíveis pela cura da pintura (*Bake Hardening*)
- CCC – Cúbica de corpo centrado
- CFC – Cúbica de faces centradas
- CP – Complex Phase
- CC – Ciclo contínuo
- CD – Ciclo direto
- CT – Ciclo com têmpera prévia
- DP – Dual Phase
- DRX – Difração de raios X
- EBSD – Difração de elétrons retroespalhados (*electron backscatter diffraction*)
- EDS – Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia
- FB – Ferrítico-Bainítico
- HSLA – Aços alta resistência baixa liga (*High Strength Low Alloy*)
- HSS – Aços de elevada resistência (*High-Strength Steels*)
- IF – Livre de intersticiais (*Interstitial Free*)
- LE – Limite de escoamento
- LRT – Limite de resistência à tração
- M – Martensita
- M_f – Temperatura de fim da transformação martensítica
- M_s – Temperatura de início de transformação martensítica
- M' – Temperatura de fim da transformação martensítica por deformação plástica
- MA – Martensita + austenita retida
- MART – Aços inoxidáveis martensíticos

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MILD – Aço baixo-carbono

MO – Microscopia óptica

MS – Aço martensítico (*Martensitic Steel*)

PHS – Aço endurecido por prensagem (*Press-Hardened Steel*)

Q&P – Têmpera e partição (*Quenching and Partitioning*)

TCC – Tetragonal de corpo centrado

T_P – Temperatura entre 300 e 600°C

T_Q – Temperatura entre M_s e M_f

TRIP – Aços transformação induzida pela deformação plástica (*Transformation Induced Plasticity*)

UHSS – Aços de ultra alta resistência (*Ultra High-Strength Steels*)

LISTA DE SÍMBOLOS

α – Ferrita

α_b – Ferrita bainítica

α' – Martensita

γ – Austenita

a – Parâmetro de rede

σ – Tensão real

ε – Deformação real

e – Deformação convencional

T – Tensão convencional

k – Coeficiente de resistência

n – Expoente de encruamento

n_{inst} – Expoente de encruamento instantâneo

r – Coeficiente de anisotropia

\bar{r} – Coeficiente de anisotropia normal médio

ΔR – Coeficiente de anisotropia planar

ε_w – deformação na largura da chapa

ε_t – deformação na espessura da chapa

w_0 – largura inicial

w – largura final

t_0 – espessura inicial

t – espessura final

SUMÁRIO

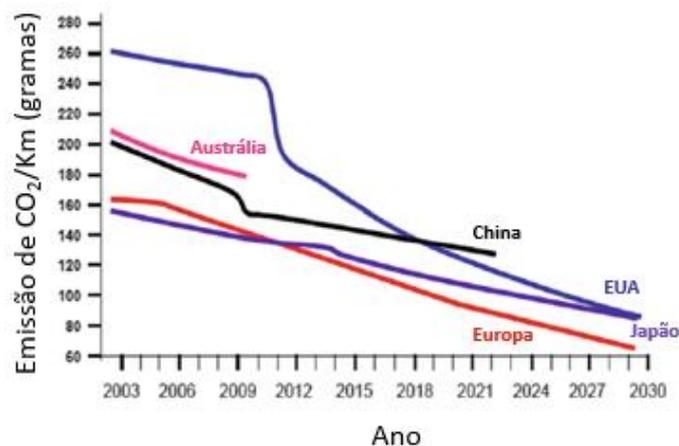
| | |
|--|----|
| 1 INTRODUÇÃO | 19 |
| 2 OBJETIVOS | 21 |
| 2.1 Objetivo Geral | 21 |
| 2.2 Objetivos Específicos..... | 21 |
| 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 22 |
| 3.1 Aços Avançados Para Indústria Automotiva | 22 |
| 3.2 Aços TRIP | 25 |
| 3.2.1 Microestrutura multiconstituída típica dos aços com efeito TRIP..... | 26 |
| 3.2.1.1 <i>Ferrita</i> | 29 |
| 3.2.1.2 <i>Martensita</i> | 31 |
| 3.2.1.3 <i>Bainita</i> | 34 |
| 3.2.1.4 <i>Austenita retida</i> | 35 |
| 3.2.1.4.1 influência dos elementos de liga | 36 |
| 3.2.3 O efeito TRIP | 39 |
| 3.2.4 Processamento dos aços com efeito TRIP | 42 |
| 3.2.5 A função da austenita retida nas propriedades mecânicas dos aços com efeito TRIP | 48 |
| 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 Microscopias: óptica e eletrônica de varredura..... | 59 |
| 4.4.2 Difração de raios X | 60 |
| 4.4.3 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes | 60 |
| 4.4.4 Cálculo da quantidade de austenita retida e seu teor de carbono | 61 |
| 4.4.5 Ensaio de ultramicrodureza / penetração instrumentada..... | 62 |
| 4.5 Caracterização Mecânica..... | 63 |
| 4.5.1 Ensaio de dureza | 63 |
| 4.5.2 Ensaio de tração | 63 |
| 4.5.2.1 <i>Análise do encruamento</i> | 64 |

| | |
|---|-----|
| 4.6 Análise por EBSD | 66 |
| 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO | 67 |
| 5.1 Caracterização Microestrutural | 67 |
| 5.1.1 Microscopias: óptica e eletrônica de varredura..... | 67 |
| 5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes..... | 82 |
| 5.1.3 Análises por difração de raios X | 87 |
| 5.1.4 Penetração instrumentada | 98 |
| 5.2 Caracterização Mecânica..... | 102 |
| 5.2.1 Ensaio de dureza | 102 |
| 5.2.2 Ensaio de tração | 105 |
| 5.2.3 Análise de encruamento | 117 |
| 5.2.3.1 <i>Expoente de encruamento</i> | 117 |
| 5.2.3.2 <i>Taxa de encruamento</i> | 120 |
| 5.2.3.3 <i>Expoente de encruamento instantâneo</i> | 123 |
| 5.2.3.4 <i>Análise de Crussard-Jaoul</i> | 126 |
| 5.3 Análise por EBSD | 130 |
| 6 CONCLUSÕES | 136 |
| REFERÊNCIAS | 139 |
| ANEXO 1 - Valores médios de expoente de encruamento e fator de correlação para análise de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ | 146 |

1 INTRODUÇÃO

A crescente preocupação mundial com a preservação do meio ambiente impôs a necessidade de se implantar práticas mais sustentáveis que possibilitassem a continuidade da evolução tecnológica e atendessem às necessidades vitais dos seres humanos. Nesse contexto, novas metas de emissão de gás carbônico na atmosfera foram definidas para os próximos anos pelo continente Europeu e por outros países desenvolvidos, conforme mostrado na figura 1. É possível perceber que os governos internacionais têm estabelecido restrições severas em relação ao nível de emissão de gases tóxicos, visando uma redução de 60 a 80% em comparação a décadas passadas (FONSTEIN, 2015).

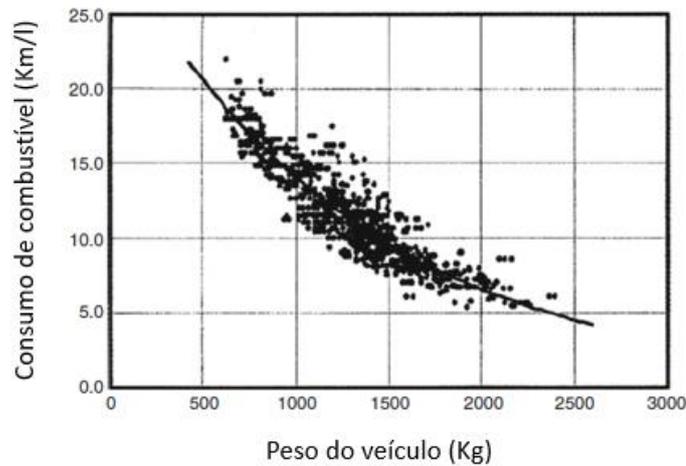
Figura 1 – Regulação na emissão de CO₂ imposta pela Europa e outros países.



Fonte: FONSTEIN, 2015 (Adaptado).

Em resposta à essa demanda, a indústria automotiva precisou se adequar, desenvolvendo novos materiais ou mesmo aperfeiçoando os já existentes, já que, segundo Fonstein (2015), estipular novas normas de emissão de gases implica na necessidade de reduzir o peso dos carros, visto que este é o principal fator que define o consumo de combustível, como ilustrado na figura 2. Sendo assim, novos tipos de aço vêm sendo pesquisados com o objetivo tornar os veículos mais leves sem, no entanto, prejudicar a resistência mecânica e a segurança para os usuários (SHEN *et al.*, 2015).

Figura 2 – Relação entre consumo de combustível e peso do veículo.



Fonte: FONSTEIN, 2015 (Adaptado).

Entre as décadas de 1980 e 1990, foram desenvolvidos os aços TRIP, que fazem parte da primeira geração de aços avançados de elevada resistência (*Advanced High-strength Steels – AHSS*). Eles apresentam elevado limite de resistência (entre 500MPa a 1000MPa) aliado a apreciável alongamento total (aproximadamente, entre 10 e 30%), o que possibilita a produção de chapas finas e resistentes ao mesmo tempo, resultando em menor peso dos automóveis, sem prejuízos à segurança dos passageiros (BILLUR e ALTAN, 2013).

Essa combinação de características tão contraditórias, típica dos aços TRIP, se deve à sua microestrutura multiconstituída, composta por fases que apresentam as mais diversas propriedades e à transformação da austenita retida em martensita, induzida por deformação plástica, que define o efeito TRIP (CHIANG *et al.*, 2011; DIEGO-CALDERÓN *et al.*, 2015; ABBASI e RAINFORTH, 2016).

A compreensão das condições de processamento e tratamentos termomecânicos que produzirão essa microestrutura particular, responsável por garantir as propriedades mecânicas desejadas é de extrema importância. Sendo assim, neste trabalho foram investigados os efeitos da microestrutura inicial (produzida por diferentes ciclos térmicos) e dos parâmetros dos processamentos térmicos na microestrutura e no desempenho mecânico de um aço com efeito TRIP, além de avaliadas sua capacidade de encruamento e de conformabilidade.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste estudo é estabelecer as relações entre determinados parâmetros de processamento térmico (temperatura e tempo de encharque), características microestruturais correspondentes e seus efeitos nas propriedades mecânicas de um aço baixo teor de carbono assistido pelo efeito TRIP.

2.2 Objetivos Específicos

- Investigar os efeitos de tratamentos térmicos diversos e de diferentes tempos de encharque e temperaturas na microestrutura de um aço com efeito TRIP;
- Analisar a influência da microestrutura e da proporção de seus constituintes nas propriedades mecânicas do material, considerando resistência mecânica e ductilidade;
- Verificar a capacidade de encruamento do aço por meio de diversas abordagens;
- Avaliar o comportamento mecânico das fases isoladamente por meio de ensaios de penetração instrumentada;
- Investigar a relação entre a transformação de fases e a evolução da textura ao longo do processamento térmico do material.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados Para Indústria Automotiva

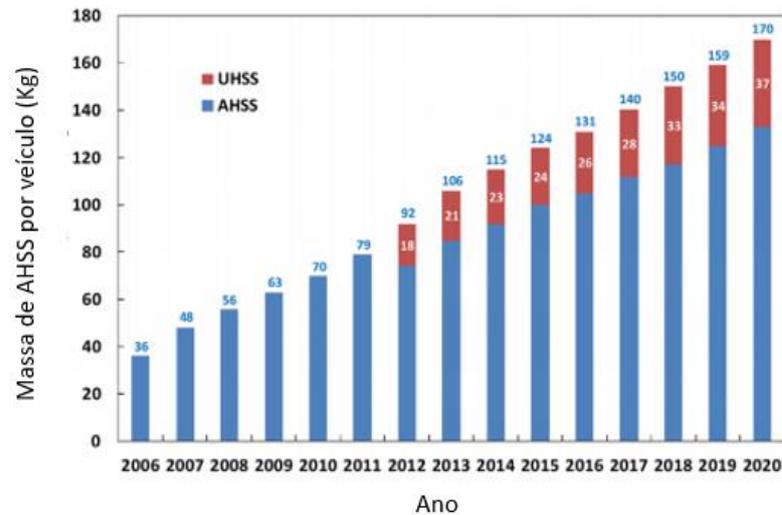
Nas últimas décadas, a indústria de automóveis vem investindo na melhoria contínua dos materiais por ela utilizados, buscando principalmente aliar baixos custos de produção à qualidade e segurança dos veículos. Além disso, a crescente preocupação mundial com os efeitos da emissão de gases poluentes na atmosfera intensificou os estudos de novas ligas de aço que possibilitassem a redução do peso dos carros e, conseqüentemente, a diminuição de consumo de combustível e produção de gases tóxicos (FONSTEIN, 2015).

Na tentativa de atender a todos esses requisitos impostos pelo setor automobilístico, a indústria siderúrgica se viu diante de um impasse, pois necessitava garantir alta resistência mecânica a chapas finas de aço, visando reduzir o peso dos veículos sem gerar prejuízos à segurança dos passageiros, além de assegurar taxas satisfatórias de ductilidade do aço utilizado, resultando em boa capacidade de conformação (BILLUR e ALTAN, 2013).

Nesse contexto, surgem os aços avançados de elevada resistência (*Advanced High-Strength Steels* – AHSS), os quais têm sido cada vez mais utilizados nas carrocerias de automóveis em substituição a outras classes de aços desenvolvidas anteriormente, como os aços de elevada resistência convencionais (*High-Strength Steels* – HSS) e os aços baixo-carbono (*Mild Steels*) e até a outros materiais não ferrosos, como o alumínio (ZHAO e JIANG, 2018).

Na figura 3, é mostrada uma previsão do aumento de AHSS utilizado nos automóveis na América do Norte, considerando desde o ano de 2006 até 2020. Essa estimativa também leva em conta os aços de ultra alta resistência (*Ultra High-Strength Steels* - UHSS), os quais são considerados uma subclasse pertencente aos AHSS, com limites de resistência ainda mais elevados. Pode-se observar que a cada ano, há um aumento de cerca de 10% no emprego dessa categoria de aço nas carrocerias veiculares, representado pela massa, em quilogramas, de aço por veículo. (LESCH, KWIATON e KLOSE, 2017).

Figura 3 – Aumento da utilização de AHSS em veículos na América do Norte.



Fonte: LESCH, KWIATON e KLOSE, 2017 (Adaptado).

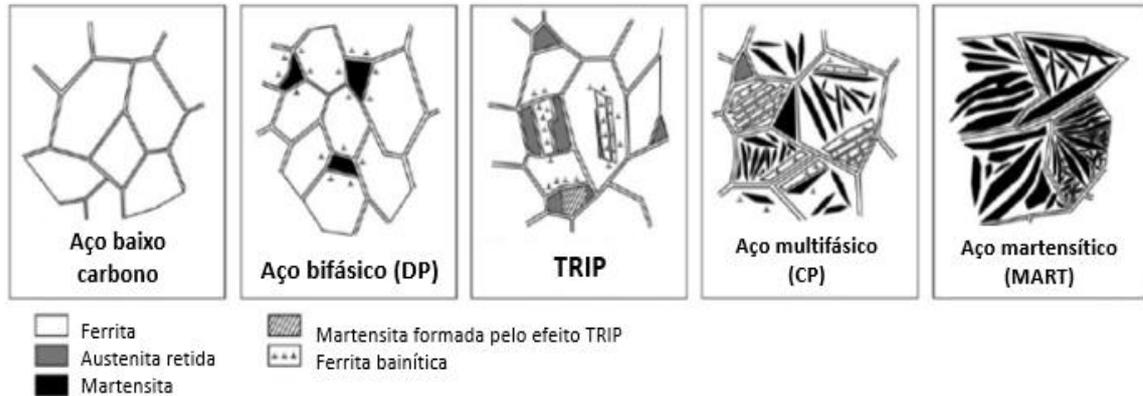
Entre os aços classificados como AHSS estão os aços bifásicos (*Dual Phase - DP*), os multifásicos (*Complex Phase - CP*), os aços inoxidáveis martensíticos (MART), e a primeira e segunda gerações dos aços TRIP. A terceira geração vem sendo desenvolvida, visando aperfeiçoar ainda mais as propriedades apresentadas pelas gerações anteriores, com a vantagem adicional de apresentar custos de produção mais baixos quando comparados com a segunda geração (KEELER; KIMCHI e MOONEY, 2017).

Segundo Bleck, Frehn e Ohlert (2001), os mecanismos convencionais utilizados para elevar a resistência mecânica dos aços, como endurecimento por precipitação e por solução sólida, baseados em diminuir a movimentação de discordâncias, acabam por provocar também a queda da ductilidade do aço, efeito nem sempre desejado. Assim, a introdução de aços com composições químicas selecionadas e microestruturas multifásicas geradas por processos de aquecimento e resfriamento extremamente controlados, como os AHSS, possibilitou diferentes combinações de propriedades mecânicas por meio do ajuste do tipo, da morfologia, da fração volumétrica, do tamanho de grão e da distribuição das diferentes fases.

Na figura 4, um esquema utilizado por Samek e Krizan (2012) compara a constituição das microestruturas multifásicas dos AHSS com a microestrutura monofásica de um aço baixo-carbono, ou seja, composta somente por uma fase. Essas complexas microestruturas possibilitaram a criação de aços com desempenhos superiores ao de seus antecessores, capazes de unir, em um mesmo material,

propriedades mecânicas consideradas conflitantes, como elevada resistência mecânica e níveis altos de ductilidade.

Figura 4 – Microestruturas típicas de aços compostos por uma, duas ou mais fases.



Fonte: SAMEK e KRIZAN, 2012 (Adaptado).

Na tabela 1 está listada uma variedade de representantes das diferentes classes de aços utilizados pela indústria automotiva e seus respectivos valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total, o que também permite confrontar suas distintas características. Nota-se, por exemplo, que enquanto o aço TRIP consegue manter uma taxa considerável de ductilidade apesar da elevada resistência, alguns aços, como os *Dual Phase*, MART e CP, apresentam queda nos valores de alongamento à medida que os outros parâmetros se elevam.

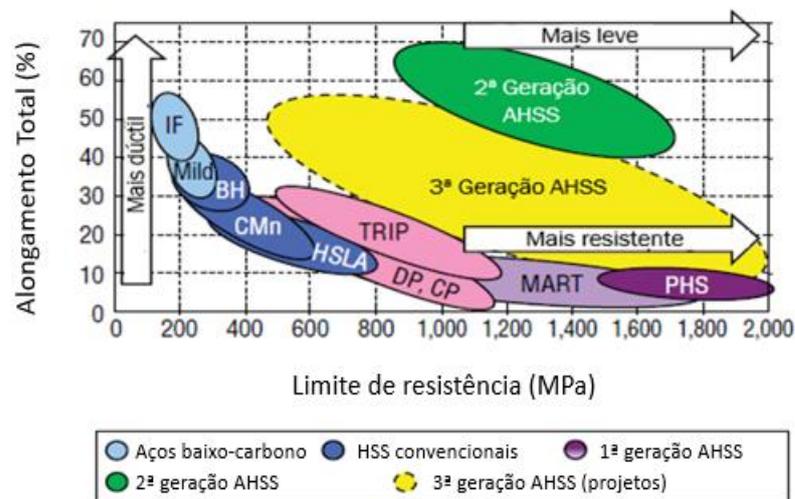
Na figura 5, Billur e Altan (2013) apresentam uma comparação entre diferentes tipos de aços, levando em consideração sua resistência mecânica e ductilidade, onde é possível observar claramente o desempenho superior dos aços que fazem parte das três gerações dos AHSS. Os autores mostram também que quanto mais dúcteis e resistentes são os aços, mais leves seriam os veículos por eles constituídos, uma vez que a elevação concomitante dessas duas propriedades mecânicas possibilita a fabricação de chapas mais finas sem provocar perdas de resistência mecânica.

Tabela 1 – Aços utilizados na indústria automotiva e suas características.

| Tipo de Aço | Classe | Limite de Escoamento (MPa) | Limite de Resistência (MPa) | Alongamento Total (%) |
|---------------|---------------|----------------------------|-----------------------------|-----------------------|
| Mild 140/270 | Baixo carbono | 140 | 270 | 38-44 |
| DP 280/600 | AHSS | 280 | 600 | 30-34 |
| HSLA 350/450 | HSS | 350 | 450 | 23-27 |
| TRIP 450/800 | AHSS | 450 | 800 | 26-32 |
| HSLA 490/600 | HSS | 490 | 600 | 21-26 |
| CP 700/800 | AHSS | 700 | 800 | 10-15 |
| DP 700/1000 | AHSS | 700 | 1000 | 12-17 |
| MART 950/1200 | AHSS | 950 | 1200 | 5-7 |

Fonte: CHATTERJEE, 2006; LESCH, KWIATON e KLOSE, 2017 (Adaptado).

Figura 5 – Comparação entre as propriedades mecânicas de diversas classes de aços.



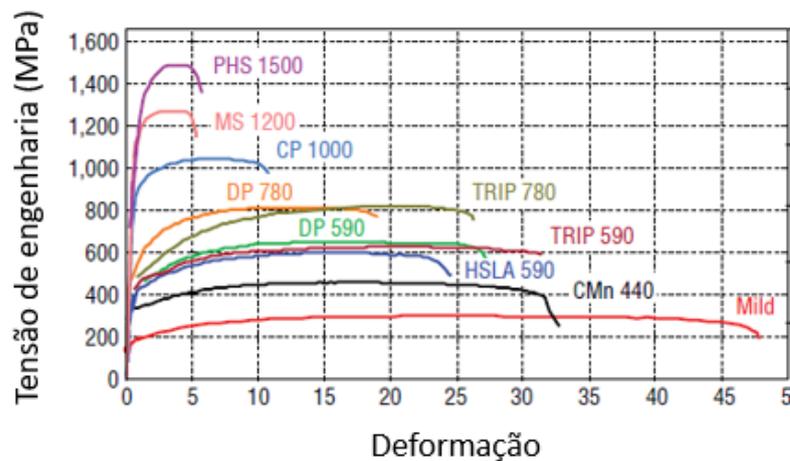
Fonte: BILLUR e ALTAN, 2013 (Adaptado).

3.2 Aços TRIP

Os aços TRIP estão inseridos dentro da categoria dos AHSS e foram desenvolvidos como uma alternativa aos aços já utilizados para confecção de peças automotivas. Por apresentarem resistência mecânica elevada aliada à sua excelente capacidade de se deformar plasticamente, se mostraram como uma solução ao problema de aumento de resistência seguido por perda de ductilidade apresentado por seus antecessores (CHATTERJEE, 2006).

Na figura 6, Billur e Altan (2013) mostram curvas tensão-deformação de diversos aços utilizados em automóveis. É possível perceber que os aços TRIP apresentados exibem valores de limite de resistência e alongamento intermediários em relação aos demais aços, o que caracteriza um equilíbrio maior entre essas propriedades. O mesmo não acontece com os aços CP e DP, por exemplo, que são muito resistentes, porém pouco dúcteis. Já o aço de baixo teor de carbono (Mild), se deforma muito, porém apresenta resistência mecânica baixa.

Figura 6 – Curvas tensão x deformação de diversos aços utilizados em automóveis.



Fonte: BILLUR e ALTAN, 2013 (Adaptado).

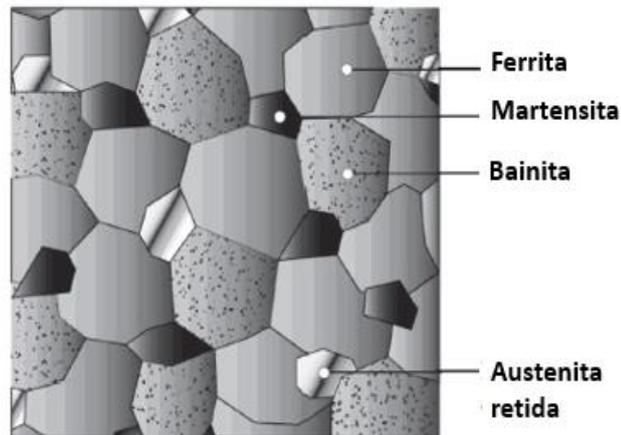
O termo *Transformation-induced Plasticity* (TRIP) significa transformação induzida por deformação plástica e segundo Kobayashi (2014), foi proposto pela primeira vez em 1967 por Zackay e Parker para denominar um aço cuja microestrutura apresentava austenita retida que, sujeita a uma deformação plástica, se transformava em martensita. Esses primeiros aços TRIP são chamados de “clássicos” e apresentavam microestrutura totalmente austenítica, diferindo-se, portanto, dos aços TRIP modernos, que são multiconstituídos (CHATTERJEE, 2006).

3.2.1 Microestrutura multiconstituída típica dos aços com efeito TRIP

Assim como a da maioria dos AHSS, a microestrutura dos aços TRIP modernos é multifásica e, conforme pode ser vista no esquema apresentado na figura 7, é composta majoritariamente por ferrita (55 a 65%), além de bainita (25 a 35%), ocasionalmente uma pequena porção de martensita e, por fim, austenita retida (AR)

rica em carbono (CAI *et al.*, 2016). Esta última representa cerca de 5 a 20% do volume total da microestrutura típica de um aço assistido pelo efeito TRIP, sendo que cerca da metade se transforma gradualmente em martensita durante a deformação plástica (CHIANG, BOYD e PILKEY, 2015). Essas quantidades podem variar conforme os processos empregados para a produção e elementos de liga presentes em sua composição química.

Figura 7 – Microestrutura esquemática dos aços com efeito TRIP.



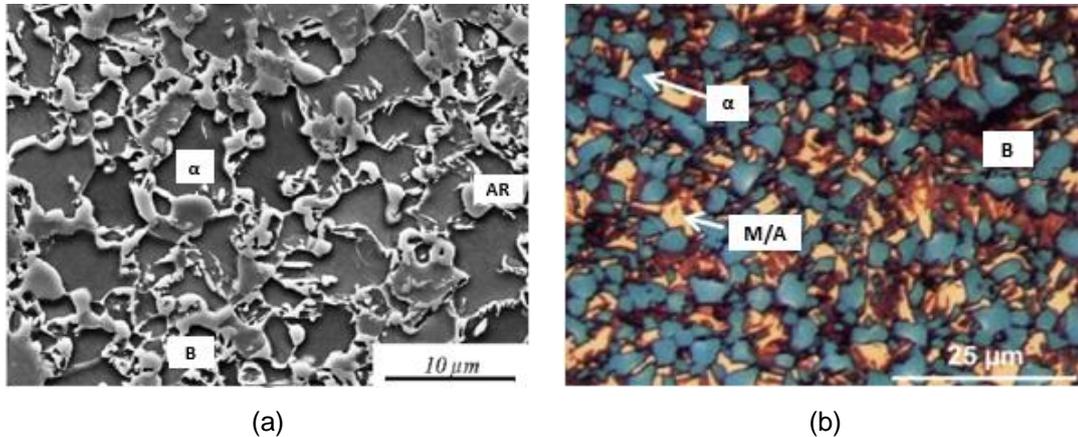
Fonte: KEELER; KIMCHI e MOONEY, 2017 (Adaptado).

É desejável que se obtenha a maior quantidade possível de austenita retida na microestrutura dos aços TRIP, porém é possível que ela não seja suficientemente estabilizada a ponto de impedir qualquer transformação martensítica durante o resfriamento do aço até a temperatura ambiente. Dessa forma, alguma quantidade de martensita formada com o resfriamento do material pode estar presente no material, inclusive fazendo parte de um constituinte chamado de MA (martensita + austenita retida), o qual, segundo Colpaert (2008), passou a ser denominado dessa forma por se tratar de áreas que respondem uniformemente à maioria dos reagentes químicos utilizados para ataque, o que torna difícil a distinção entre a martensita e a austenita retida.

Na figura 8 são exibidas duas microestruturas diferentes de aços com efeito TRIP: na figura 8 (a) uma microestrutura do aço TRIP 0,29%C-1,42%Mn-1,41%Si-0,020%S-0,012%P composta por uma matriz de ferrita com grãos de bainita e austenita retida localizados nas bordas ferríticas é apresentada; já na figura 8 (b) uma

microestrutura do aço TRIP690 contendo, além da ferrita e bainita, o constituinte MA, caracterizado por seu formato em blocos ou ilhas, é exibido.

Figura 8 – Microestruturas típicas de aços com efeito TRIP.



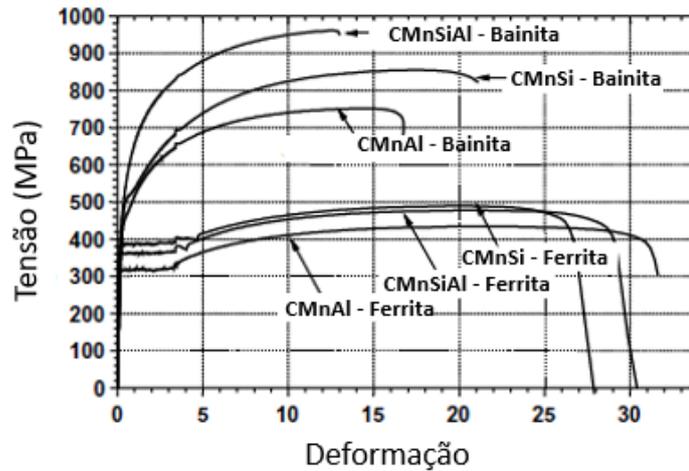
(a) MEV – reagente Nital 2%; (b) MO – reagente Bandoh.
 AR: austenita retida, B: bainita, α : ferrita, MA: martensita + austenita.
 Fonte: JACQUES *et al.*, 2007 (Adaptado); YI, CHEN e BHADESHIA, 2017 (Adaptado).

A microestrutura multifásica é um importante aspecto a ser considerado para compreender a mescla de propriedades antagônicas dessa classe de aços, visto que as múltiplas e distintas fases que a compõem e suas respectivas quantidades influenciam, cada qual com sua peculiaridade, no seu comportamento mecânico (ZINSAZ-BORUJERDI *et al.*, 2018).

As fases mais duras (martensita e bainita) possuem maior coeficiente de encruamento, maior resistência mecânica e baixa ductilidade, enquanto a ferrita apresenta baixo coeficiente de encruamento, resistência mecânica pouco expressiva e alta ductilidade. A presença da austenita retida também contribui para um acréscimo de ductilidade ao material (BHADESHIA, 2002; HOFER *et al.*, 2016). A junção dessas fases em um só material gera uma microestrutura cujo efeito macroscópico se beneficia dos altos valores de resistência mecânica e dureza da bainita e da martensita recém-formada e da boa ductilidade proporcionada pela ferrita e pela ocorrência do efeito TRIP (CHIANG *et al.*, 2011; DIEGO-CALDERÓN *et al.*, 2015; ABBASI e RAINFORTH, 2016).

Na figura 9, De Cooman (2004) apresenta as curvas de tensão x deformação referentes à bainita e ferrita isoladas, presentes em alguns aços TRIP com diferentes composições. É possível perceber que os constituintes apresentam, de fato, comportamentos bastante distintos.

Figura 9 – Curvas tensão x deformação de engenharia da bainita e ferrita presentes em aços com efeito TRIP de diferentes composições químicas.



Fonte: DE COOMAN, 2004 (Adaptado).

Jacques (2004) ressalta que a resposta macroscópica apresentada pelo material é explicada pela distribuição da tensão e deformação entre as variadas fases e segue o princípio da regra das misturas, que define que as propriedades de uma liga multifásica são uma média ponderada das propriedades dos seus constituintes individuais. Assim, a tensão poderia ser determinada a partir da equação 1, onde f representa a fração volumétrica de cada fase em função da deformação (ε) e σ significa a tensão em função da deformação. Ferrita, bainita, austenita e martensita são representadas por α , α_b , γ e α' , respectivamente.

$$\sigma(\varepsilon) = f_{\alpha+\alpha_b}(\varepsilon) \sigma_{\alpha+\alpha_b}(\varepsilon) + f_{\gamma}(\varepsilon) \sigma_{\gamma}(\varepsilon) + f_{\alpha'}(\varepsilon) \sigma_{\alpha'}(\varepsilon) \quad (1)$$

3.2.1.1 Ferrita

A ferrita consiste em uma fase de estrutura cristalina CCC, existente até a temperatura de 912°C, cuja solubilidade de carbono máxima é de 0,0218% a 727°C e 0,008%C em temperatura ambiente. Ela se forma a partir do resfriamento da austenita e pode se originar tanto pela deformação da fase parente, ou seja, por mecanismo displacivo, quanto por mecanismo reconstutivo, isto é, por meio de difusão atômica.

Diferentes morfologias podem ser produzidas dependendo da taxa de resfriamento, quantidade de carbono e dos elementos de liga presentes no material e por isso vários sistemas de classificação dos diversos tipos de ferrita foram propostos.

O Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) unificou as nomenclaturas dos diversos tipos de bainita encontrados em aços baixo e ultra-baixo-carbono e as características de cada uma delas estão detalhadas a seguir (KRAUSS, 2005).

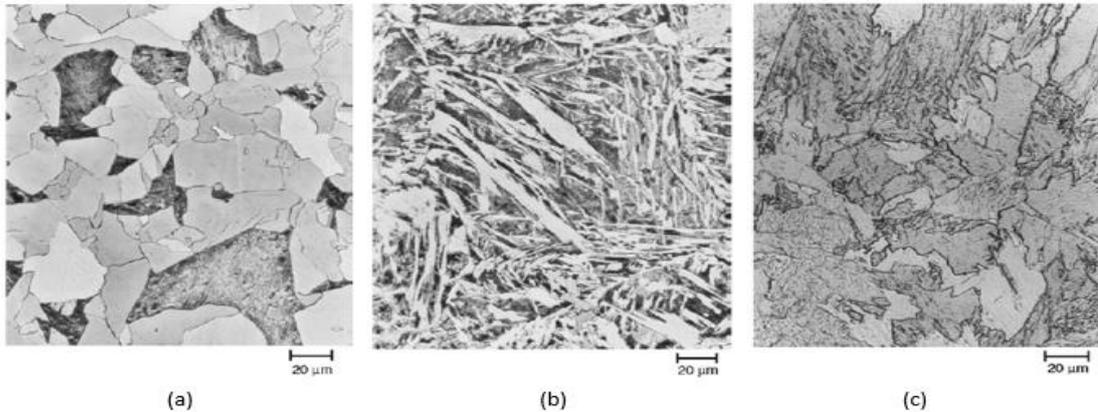
Sob temperaturas mais elevadas e sob taxas de resfriamento baixas, a chamada ferrita poligonal ou equiaxial é formada (figura 10(a)). Ela nucleia no contorno de grão austenítico e seu crescimento se dá pela rápida transferência de átomos substitucionais e pela difusão de átomos de carbono do interior do grão ferrítico para a interface com a austenita (KRAUSS, 2005).

A ferrita de Widmanstätten, apresentada na figura 10(b), também se forma em temperaturas mais elevadas, com taxas de resfriamento semelhantes às da ferrita poligonal. Porém, um tempo mais curto de tratamento isotérmico é necessário para sua formação. Geralmente nucleia no contorno de grão austenítico ou no contorno de grão da ferrita poligonal e seu crescimento se direciona ao centro do grão, formando plaquetas ou ripas alongadas e grosseiras (KRAUSS, 2005).

Em aços de baixíssimo teor de carbono, a ferrita quase poligonal ou ferrita massiva pode se formar por meio de um resfriamento rápido o suficiente para que a difusão do carbono seja evitada. Por isso, não ocorre mudança na composição química das fases, ou seja, há apenas uma alteração na estrutura cristalina, que passa de cúbica de faces centradas para cúbica de corpo centrado. A morfologia da ferrita quase poligonal se assemelha à poligonal, pois é grosseira, equiaxial e seus contornos cruzam os contornos dos grãos da austenita parente, porém seus contornos são muito irregulares, conforme mostrado na figura 10(c) (KRAUSS, 2005).

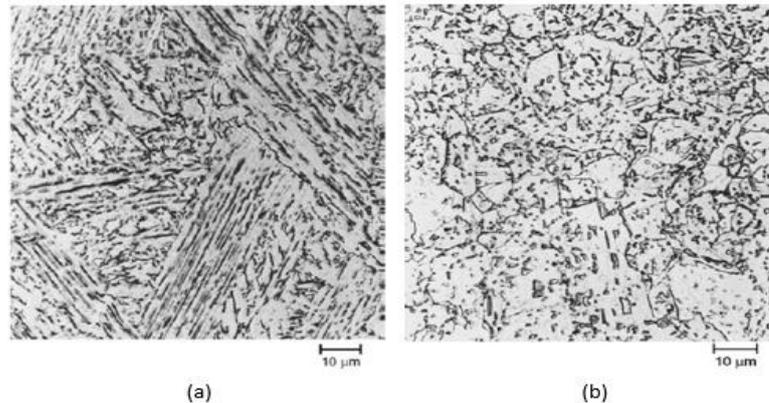
A ferrita acicular ou ferrita bainítica, cuja micrografia é mostrada na figura 11(a), é formada em temperaturas intermediárias, com maiores taxas de resfriamento. É constituída de cristais ferríticos bem finos que assumem a forma acicular em grupos paralelos de ripas. Entre as ripas, a presença da austenita ou o constituinte MA é também um fator característico. A ferrita granular ou ferrita bainítica granular (figura 11(b)) tem microestrutura similar à da ferrita bainítica, porém sua morfologia é equiaxial. Além disso, ela também é formada em temperaturas intermediárias, porém em temperatura um pouco abaixo à de formação da ferrita acicular (KRAUSS, 2005).

Figura 10 – Diferentes morfologias da ferrita.



(a): ferrita poligonal; (b): ferrita de Widmanstätten; (c): ferrita quase poligonal.
Fonte: KRAUSS, 2005.

Figura 11 – Morfologias da ferrita bainítica.



(a): ferrita bainítica. (b): ferrita bainítica granular.
Fonte: KRAUSS, 2005.

3.2.1.2 Martensita

A martensita é um microconstituente ou fase originada a partir da austenita e sua formação acontece quando as ligas de aço são resfriadas a uma velocidade suficientemente rápida para evitar a difusão do carbono e conseqüentemente as transformações perlíticas e bainíticas (SILVA e MEI, 1988).

A transformação se inicia assim que a temperatura de início, denominada M_s , é atingida. Essa temperatura representa a quantidade de força motriz termodinâmica necessária para iniciar a transformação e varia com a composição da liga, porém deve ser relativamente baixa de forma que impeça a difusão do carbono. Segundo Silva e Mei (1988), a maioria dos elementos de liga abaixam a temperatura M_s , com exceção

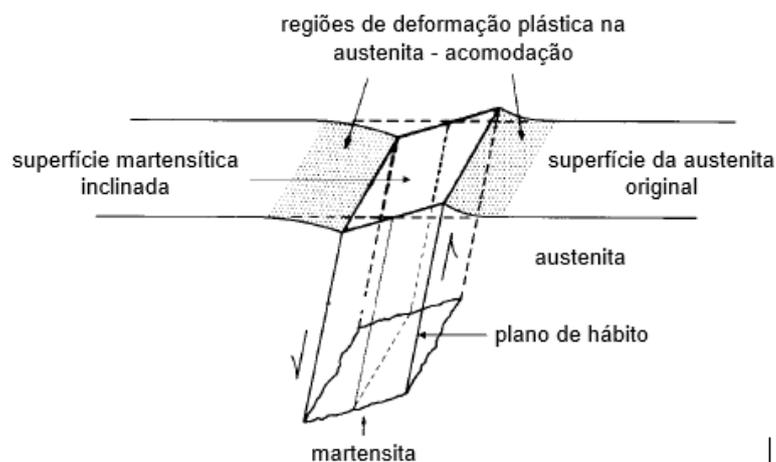
do cobalto e alumínio, porém o carbono tem um efeito muito maior do que qualquer elemento de liga.

É importante ressaltar que se o resfriamento é interrompido, a transformação é suspensa e somente se processará novamente mediante novo resfriamento para temperaturas mais baixas. Dessa forma, a quantidade de austenita transformada depende do super-resfriamento aplicado ao material.

Krauss (2005) evidencia que o mecanismo de transformação, diferentemente do que ocorre em transformações difusionais, nas quais os átomos atravessam as interfaces das microestruturas de maneira lenta e individual, se dá por cisalhamento da estrutura, caracterizado por um movimento cooperativo de átomos que se deslocam quase que simultaneamente. É dito então, que a martensita é obtida mediante um processo displacivo.

Para a acomodação da superfície martensítica recém-formada, tem-se a deformação plástica da superfície da austenita parente, como mostrado na figura 12. Nota-se que a porção transformada se encontra deslocada em relação à austenita e há uma inclinação de sua face, importante traço dessa microestrutura, já que em uma transformação por meio de difusão não há a produção de uma superfície irregular, com degraus (KRAUSS, 2005).

Figura 12 – Esquema representando a transformação martensítica.



Fonte: KRAUSS, 2005 (Adaptado).

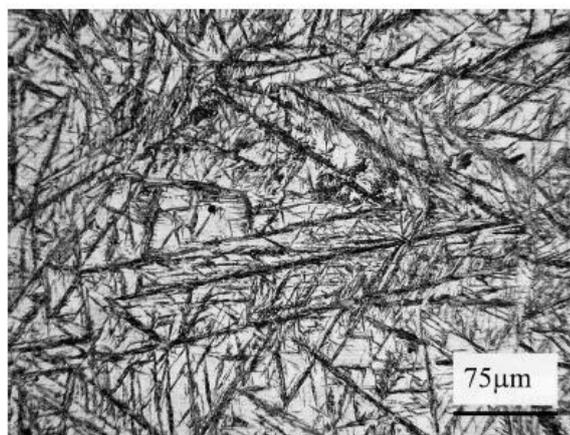
Como características adicionais da transformação da austenita em martensita, pode-se citar também o fato de ela ocorrer instantaneamente, ou seja, os grãos nucleiam e crescem a uma velocidade extremamente rápida sendo considerada,

portanto, independentemente do tempo e, uma vez que ela não aparece no diagrama de fases ferro-carbeto de ferro, se configura como uma fase fora de equilíbrio, ou metaestável (CALLISTER e RETHWISCH, 2015). Além disso, Silva e Mei (1988) complementam que é classificada também como uma transformação atérmica, pois não necessita de ativação térmica dos átomos para ocorrer, sendo sua velocidade extremamente rápida mesmo a baixas temperaturas.

Os grãos de martensita assumem a aparência de agulhas (como indicado na figura 13) ou placas. Aços com baixo ou médio teor de carbono apresentam martensita em forma de ripas ou agulhas, enquanto em aços com elevada quantidade de carbono forma-se martensita no formato de placas, como explica Krauss (2005). Na mesma figura onde observa-se a morfologia da martensita, pode-se ver também a austenita não transformada a temperatura ambiente, isto é, a austenita retida, indicada pelas regiões mais claras.

No que diz respeito às propriedades mecânicas da martensita, Callister e Rethwisch (2015) apontam que ela se configura como uma microestrutura mais dura, resistente e frágil que pode ser produzida para um aço. Sua ductilidade é insignificante. Esses atributos se devem à eficiência dos átomos intersticiais de carbono em restringir o movimento das discordâncias e ao número reduzido de sistemas de escorregamento presentes na estrutura TCC.

Figura 13 – Microestrutura martensítica e austenita retida.



Fonte: CHATTERJEE, 2006.

3.2.1.3 Bainita

A bainita se forma a partir da decomposição isotérmica da austenita, em uma faixa de temperatura entre a de formação da perlita fina e a temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ou seja, entre, aproximadamente, 250 a 550°C. Ela também pode ser produzida de forma atérmica, sob taxas de resfriamento que não possibilitem a formação de perlita e nem de martensita (BHADESHIA, 2001; BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

Conforme a temperatura de transformação é reduzida, duas morfologias principais são identificadas: a bainita superior e a inferior. A superior se forma entre 550 e 400°C e sua morfologia se caracteriza por placas paralelas de ferrita, entre as quais se depositam ripas de cementita. Seu desenvolvimento acontece em duas etapas, sendo a primeira baseada na nucleação de ferrita bainítica nos contornos de grãos austeníticos e a segunda na precipitação de cementita, que ocorre devido a ferrita apresentar baixa solubilidade para o carbono (menos que 0,02%), o que torna a austenita periférica enriquecida deste elemento (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

Já a bainita inferior se forma entre 250 e 400°C e tem sua microestrutura e características cristalográficas bastante semelhantes às da bainita superior. A principal diferença consiste no fato de a cementita se precipitar também no interior das placas de ferrita. Dessa forma, a bainita inferior apresenta dois tipos de precipitados de cementita: os que crescem a partir da austenita rica em carbono e que se depositam entre as placas de ferrita bainítica, e aqueles que se precipitam a partir de ferrita supersaturada (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006). Na figura 14, uma ilustração esquemática demonstra o mecanismo de formação desses dois tipos de bainita.

No processo de formação bainítica, assim como na transformação martensítica, uma mudança na forma da região transformada é provocada e, conseqüentemente, há a deformação na austenita que a circunda. Dessa forma, na produção da bainita também ocorre um processo displacivo (KRAUSS, 2005).

Figura 14 – Ilustração esquemática sobre a formação das bainitas superior e inferior.



Fonte: BHADESHIA, 2001 (Adaptado).

3.2.1.4 Austenita retida

Geralmente, a austenita é uma fase instável à temperatura ambiente, mas pode se tornar estável por meio de tratamentos térmicos, como a austêmpera, ou mediante a adição de elementos estabilizantes à composição química do aço. Essa fase metaestável é chamada de austenita retida e é ela que dá origem à martensita nos aços assistidos pelo efeito TRIP.

Nos aços TRIP, a austenita é retida porque a reação de transformação da bainita ocorre de maneira incompleta ao longo do processo de austêmpera, uma das etapas da produção do aço. Saeidi *et al.* (2017) explicam que durante a formação bainítica ocorre a rejeição de carbono da ferrita para a austenita que a circunda, onde carbonetos se precipitam, formando assim a estrutura mista particular da bainita. Sendo assim, inibindo a precipitação dos carbonetos por meio da adição de alguns elementos de liga, é possível manter a austenita rica em carbono, resultando na sua estabilização à temperatura ambiente por meio da redução da temperatura de início da transformação martensítica (M_s).

Uma quantidade entre 5 e 20% de AR, além de uma estabilidade moderada, são necessárias para alcançar um balanço entre tensão e deformação nos aços com efeito TRIP. Dessa forma, a manipulação das características da austenita retida, como sua fração volumétrica, sua morfologia, estabilidade e distribuição na microestrutura,

se torna crucial para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas (HOFER *et al.*, 2016; SHEN *et al.*, 2015).

Para se garantir a fração volumétrica desejada de austenita retida, pode-se controlar os parâmetros do ciclo térmico utilizado para a obtenção do aço, já que sua formação está diretamente relacionada à formação da bainita. Entretanto, níveis satisfatórios de resistência mecânica e alongamento uniforme não dependem somente da obtenção da maior quantidade possível de AR. Além disso, é necessário assegurar a sua estabilidade, ou seja, a resistência à transformação que a estrutura apresenta quando submetida à aplicação de uma tensão, à deformação ou à variação de temperatura. Uma austenita retida pouco estável logo se transforma em martensita sob baixos níveis de tensão, enquanto uma austenita estável demais não sofre essa transformação. Essas situações extremas não contribuem para um excelente desempenho do aço com efeito TRIP, que exige que a transformação da austenita em martensita ocorra de forma gradativa, distribuída uniformemente ao longo de toda a deformação plástica experimentada pelo material. Essa estabilidade pode ser controlada, quimicamente, pela quantidade de carbono presente em sua constituição e, mecanicamente, pelo tamanho e morfologia dos grãos da austenita. (CHIANG *et al.*, 2011; SHEN *et al.*, 2015; XIE *et al.*, 2014; ZHAO e JIANG, 2018).

Outros fatores que afetam a estabilidade da austenita são o tamanho e morfologia de seus grãos e as outras fases que a circundam. Grãos menores de AR são mais estáveis pois provocam uma redução da temperatura M_s . Com relação à morfologia, diferentes formas de austenita retida foram observadas nos aços com efeito TRIP. Em aços produzidos pelo processo de recozimento intercrítico seguido por austêmpera, a austenita retida obtida se apresenta como partículas discretas entre grãos de ferrita. Utilizando-se outros diferentes processamentos térmicos, a austenita retida pode se formar como finas camadas entre feixes de bainita ou ainda na forma lamelar um pouco mais espessa (CHIANG *et al.*, 2011).

3.2.1.4.1 influência dos elementos de liga

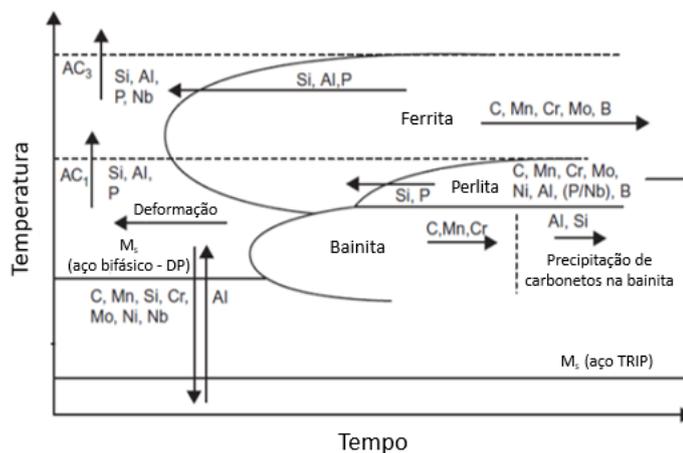
A adição de elementos de liga juntamente com o controle da quantidade de carbono visam, além de otimizar a fração volumétrica de austenita retida e estabilizá-la, controlar a precipitação de cementita, elevar a dureza da ferrita e estimular a

formação de bainita em detrimento à perlita (CHATTERJEE, 2006; CAI *et al.*, 2013; SHEN *et al.*, 2015).

Na figura 15, Sugimoto e Mukherjee (2017) apresentam um diagrama onde estão resumidos os efeitos principais dos elementos de liga no processamento dos aços assistidos pelo efeito *TRIP*.

A concentração de carbono é o mais importante dos fatores que influenciam na estabilidade química da austenita à temperatura ambiente. Elevadas quantidades de carbono no aço resultam na diminuição da temperatura de início de transformação martensítica (M_s) e, durante um resfriamento até a temperatura ambiente, a austenita consegue se manter estável. Além disso, devido ao seu mecanismo de endurecimento por solução sólida, quanto maior o seu teor, melhores são as propriedades relativas à resistência mecânica - limite de escoamento, limite de resistência à tração e a dureza. Em contrapartida, concentrações extremamente altas de carbono retardam a transformação bainítica, prejudicam a soldabilidade do material e levam a uma piora nas propriedades relativas à ductilidade e à tenacidade, isto é, o alongamento, a estricção e a resistência ao choque (KRAUSS, 2005; BLECK, GUO e MA, 2017; ZHAO e JIANG, 2018).

Figura 15 – Efeitos dos elementos de liga na curva TTT dos aços com efeito TRIP.



Fonte: SUGIMOTO e MUKHERJEE, 2017 (Adaptado).

O silício contribui de forma significativa para a obtenção de um volume maior de AR. Ao longo da transformação bainítica, a ferrita recém-formada se torna saturada em carbono, o qual é rejeitado para a austenita adjacente onde precipitará como carbonetos. A presença de Si, que é pouco solúvel na cementita (Fe_3C), inibe essa

precipitação e mantém a austenita rica em carbono (XIE *et al.*, 2014). Entretanto, a presença desse elemento pode prejudicar a qualidade da superfície do material e os processos de soldagem e galvanização, um filme de óxido altamente aderente à superfície do aço é produzido. Por isso, sua quantidade deve ser controlada a fim de se obter as propriedades desejadas. (YI, 2014; SEOL *et al.*, 2012; BHATTACHARYAA, 2013).

Para evitar os problemas gerados pelo Si, pode-se substituí-lo total ou parcialmente por alumínio, evitando a formação dos óxidos na superfície, melhorando as condições de revestimento e galvanização do aço. Entretanto, a presença do Al também tem suas desvantagens. Sua menor capacidade de endurecimento por solução sólida torna necessária a associação de fósforo ou nióbio, por exemplo. Além disso, o alumínio eleva consideravelmente a temperatura M_s (ALHARBI, 2014; CHIANG, BOYD e PILKEY, 2015).

O manganês também age como um estabilizante da austenita, uma vez que eleva a sua temperatura de decomposição e a solubilidade do carbono nessa fase. Assim, um aumento da concentração desse elemento pode compensar uma redução da quantidade de silício (CAI *et al.*, 2016). Teores intermediários (4 a 10%) e elevados (acima de 15%) de Mn têm sido utilizados em algumas ligas de aços com efeito TRIP, cujas microestruturas podem ser completamente austeníticas ou multifásicas com grandes porções de austenita retida. Nestes casos, além de incrementar a quantidade de AR, o Mn pode induzir ao endurecimento por solução sólida. Estes aços, especificamente, fazem parte da segunda geração dos AHSS e apresentam limite de resistência da ordem de 500 a 1000 MPa e alongamento total na faixa de 40 a 55% (ZHAO *et al.*, 2012; LI *et al.*, 2016; BLECK, GUO e MA, 2017; LI *et al.*, 2018).

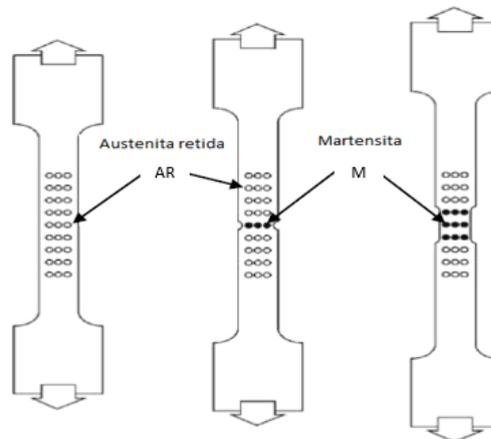
Pereloma, Gazder e Timokhina (2016) acrescentam que outros elementos de liga, como o Nb, Ti, Mo e V são utilizados para refinar grãos de ferrita e para favorecer o endurecimento por solução sólida. Além disso, eles suprimem a formação de perlita. Já o Cu, assim como o Si e Al, desacelera a precipitação de cementita e eleva a quantidade de austenita retida, além de provocar também o endurecimento por solução sólida ou por precipitação. O Ni e Cr também podem ser utilizados como estabilizadores da AR e para aumentar a dureza do material, porém possuem custo elevado.

3.2.3 O efeito TRIP

O efeito TRIP é um fenômeno que ocorre nos aços quando uma determinada quantidade de austenita retida se transforma em martensita durante deformação plástica. Juntamente com as características microestruturais, ele é essencial para a obtenção da combinação única de propriedades dos aços TRIP (KANG *et al.*, 2016; YI, 2014).

Conforme mostrado na figura 16, quando uma tensão é aplicada a este tipo de aço, a austenita localizada na região deformada sofre a transformação martensítica e vai sendo substituída pela recém-formada martensita (KOBAYASHI, 2014). Este fenômeno ocorre repetidamente, de modo que a deformação se propaga uniformemente pelas regiões até então não deformadas, onde a resistência é relativamente menor, já que não apresentam martensita em sua constituição.

Figura 16 – Representação esquemática do mecanismo de transformação da austenita retida em martensita causada por deformação plástica.



AR: austenita retida, M: martensita
 Fonte: KOBAYASHI, 2014 (Adaptado).

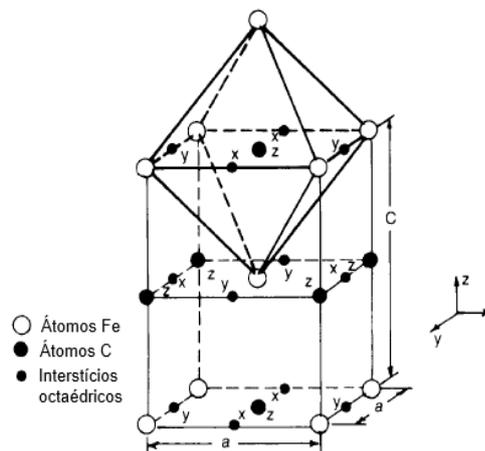
Essa transformação provoca a elevação da taxa de encruamento do material e, conseqüentemente, da sua resistência mecânica. Hajiannia *et al.* (2018) acrescentam que esse processo posterga a estrição do material, trazendo também uma maior ductilidade como resultado.

Jacques (2004) explica que quando os grãos de austenita, de estrutura cúbica de faces centradas (CFC), dispersos em uma matriz ferrítica, se transformam em

martensita eles se distorcem e assumem forma tetragonal de corpo centrado (TCC), ilustrada na figura 17.

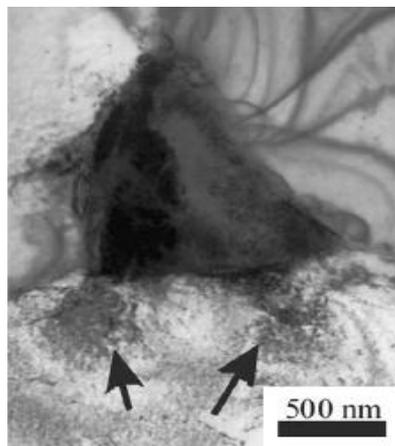
Além dessas alterações na forma, as estruturas também sofrem mudanças de volume, o que provoca a deformação plástica dos grãos ferríticos adjacentes e o consequente surgimento de discordâncias na interface entre ferrita e martensita, como se vê na figura 18 (JACQUES, 2004; LIU, HE e HUANG, 2018; ZIETEK e MRÓZ, 2016). Ao se multiplicarem e interagirem umas com as outras e também com outras barreiras de movimentação, essas discordâncias têm sua mobilidade reduzida, o que promove o endurecimento do material, juntamente com o surgimento da martensita, constituinte que, por si só, já confere maior dureza ao aço (SOARES, GONZALEZ e SANTOS, 2017; ZHAO e JIANG, 2018).

Figura 17 – Estrutura tetragonal de corpo centrado típica da martensita.



Fonte: KRAUSS, 2005 (Adaptado).

Figura 18 – Discordâncias geradas na ferrita em decorrência da transformação martensítica.

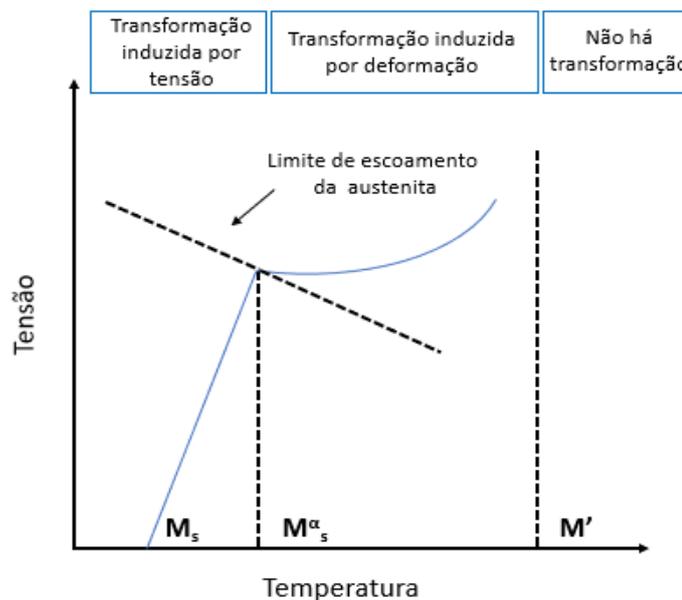


Fonte: JACQUES, 2004 (Adaptado).

Nos aços com efeito TRIP, diferente da maioria dos aços, nos quais a formação da martensita se inicia quando o material resfriado bruscamente atinge a temperatura M_s , a transformação martensítica é induzida por uma força motriz mecânica, a qual torna possível o surgimento da martensita em temperaturas superiores a M_s . Nesse caso, é a tensão aplicada ao material que fornece a energia termodinâmica necessária para que a transformação de fase ocorra (CHATTERJEE, 2006; LIU, HE e HUANG, 2018).

O valor de tensão requerido para iniciar o fenômeno TRIP é diretamente afetado pela estabilidade da austenita retida e, quanto mais estável ela é, mais tardiamente ocorre a transformação para martensita durante a deformação. Um aço TRIP com austenita retida altamente estabilizada pode apresentar esse constituinte até que uma falha ou colisão a transforme martensita, o que melhora a conformabilidade e segurança quando o aço é empregado em peças automotivas. Portanto, para se atingir a combinação desejada de resistência e ductilidade, a fração volumétrica da austenita retida e sua estabilidade devem ser cuidadosamente controladas (ZHAO e JIANG, 2018). Na figura 19, a relação da tensão com a temperatura necessárias para que a transformação aconteça é demonstrada.

Figura 19 – Tensão requerida para a transformação martensítica.



M_s : temperatura de início de transformação martensítica,
 M_s^{α} : temperatura na qual a tensão requerida para iniciar a transformação se equivale ao limite de escoamento da austenita retida, M' : temperatura de fim da transformação martensítica por deformação plástica.

Fonte: BLECK, GUO e MA, 2017 (Adaptado).

Observa-se que quanto mais alta é a temperatura na qual se encontra o material, maior é a força ou tensão necessária para que essa transformação ocorra. Porém, a altas temperaturas a austenita retida não apresenta resistência mecânica tão elevada e, caso a tensão aplicada à estrutura exceda o seu limite de escoamento, a partir da temperatura M^{α_s} , a sua transformação passa a ser precedida por uma deformação plástica. Isso faz com que a demanda de energia para a transformação caia até que se atinja uma temperatura mais elevada na qual a transformação martensítica se torna impossibilitada. Essa temperatura, chamada M' é, portanto, um valor limite para que ocorra a transformação da austenita retida em martensita mediante deformação plástica. Acima dela, nenhuma martensita é formada. (CHATTERJEE, 2006; LIU, HE e HUANG, 2018).

Cai *et al.* (2016) e Morales-Rivas *et al.* (2016) acrescentam que entre M_s e M^{α_s} (temperatura na qual a tensão requerida para iniciar a transformação se equivale ao limite de escoamento da austenita retida) a nucleação de grãos de martensita ocorre em sítios já existentes e é impulsionada pela tensão à qual o material é submetido. Já na faixa de temperatura entre M^{α_s} e M' , a formação de martensita ocorre em sítios de nucleação introduzidos pela deformação plástica da austenita retida (como interseção de bandas de escorregamento), que teve seu limite de escoamento transposto.

3.2.4 Processamento dos aços com efeito TRIP

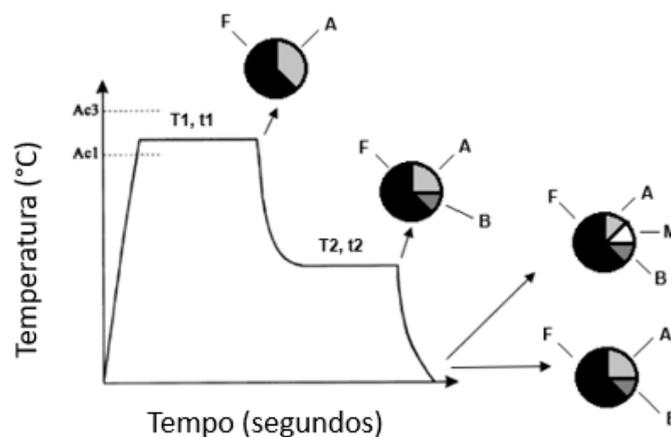
Diferentes métodos de processamento térmico levam à produção da microestrutura multifásica característica dos aços com efeito TRIP. Um deles, baseado no recozimento intercrítico seguido por austêmpera, o qual é chamado de ciclo térmico em duas etapas, pode ser aplicado a chapas previamente laminadas a frio ou a quente.

Para o caso de chapas laminadas a frio, conforme esquematizado na figura 20, o material é aquecido a partir da temperatura ambiente até a zona intercrítica, entre Ac_1 e Ac_3 (campo de estabilidade das fases ferrita α e austenita γ no diagrama Fe-Fe₃C), onde permanece por um período de tempo com o intuito de transformar parte da sua microestrutura inicial ferrítica em austenita. Posteriormente, é resfriado de forma controlada até uma faixa de temperatura onde parte da austenita se transforma isotermicamente em bainita, enquanto a porção remanescente é estabilizada, de forma que não se transforme em martensita durante o resfriamento até a temperatura

ambiente, realizado em seguida (BHADESHIA, 2001; DING, HEDSTRÖM e LI, 2016; SAEIDI *et al.*, 2017).

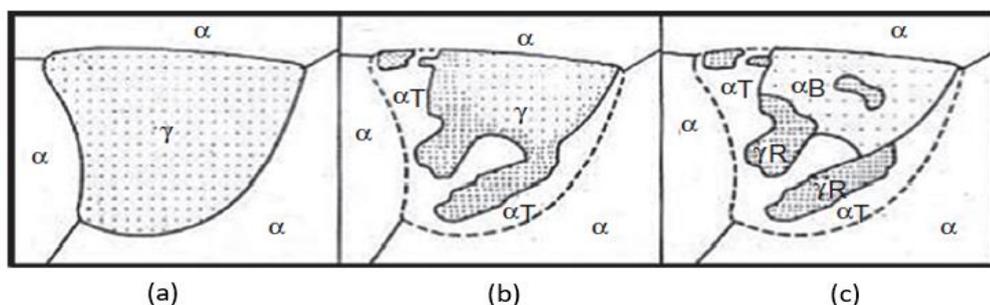
Na figura 21 estão ilustradas as transformações microestruturais sofridas pelos aços com efeito TRIP laminados a frio durante o ciclo térmico de recozimento intercrítico seguido por austêmpera (CHEN, ERA e SHIMIZU; 1989). No segundo caso, em que o processamento do aço TRIP se dá a partir de chapas laminadas a quente, o material tem sua microestrutura inicial formada inteiramente por austenita e é resfriado após a laminação levando à formação de uma porção de ferrita. Um segundo resfriamento também é realizado posteriormente, quando ocorre a formação de bainita (BHADESHIA, 2001).

Figura 20 – Ciclo térmico composto por recozimento intercrítico e austêmpera para obtenção do aço com efeito TRIP e as microestruturas formadas após cada etapa.



F: ferrita, A: austenita, B: bainita, M: martensita
 Fonte: LAQUERBE *et al.*, 2009 (Adaptado).

Figura 21 – Evolução microestrutural de aços TRIP laminados a frio.



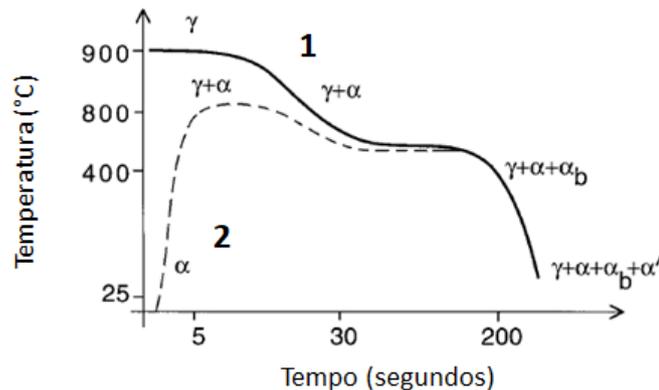
(a): aquecimento intercrítico; (b): resfriamento a partir da temperatura intercrítica até a temperatura de transformação bainítica; (c): transformação isotérmica bainítica.

α : ferrita, αB : ferrita bainítica, γR : austenita retida, αT : ferrita pró-eutetóide formada no resfriamento a partir da temperatura intercrítica até a temperatura de transformação isotérmica bainítica.

Fonte: CHEN, ERA e SHIMIZU; 1989.

Na figura 22 uma representação gráfica compara as rotas de ciclo térmico para as chapas laminadas a quente (linha 1) e para as chapas laminadas a frio (linha 2) juntamente com a evolução de suas microestruturas. Os eixos representam temperaturas e tempos tipicamente utilizados (BHADESHIA, 2001).

Figura 22 – Ciclo térmico para produção de aços TRIP a partir de chapas laminadas a quente e a frio.



γ : austenita; α : ferrita poligonal; α_b : ferrita bainítica; α' : martensita
 Fonte: BHADESHIA, 2001 (Adaptado).

Durante todo o ciclo, a estabilização da austenita é promovida por seu enriquecimento com carbono, decorrente da redistribuição deste elemento entre os constituintes. Apesar de já ser verificado ao longo do recozimento intercrítico, nesta etapa o enriquecimento ainda não é suficiente para atingir o nível de carbono que irá prevenir a transformação martensítica no resfriamento final, até a temperatura ambiente. Por isso, o segundo estágio baseado na austêmpera, durante o qual acontece a transformação bainítica, é de extrema importância no processamento de alguns aços assistidos pelo efeito TRIP, já que resulta na completa estabilização da austenita remanescente (DING, HEDSTRÖM e LI, 2016; JACQUES, 2004).

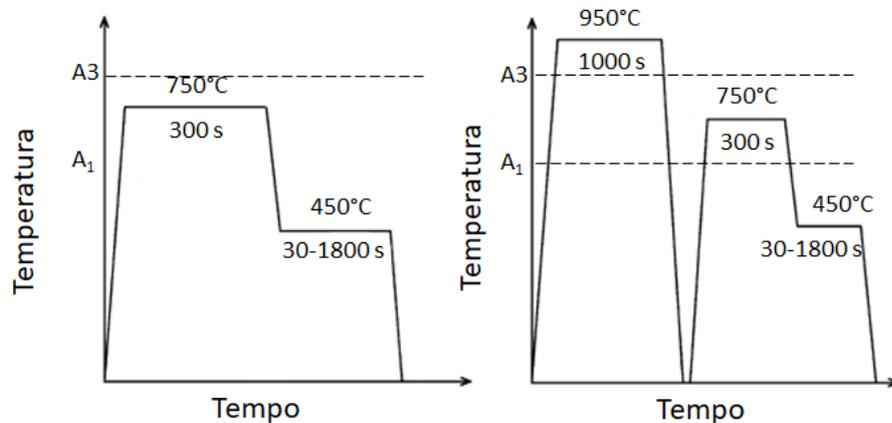
De modo geral, as frações volumétricas dos diferentes produtos de transformação obtidas tanto pelo processamento de chapas laminadas a quente quanto a frio são bastante semelhantes. Após o recozimento intercrítico, são formadas quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita, porém nos aços laminados a frio parte da ferrita já estava presente no material antes do processamento, enquanto a outra parte foi produzida durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica. Já nos aços laminados a quente, toda a ferrita presente em sua microestrutura se formou durante o resfriamento (PERELOMA, 2006).

Chiang *et al.* (2011) avaliaram a influência de diferentes microestruturas iniciais na obtenção de aços com efeito TRIP aplicando duas diferentes rotas de processamento térmico, mostradas na figura 23.

Além do processamento convencional em duas etapas (rota “a”), Chiang *et al.* (2011) realizaram também uma rota de processamento composta por uma etapa prévia de têmpera antes do recozimento intercrítico e da austêmpera (rota “b”). A inserção desse estágio objetivou a obtenção de uma estrutura inicial totalmente martensítica, diferentemente da rota “a”, que partiu de uma microestrutura inicial ferrítica. Com isso, foram produzidas também duas microestruturas finais diferentes, chamadas de equiaxial e lamelar, apresentadas na figura 24.

A primeira, formada durante a rota “a”, consiste em grãos equiaxiais de ferrita intercrítica cercada por partículas discretas de bainita e do constituinte MA, enquanto a lamelar, gerada a partir da rota “b”, apresenta grãos alongados de ferrita separados por MA e bainita. Na estrutura equiaxial, o volume de MA é mais elevado do que na estrutura lamelar e seus grãos também são maiores (CHIANG *et al.*, 2011).

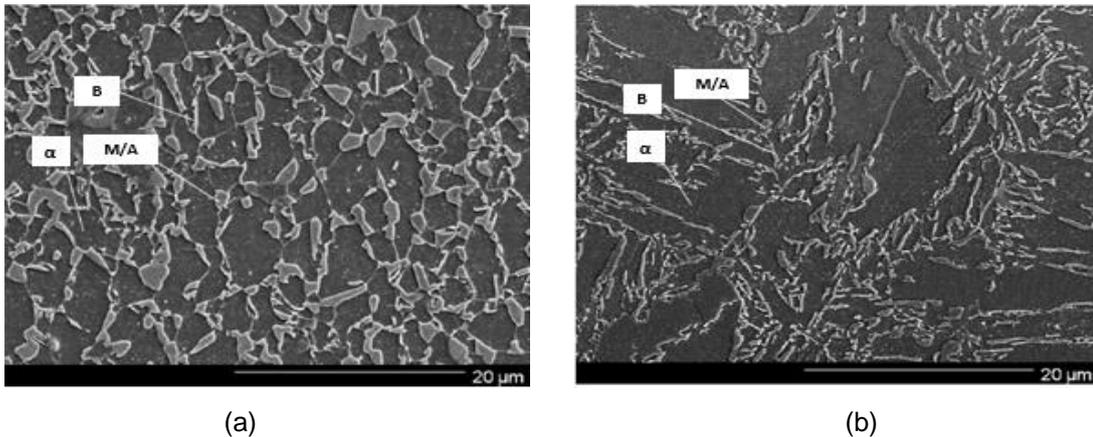
Figura 23 – Ciclos térmicos para obtenção de aços com efeito TRIP.



(a): ciclo térmico convencional para obtenção de aços com efeito TRIP, composto por recozimento intercrítico e austêmpera; (b): ciclo térmico convencional para obtenção de aços com efeito TRIP precedido por etapa de têmpera.

Fonte: CHIANG *et al.*, 2011 (Adaptado).

Figura 24 – Microestruturas equiaxial e lamelar obtidas para um aço TRIP.



(a): MEV – estrutura equiaxial. (b): MEV - estrutura lamelar.
 α : ferrita; B: bainita; MA: martensita + austenita retida
 Fonte: CHIANG *et al.*, 2011 (Adaptado).

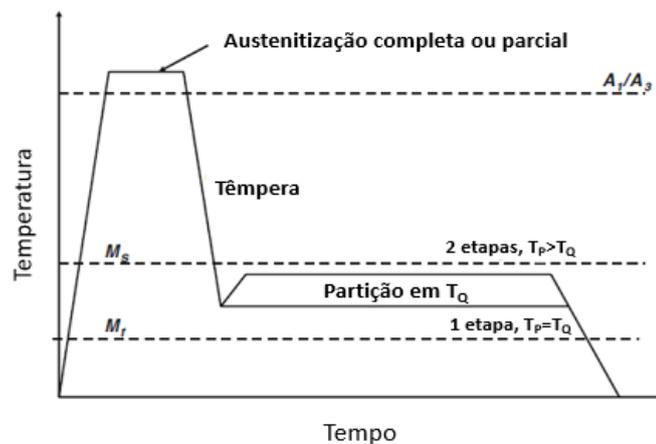
O outro método muito utilizado de processamento térmico para se obter o aço TRIP é chamado de têmpera e partição e é também conhecido pela sigla Q&P, originada de seu nome em inglês *Quenching and Partitioning*. Seu princípio básico consiste na migração do carbono a partir da martensita para a austenita não transformada por meio de difusão ou na partição do carbono a partir da ferrita nos casos de têmpera com resfriamento desde a região intercrítica. Dessa forma, a temperatura de têmpera utilizada determinará a porção de martensita responsável por fornecer carbono para a austenita vizinha durante o tratamento isotérmico posterior à têmpera (FONSTEIN, 2015).

Conforme é mostrado na figura 25, o Q&P consiste em uma primeira fase onde o aço é aquecido até sua austenitização parcial, que visa a formação de ferrita pró-eutetóide, ou até a austenitização completa seguida por resfriamento brusco até uma temperatura entre M_s e M_f , denominada T_Q , a qual objetiva formar uma porção de martensita, além de manter uma quantidade de austenita não transformada. Na segunda fase, chamada de partição, o material pode então ser mantido na temperatura T_Q por um período de tempo ou ser novamente aquecido até uma temperatura um pouco mais elevada, geralmente entre 300 e 600°C, chamada de T_P , antes de ser resfriado até a temperatura ambiente (ARLAZAROV *et al.*, 2015; DIEGO-CALDERÓN *et al.*, 2015; ZINSAZ-BORUJERDI *et al.*, 2018). Durante esse tempo de encharque na fase de partição, seja em T_Q ou em uma temperatura mais elevada, a austenita remanescente da etapa anterior será enriquecida pela difusão de carbono rejeitado pela martensita supersaturada. Dessa forma, a austenita consegue se

manter estável após o resfriamento até a temperatura ambiente (ZINSAZ-BORUJERDI *et al.*, 2018).

Quando o aço é submetido à partição na temperatura T_Q , o processo é nomeado como “Q&P em uma etapa” e, quando a partição ocorre a uma temperatura mais elevada que T_Q , o processo é chamado de “Q&P em duas etapas” (KIM *et al.*, 2009).

Figura 25 – Representação esquemática do processo de Q&P em uma e duas etapas.

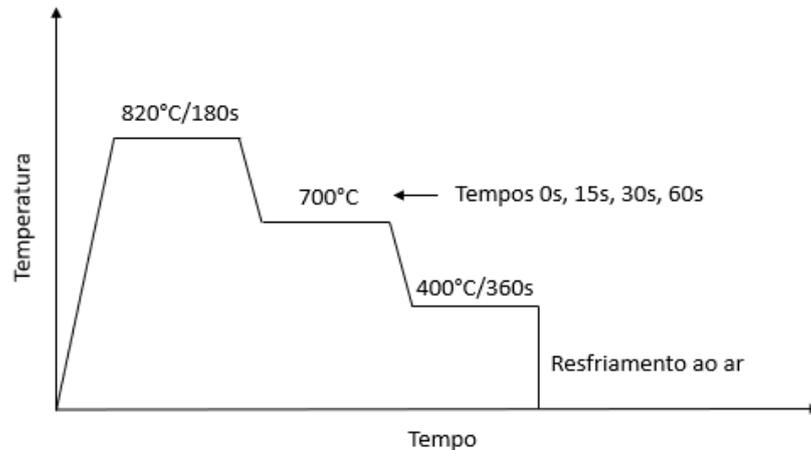


M_s : temperatura de início de transformação martensítica,
 M_f : temperatura de fim da transformação martensítica, T_Q :
 temperatura entre M_s e M_f , T_P : temperatura entre 300 e
 600°C.

Fonte: KIM *et al.*, 2009 (Adaptado).

Li *et al.* (2018) propuseram e avaliaram os efeitos de um novo ciclo, apresentado na figura 26, composto por recozimento intercrítico, seguido por resfriamento até 700°C, onde diversos tempos de encharque foram testados, e austêmpera a 400°C. Segundo os pesquisadores, quando comparado com os ciclos tradicionalmente utilizados, este representa melhor as situações encontradas nas linhas de produção dos aços com efeito TRIP, já que seu resfriamento em duas etapas a partir da temperatura de recozimento simula o resfriamento contínuo encontrado nas indústrias.

Figura 26 – Ciclo térmico para produção de aços TRIP com duas etapas de resfriamento.



Fonte: Li *et al.*, 2018 (Adaptado).

3.2.5 A função da austenita retida nas propriedades mecânicas dos aços com efeito TRIP

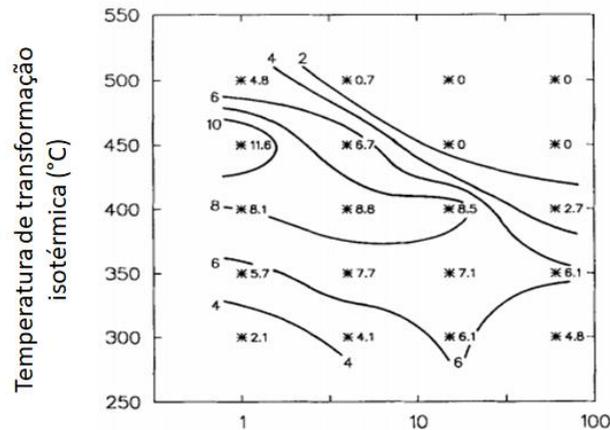
Os parâmetros do ciclo térmico são importantes para o controle da microestrutura do aço com efeito TRIP, principalmente para a obtenção do volume de austenita retida desejável, com morfologia e quantidade de carbono satisfatórias o que, por sua vez, é essencial para a manipulação de suas propriedades mecânicas. Por esse motivo, diversos estudos utilizaram diferentes temperaturas e tempos de encharque para a produção dos aços assistidos pelo efeito TRIP com o intuito de alcançar melhores combinações de resistência e ductilidade.

Na figura 27, é apresentado um mapa da quantidade de austenita retida produzida, representada por contornos, em função de variados tempos de encharque e temperaturas aplicados durante a etapa de transformação bainítica para um aço assistido pelo efeito TRIP cuja composição é 0,14%C-1,21%Si-1,57%Mn (SAKUMA, MATLOCK e KRAUSS, 1992).

Sakuma, Matlock e Krauss (1992) observaram que, após 15 minutos de encharque, a austenita retida praticamente desaparece ou não é formada em transformações isotérmicas processadas acima de aproximadamente 450°C. De forma semelhante, quando a temperatura é reduzida, pouca quantidade de AR é produzida, nesse caso, principalmente para encharques realizados por curtos períodos de tempo, ou seja, por alguns segundos. Segundo Krauss (2005), isso ocorre porque a temperaturas mais altas a transformação bainítica acontece muito

rapidamente, impossibilitando a estabilização da austenita, enquanto em temperaturas mais baixas, uma porção da austenita acaba se transformando em martensita no decorrer do resfriamento. Já a quantidade máxima de austenita retida é produzida, mantendo-se o material a 450°C por, aproximadamente, 1 minuto.

Figura 27 – Influência do tempo de encharque e temperatura de austêmpera no volume de austenita retida produzido.

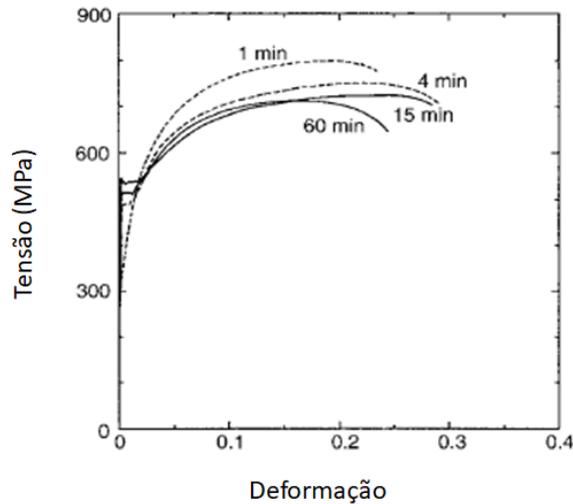


Fonte: SAKUMA, MATLOCK e KRAUSS, 1992 (Adaptado).

Análises do comportamento mecânico dos materiais também permitem avaliar o reflexo do tempo de encharque na produção dos constituintes. Na figura 28 são apresentadas curvas obtidas após ensaio de tração do aço estudado por SAKUMA, MATLOCK e KRAUSS (1992). Quatro amostras foram analisadas, variando os tempos de encharque para a transformação bainítica a 400°C.

Nota-se que o maior valor de resistência à tração e a taxa de encruamento mais elevada são alcançados pela amostra que permaneceu durante um minuto sob a temperatura especificada, além de apresentar a menor deformação. De acordo com Krauss (2005), isso é reflexo da formação de martensita a partir da austenita, visto que houve pouquíssimo tempo para que ocorresse difusão e a transformação bainítica. Krauss (2005) explica ainda que as curvas referentes às amostras que permaneceram quatro e quinze minutos a 400°C mostram o benefício da transformação da austenita retida em martensita pelo efeito TRIP, já que se observa os maiores níveis de ductilidade acompanhados de resistência mecânica satisfatória. Já a amostra que teve 60 minutos de encharque teve sua ductilidade reduzida em função do período de tempo maior que permitiu que se formasse uma maior quantidade de bainita, em detrimento de austenita retida.

Figura 28 – Curvas tensão x deformação para um aço TRIP submetido a recozimento intercrítico e austêmpera com diferentes tempos de encharque.



Fonte: SAKUMA, MATLOCK e KRAUSS, 1992 (Adaptado).

Xie *et al.* (2014) avaliaram a formação da austenita retida e sua contribuição no desempenho mecânico de duas amostras de um aço com efeito TRIP 0,23%C–1,8%Mn–1,35%Si submetidas a diferentes ciclos térmicos com as seguintes características: 1) aquecimento inicial a 900°C por 30 minutos seguido por têmpera em água (todas as amostras), 2) novo aquecimento a 760°C por 15 minutos (todas as amostras), 3) resfriamento até 300°C e manutenção nessa temperatura em banho de sal por 300 segundos para a amostra A e 90 segundos para a amostra B, 4) resfriamento até temperatura ambiente para a amostra A e novo aquecimento a 400°C por 30 segundos em banho de sal para a amostra B, 5) resfriamento da amostra B até temperatura ambiente.

Foram obtidas amostras com volumes distintos de AR, contendo quantidades de carbono também variadas, como mostrado na figura 29(a). A amostra B apresentou cerca de 8% a mais de austenita retida do que a amostra A e o teor de carbono contido nessa austenita também se mostrou superior: 1,3% contra 0,9% da amostra A. Os autores apontam que a segunda etapa do tratamento térmico realizada para a amostra B, a 400°C, favoreceu a difusão do carbono para a austenita, levando à sua estabilização e interrompeu a transformação bainítica (XIE *et al.*, 2014).

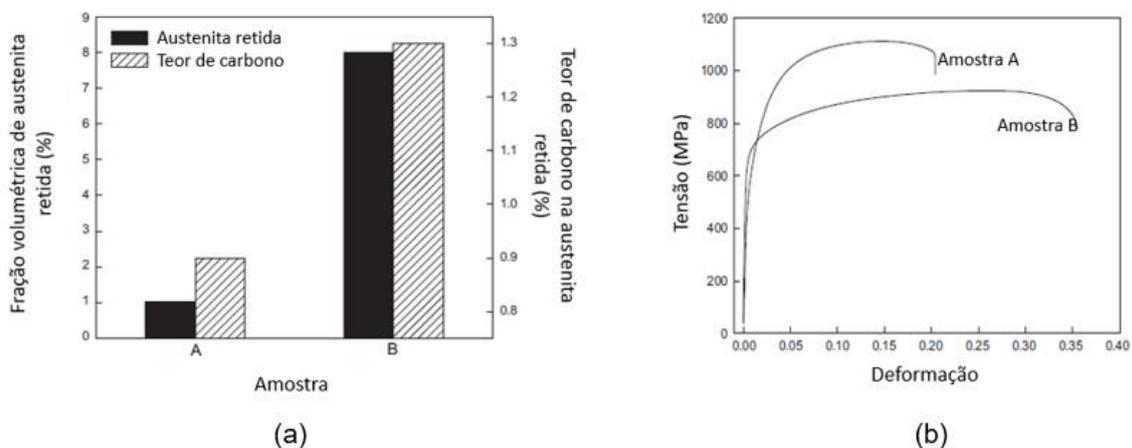
O reflexo dessas diferentes características apresentadas pelas amostras A e B em seus comportamentos mecânicos podem ser vistos na figura 29(b), na qual estão expostas curvas de tensão x deformação bem distintas para cada uma. A amostra B apresentou alongamentos uniforme e total de 89,8% e 80% respectivamente, valores

estes superiores aos da amostra A, comprovando que uma maior fração volumétrica de austenita retida, com um teor de carbono mais elevado, resulta em uma AR mais estabilizada e, conseqüentemente, em um efeito TRIP mais expressivo (XIE *et al.*, 2014).

A mais significativa contribuição da fração volumétrica de austenita retida presente na microestrutura dos aços TRIP e sua estabilidade mecânica é a sua transformação em martensita induzida por deformação plástica, o que define o efeito TRIP. Além de garantir elevada resistência mecânica aos aços desse tipo, o efeito é responsável também pelas altas taxas de encruamento que, por sua vez, promovem um alongamento uniforme expressivo (BHADESHIA, 2001).

O encruamento é caracterizado pelo aumento na tensão necessária para provocar deslizamento no material ocasionado pela diminuição da mobilidade média das discordâncias ao interagirem umas com as outras ou com outras barreiras, ou seja, trata-se da elevação da tensão cisalhante com deformação plástica a frio. Já a taxa de encruamento, pode ser definida como a capacidade que o material tem de encruar com o acréscimo da quantidade de deformação plástica e é representada pela razão entre a variação da tensão e da deformação ($d\sigma/de$), ou seja, pela inclinação da curva tensão x deformação do material após o escoamento até a carga máxima (DIETER, 1981).

Figura 29 – Influência de diferentes parâmetros de ciclo térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de aços TRIP.

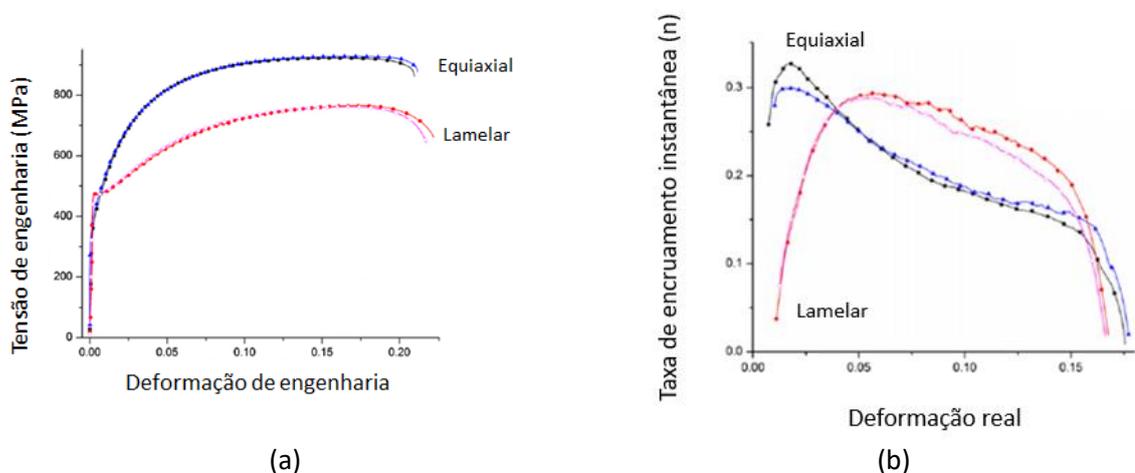


(a): volumes de austenita retida e respectivos teores de carbono para as amostras A e B; (b): curvas tensão x deformação de engenharia para as amostras A e B.
Fonte: XIE *et al.*, 2014 (Adaptado).

Chiang *et al.* (2011) avaliaram o encruamento de aços TRIP com microestruturas apresentando diferentes morfologias: lamelar e equiaxial. No gráfico apresentado na figura 30(a) são apresentadas curvas tensão x deformação de engenharia dessas duas morfologias e na figura 30(b), curvas tensão x deformação reais permitem calcular valores instantâneos da taxa de encruamento (n), os quais, por sua vez, demonstram clara diferença nos comportamentos das amostras. Enquanto a microestrutura equiaxial apresenta uma taxa de encruamento mais elevada sob níveis de deformação menores, a lamelar apresenta altas taxas de encruamento sob níveis mais elevados de deformação, o que leva à postergação da estrição do material e a uma maior ductilidade, retardando sua falha (CHIANG *et al.*, 2011).

Esses resultados estão diretamente ligados à estabilidade da austenita retida nas duas microestruturas. Na equiaxial, ocorre a rápida transformação da AR, enquanto na lamelar ela ocorre mais lentamente. Com isso, a microestrutura lamelar consegue manter um nível alto da taxa de encruamento mesmo sob altas taxas de deformação, devido ao efeito TRIP, enquanto na amostra com microestrutura equiaxial, a transformação da AR para martensita se esgota rapidamente, sob baixos níveis de deformação (CHIANG *et al.*, 2011).

Figura 30 – Comportamento de tensão x deformação e taxa de encruamento de um aço TRIP com estrutura equiaxial e lamelar.



(a): curvas tensão x deformação para microestruturas equiaxial e lamelar; (b): variação da taxa de encruamento instantâneo (n) para estruturas equiaxial e lamelar.

Fonte: CHIANG *et al.*, 2011 (Adaptado).

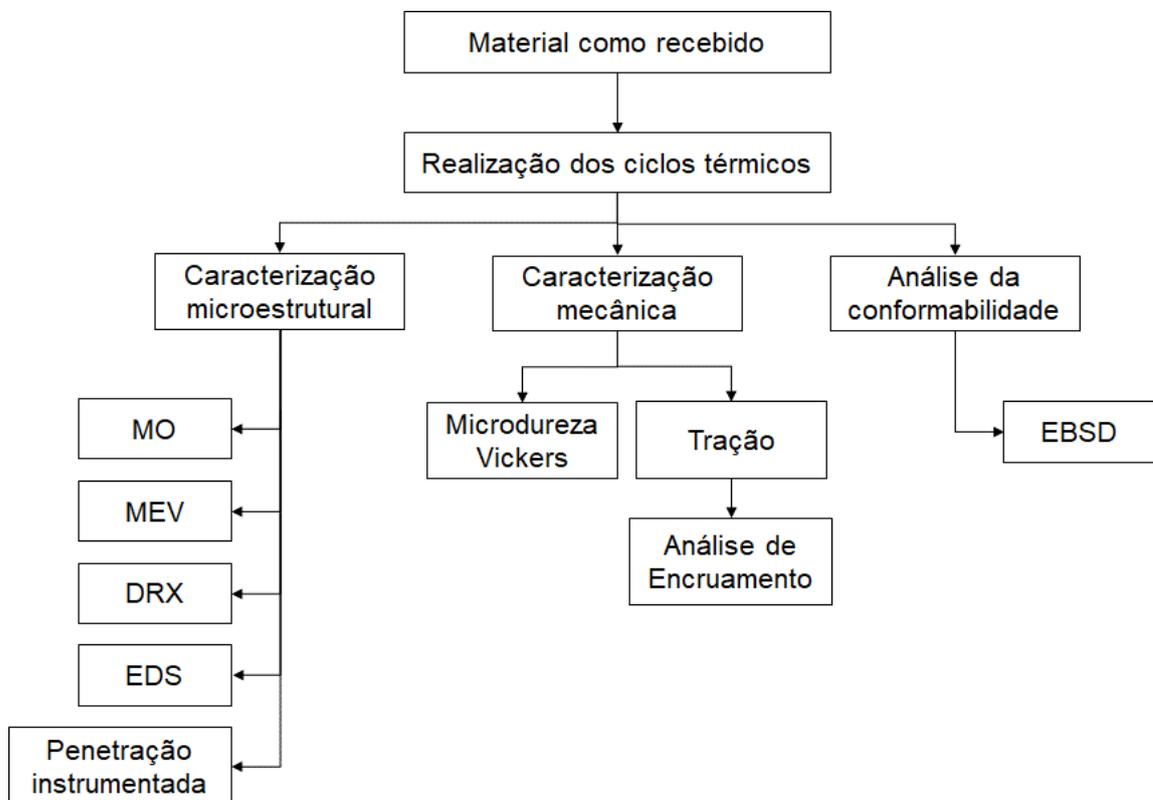
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho

Este trabalho envolveu a realização de processamentos térmicos em chapas de aço com composição química compatível com a obtenção de efeito TRIP visando produzir amostras deste material com diferentes características, as quais foram submetidas a posterior caracterização microestrutural e mecânica, além de análises relativas à capacidade de encruamento e à conformabilidade.

Na figura 31 é apresentado um fluxograma contendo um resumo das principais etapas do planejamento experimental. É importante ressaltar que nem todas as amostras foram submetidas a todos os ensaios, ou seja, após a realização de uma caracterização prévia por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV), Microdureza Vickers, DRX e testes de tração, algumas condições mais representativas foram escolhidas para prosseguir com os demais testes, depenetração instrumentada e difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

Figura 31 – Fluxograma relativo às etapas do trabalho.



Fonte: próprio autor.

4.2 Material

O material utilizado nos experimentos foi um aço originalmente classificado como TRIP 800, cuja composição química (% em peso) foi obtida por meio de espectroscopia de emissão óptica em um equipamento Spectro e está apresentada na tabela 2. As chapas recebidas apresentavam-se no estado laminadas a frio, galvanizadas, com espessura de 1,5mm.

Tabela 2 – Composição química (% em peso) do aço no estado inicial.

| Fe | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo |
|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|
| 96,2% | 0,230% | 1,59% | 1,71% | 0,0199% | 0,0185% | 0,0252% | 0,0127% |
| Ni | Al | Cu | Nb | Ti | V | W | Pb |
| 0,0181% | 0,0667% | 0,0217% | 0,0078% | 0,0073% | 0,0045% | 0,0095% | 0,0057% |

Fonte: Ferreira, 2018.

4.3 Tratamentos Térmicos

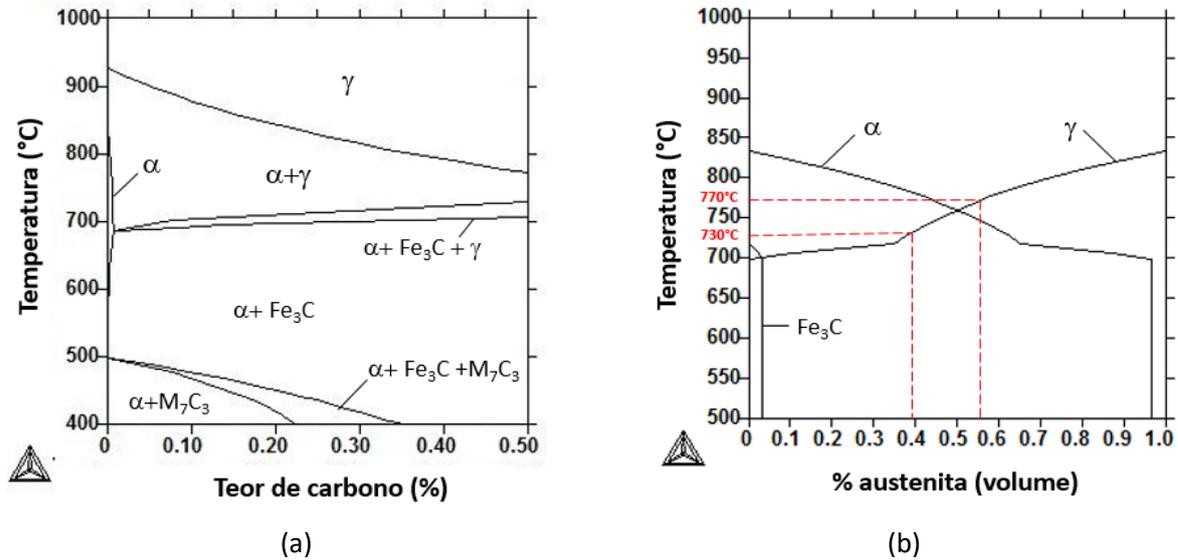
Três rotas distintas de processamento térmico foram realizadas, visando avaliar o efeito tanto de seus parâmetros (tempo e temperatura) sobre as diferentes microestruturas produzidas e suas propriedades e comportamento mecânico como o estado inicial do metal, esse último associado ao tipo de tratamento empregado. Todas as rotas mencionadas envolveram, entretanto, etapas de tratamento intercrítico e austêmpera.

A definição das temperaturas inicial e final do campo intercrítico (Ac1 e Ac3) do diagrama metaestável Fe-Fe₃C se deu pela utilização de diagramas obtidos por Ferreira (2018) por meio de simulações termodinâmicas com o auxílio do software ThermoCalc[®]. A partir desses diagramas (figura 32), que consideraram uma composição simplificada do aço estudado (levando-se em conta somente os elementos ferro, carbono, silício e manganês), foram definidos os valores de temperatura intercrítica para o presente trabalho, 770°C e 730°C, que promoveriam a presença de, respectivamente, 56% e 39% de austenita durante essa etapa.

A temperatura escolhida para a etapa de austêmpera dos ciclos térmicos empregados nesse trabalho, 400°C, também foi definida a partir da determinação das temperaturas de início das transformações martensítica e bainítica. Essas foram calculadas por Ferreira (2018), utilizando-se o software MUCG83, novamente

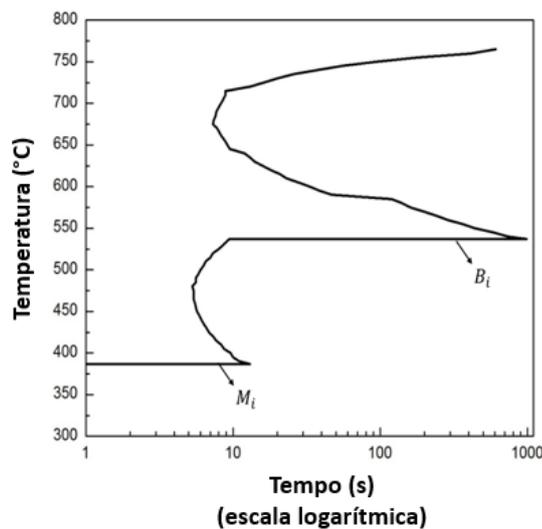
baseado na composição química do aço, conforme mostrado no diagrama isotérmico representado na figura 33.

Figura 32 – Diagrama de fases gerado a partir do software ThermoCalc® para a composição simplificada do aço estudado.



(a): diagrama de fases metaestável obtido; (b): diagrama fração molar das fases constituintes.
Fonte: FERREIRA, 2018 (Adaptado).

Figura 33 – Diagrama isotérmico para o aço estudado.

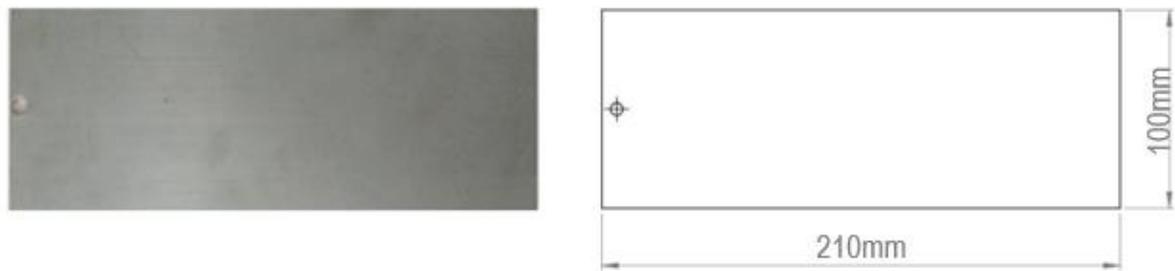


Fonte: FERREIRA, 2018.

Em seguida, foram elaboradas as rotas de processamento térmico e os corpos de prova foram preparados cortando-se as chapas em placas menores (210mm x

100mm), conforme mostrado na figura 34, utilizando uma guilhotina Newton, modelo TM10. Um furo também foi feito em uma das extremidades das placas para que essas fossem fixadas durante a realização dos tratamentos térmicos.

Figura 34 – Corpo de prova utilizado no tratamento térmico.



(a)

(b)

(a): imagem da chapa cortada; (b): representação esquemática com dimensões da chapa cortada.
Fonte: próprio autor.

Como mencionado, inicialmente, todos os corpos de prova foram submetidos a uma etapa de normalização, com aquecimento a 860°C durante 30 minutos e posterior resfriamento ao ar, para que fossem eliminados os efeitos de tratamentos térmicos ou mecânicos anteriores. Essa temperatura foi escolhida a fim de se garantir a austenitização completa do aço, conforme figura 32.

Após a normalização, os três tipos de tratamentos foram conduzidos - direto, contínuo e com têmpera prévia - para os quais foram investigados as temperaturas e tempos de encharque apresentados na tabela 3. Nela, além dos parâmetros utilizados, constam as amostras submetidas a cada um deles e suas respectivas identificações, sendo que as nomeadas com a sigla CC passaram pelo ciclo contínuo, as amostras com a sigla CD pelo ciclo direto e as amostras identificadas por CT foram submetidas à rota com uma etapa de têmpera.

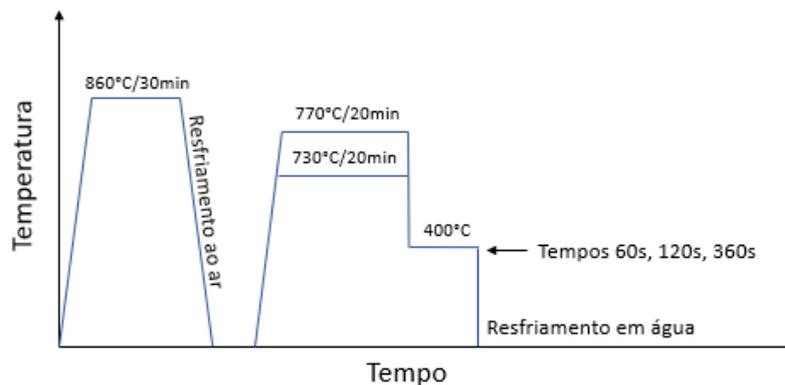
No ciclo chamado de ciclo direto (CD), mostrado na figura 35, após a normalização, as amostras foram levadas ao forno aquecidos em temperaturas intercríticas de 770°C ou 730°C, onde foram mantidas por 20 minutos. Em seguida, foram resfriadas até a temperatura de transformação bainítica de 400°C, com tempos de encharque de 60, 120 e 360 segundos, com resfriamento brusco em água realizado na sequência.

Tabela 3 – Parâmetros de processamento térmico aplicados ao material.

| Amostra | Temperatura de austenitização prévia | Temperatura de têmpera | Temperatura de aquecimento intercrítico | Temperatura de austêmpera | Tempo de austêmpera |
|---------|--------------------------------------|------------------------|---|---------------------------|---------------------|
| CD1 | - | - | 770°C | 400°C | 60s |
| CD2 | - | - | 770°C | 400°C | 120s |
| CD3 | - | - | 770°C | 400°C | 360s |
| CD4 | - | - | 730°C | 400°C | 60s |
| CD5 | - | - | 730°C | 400°C | 120s |
| CD6 | - | - | 730°C | 400°C | 360s |
| CC1 | 860°C | - | 770°C | 400°C | 60s |
| CC2 | 860°C | - | 770°C | 400°C | 120s |
| CC3 | 860°C | - | 770°C | 400°C | 360s |
| CC4 | 860°C | - | 730°C | 400°C | 60s |
| CC5 | 860°C | - | 730°C | 400°C | 120s |
| CC6 | 860°C | - | 730°C | 400°C | 360s |
| CT1 | - | 860°C | 770°C | 400°C | 60s |
| CT2 | - | 860°C | 770°C | 400°C | 120s |
| CT3 | - | 860°C | 770°C | 400°C | 360s |
| CT4 | - | 860°C | 730°C | 400°C | 60s |
| CT5 | - | 860°C | 730°C | 400°C | 120s |
| CT6 | - | 860°C | 730°C | 400°C | 360s |

Fonte: próprio autor.

Figura 35 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo direto (CD).

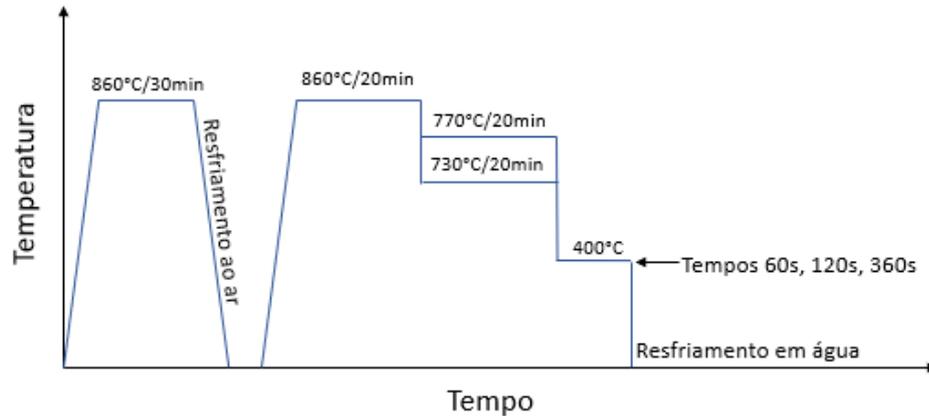


Fonte: próprio autor.

No ciclo contínuo (CC), ilustrado na figura 36, as amostras, depois de normalizadas, foram novamente aquecidas a 860°C, de maneira a promover austenitização completa, desta vez por 20 minutos e, posteriormente, algumas foram resfriadas até 770°C e outras até 730°C, com tempo de permanência nestas temperaturas também de 20 minutos. Em seguida, todas as amostras foram resfriadas

até a temperatura de transformação bainítica, sendo empregada a temperatura de 400°C, com tempos de encharque de 60, 120 e 360 segundos com posterior resfriamento brusco em água.

Figura 36 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo contínuo (CC).

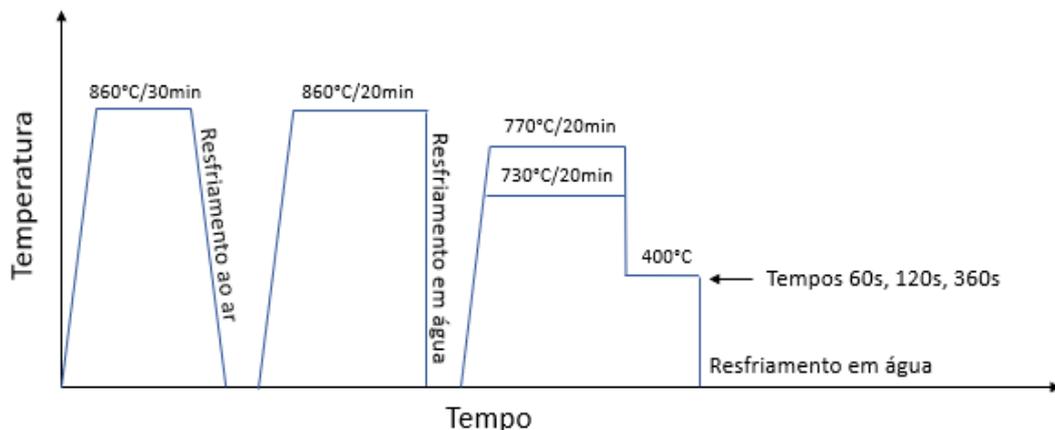


Fonte: próprio autor.

Já no ciclo denominado ciclo com têmpera prévia (CT), como o próprio nome sugere, foi realizada uma etapa de têmpera precedendo o ciclo direto, na qual, após a normalização, o material foi aquecido novamente a 860°C e resfriado bruscamente em água. Depois, foram realizadas as mesmas etapas às quais as amostras do ciclo CD foram submetidas. Na figura 37 é apresentada uma esquematização deste ciclo térmico.

Todo o processamento térmico foi realizado em fornos com banho de sal, com capacidade de 650 m³ (figura 38).

Figura 37 – Ciclo de tratamento térmico proposto chamado de ciclo com têmpera prévia (CT).



Fonte: próprio autor.

Figura 38 – Forno com banho de sal utilizado nos tratamentos térmicos.



(a)



(b)

(a): forno para banho de sal; (b): painel de controle da temperatura do forno.
Fonte: próprio autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

4.4.1 Microscopias: óptica e eletrônica de varredura

A análise por microscopia óptica (MO) da microestrutura das condições estudadas foi realizada em um microscópio Fortel com sistema de digitalização Kontrol e a análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi feita a partir de elétrons secundários utilizando microscópios Jeol JSM-IT300LV, Shimadzu SSX-550 Superscan e FEG – Quanta 200 FEI. No caso específico da microscopia eletrônica de varredura, diferentes ampliações foram consideradas de acordo com o objetivo da análise: verificação da estrutura como um todo, análise quantitativa dos constituintes e detalhamento desses.

Para a preparação metalográfica destinada às análises por microscopia, foram cortadas amostras com dimensões de 10mm x 10mm, retiradas de cada uma das chapas após os tratamentos térmicos, as quais foram inicialmente submetidas a um processo de decapagem em ácido clorídrico PA com duração de 120 minutos, objetivando eliminar resíduos da camada galvanizada ou óxidos presentes na superfície do material. Logo após, essas amostras foram então embutidas a frio, lixadas em lixas de óxido de alumínio #600 e polidas com pasta de diamante de 9 μ m

e 3 μ m. Posteriormente, foram submetidas a ataque químico por imersão durante 10 segundos com o reativo Nital 3% (solução de ácido nítrico e álcool etílico PA), o qual possibilita a visualização da morfologia dos constituintes desenvolvidos.

4.4.2 Difração de raios X

Os ensaios de difração de raios X (DRX) foram realizados utilizando um equipamento Shimadzu, modelo XRD – 7000, empregando radiação $\text{CuK}\alpha$, tensão de 40 kV, corrente de 30 mA, 2θ variando de 40° a 120° e tempo fixo de 5s por passo. Todas as amostras foram analisadas após tratadas termicamente, de forma a possibilitar a identificação da presença e a quantificação de austenita retida no material. As condições CD3, CC3 e CT3 passaram por análise de DRX também após a realização do ensaio de tração, com o objetivo de comprovar a ocorrência do efeito TRIP. Nesse caso, as amostras foram deformadas por tração até atingir o limite de resistência, ou seja, com um valor de deformação equivalente ao alongamento uniforme e até a ruptura. A preparação das amostras para a difração consistiu em lixamento com #600 e decapagem em ácido clorídrico por 240 minutos.

4.4.3 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes

As frações volumétricas dos constituintes ferrita, bainita e MA (martensita + austenita retida), a partir das imagens de microscopia, foram avaliadas pelo método de contagem por pontos, técnica que se baseia na sobreposição de uma rede com um número definido de nós (pontos) sobre uma área da imagem da microestrutura. Nesta técnica, o número de pontos que incide sobre a fase ou constituinte de interesse dividido pelo número total de pontos da rede equivale ao valor estimado da proporção daquele constituinte. Quando os nós não incidem exatamente sobre o constituinte, mas em sua interface, ou quando a região se apresenta duvidosa, conta-se como meio ponto, conforme a norma ASTM E562-11.

Como é importante que o processo seja repetido em diferentes regiões da amostra para que a medida seja estatisticamente representativa, a medição foi realizada em 10 imagens de cada condição, utilizando-se uma rede com 63 pontos sobreposta a imagens de MEV com ampliações de 2000x, a qual foi escolhida pois contemplava a microestrutura como um todo e atendia aos requisitos da norma.

4.4.4 Cálculo da quantidade de austenita retida e seu teor de carbono

A presença de austenita retida foi verificada a partir dos resultados de DRX, pelo método de comparação direta e sua proporção para cada condição de processamento foi determinada com o auxílio do software Origin 2019b por meio da integração das áreas dos picos de difração.

O cálculo do teor de carbono na austenita retida foi conduzido a partir dos resultados da própria difração de raios X e do teor de manganês obtido por meio da técnica de Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS), acoplado ao microscópio eletrônico de varredura. Para isso, foram feitas duas medições pontuais por amostra no constituinte MA.

Os difratogramas mostram os ângulos de difração dos principais picos da austenita, a partir dos quais obteve-se a distância interplanar (d) para cada um deles por meio da Lei de Bragg (equação 2).

$$n\lambda = 2d \operatorname{sen}\theta \quad (2)$$

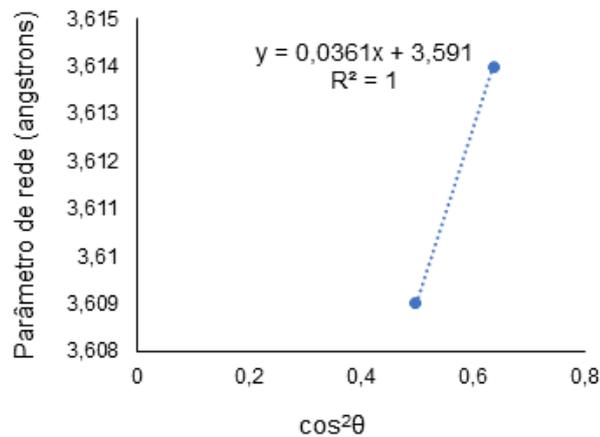
Esses valores de espaçamentos interplanar (d), juntamente com os índices de Miller dos planos cristalográficos correspondentes, foram utilizados para o cálculo do parâmetro de rede da austenita (a) referente a cada pico, com a utilização da equação 3.

$$a = d_{hkl} \times \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (3)$$

Segundo Cullity (1978), para estruturas cúbicas, quando o valor de a é associado à função $\cos^2 \theta$ em um gráfico, obtêm-se uma reta e o a_0 (verdadeiro valor de a) pode ser determinado por meio da sua extrapolação para $\cos^2 \theta = 0$, como mostrado na figura 39, onde o parâmetro obtido como exemplo foi $a_0 = 3,591$.

Ainda de acordo com o autor, somente os valores de a encontrados para os picos relativos a $2\theta > 60^\circ$ devem ser usados para a extrapolação e, quanto maior o número de valores existentes para picos acima de 80° , mais preciso é o valor final obtido.

Figura 39 – Gráfico a versus $\cos^2\theta$



Fonte: próprio autor.

O parâmetro de rede (a_0) se relaciona com o teor de carbono da austenita através da equação 4 (VAN DIJK *et al.*, 2005). Portanto, a partir do método da extrapolação foi calculado o valor de a_0 e, em seguida, empregando ainda o teor de manganês determinado por EDS, o teor de carbono na austenita retida.

$$a_0 = 3,556 + 0,0453\%C + 0,00095\%Mn \quad (4)$$

4.4.5 Ensaio de ultramicrodureza / penetração instrumentada

Com o propósito de avaliar a microestrutura a partir das propriedades dos constituintes isoladamente, ensaios de ultramicrodureza/penetração instrumentada foram realizados utilizando-se um ultra microdurômetro Shimadzu modelo DUH – 211S com penetrador Vickers. Para esta análise, foram selecionadas as amostras submetidas à temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C e aos tempos de austêmpera de 60 e 360 segundos, para todos os ciclos. Dessa forma, as condições escolhidas foram: CD1 e CD3; CC1 e CC3; CT1 e CT3.

Foram feitas 25 penetrações em uma região da amostra escolhida de forma aleatória, com 0,1mm de distância entre elas, formando uma rede quadriculada de penetrações. A carga aplicada foi de 25mN, sendo 5s o tempo de carga e 5s o tempo de descarga. A preparação das amostras para este ensaio foi semelhante à preparação metalográfica destinada às análises por MO e MEV.

4.5 Caracterização Mecânica

4.5.1 Ensaio de dureza

A dureza foi determinada a partir de ensaios de microdureza Vickers, sendo realizada em 10 pontos distintos de cada amostra, com carga de 1kgf e tempo de penetração de 15s, em um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T. O ensaio foi executado em duas amostras para cada condição, as quais foram preparadas de maneira similar às amostras para análise metalográfica, descrita anteriormente.

A escolha das áreas de penetração se deu de forma aleatória, visando abranger regiões da microestrutura onde estivessem presentes todos os constituintes. Após executadas as impressões, foram calculados os valores médios e respectivos desvios padrões.

4.5.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em dois corpos de prova para cada condição analisada, utilizando-se uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3, empregando um extensômetro Instron modelo 2630-100 com base de medida de 25mm. Foi utilizada uma velocidade de 4,5mm/min e taxa de deformação inicial de 10^{-3}s^{-1} , conforme a norma ASTM A370 recomenda.

A partir dos dados gerados, foram elaboradas curvas tensão x deformação convencionais para a determinação das propriedades relacionadas à resistência mecânica e à ductilidade do material por meio dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme percentual. Essas curvas convencionais possibilitaram, posteriormente, a obtenção das curvas tensão x deformação verdadeiras e, conseqüentemente, a análise do encruamento do material por meio de métodos distintos.

4.5.2.1 Análise do encruamento

As curvas de tensão x deformação utilizadas para determinar as propriedades mecânicas do material não fornecem uma indicação real de suas características de deformação, já que são embasadas nas dimensões originais dos corpos de prova ensaiados, as quais se modificam quando o material inicia o processo de estricção.

Para corrigir essa falha, são elaboradas as curvas tensão x deformação verdadeiras - as quais consideram a área real da seção transversal e as medidas instantâneas de deformação - a partir dos valores de tensão e deformação convencionais e reais, utilizando-se as equações 5 e 6:

$$\sigma = T(e + 1) \quad (5)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (6)$$

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

Para a avaliação do encruamento do material foram utilizadas as curvas tensão x deformação verdadeiras e quatro técnicas distintas: i) determinação do expoente de encruamento n ; ii) avaliação da taxa de encruamento; iii) determinação do expoente de encruamento instantâneo n_{inst} e iv) método de Crussard-Jaoul.

O primeiro método consiste na determinação do expoente de encruamento n previsto na equação de Hollomon (equação 7). Ele pode ser obtido pela linearização da curva σ x ε que, por sua vez, é feita construindo o gráfico duplo logaritmo da tensão e deformação verdadeira até a tensão máxima, conforme as equações 8 e 9 (FONSTEIN, 2015).

$$\sigma = k \varepsilon^n \quad (7)$$

$$\log \sigma = \log k + n \log \varepsilon \quad (8)$$

$$n = \Delta \frac{\log \sigma}{\log \varepsilon} \quad (9)$$

Onde σ e ε são a tensão e deformação reais, k é o coeficiente de resistência e n o expoente de encruamento.

Porém, para aços que apresentam transformação martensítica induzida por deformação plástica, assumir que o expoente n é constante durante a deformação pode ocultar o comportamento legítimo do material, visto que essa categoria de aço não apresenta um único estágio de deformação, o que o leva a ter mais de uma inclinação na curva $\ln \sigma \times \ln \varepsilon$ (CAI *et al.*, 2013). Sendo assim, neste caso, as análises são realizadas levando-se em consideração duas etapas de deformação. Após realizadas a linearização das curvas, levando-se em conta tanto um quanto dois estágios de deformação, foram calculados os valores do coeficiente de determinação R^2 , objetivando-se avaliar o grau de relacionamento linear entre os valores encontrados. Quanto mais próximo de 1 é o valor de R^2 , mais representativa é a abordagem.

A segunda abordagem consiste na avaliação da taxa de encruamento do material, parâmetro indicador da capacidade de elevação de sua resistência mecânica (capacidade de encruar) mediante um determinado valor de deformação ao qual foi submetido. Essa taxa é representada pela inclinação da curva tensão x deformação real a cada instante sendo, portanto, calculada a partir da derivação numérica da curva ($d\sigma/d\varepsilon$). Foi utilizado o software Origin 2019b para obtenção da derivada numérica e para a posterior suavização de ruídos da curva plotada, utilizando-se o método *Adjacent Averaging*, recomendado para casos de ruídos que apresentam distribuição normal.

A terceira técnica para a avaliação do comportamento de encruamento do aço com efeito TRIP utilizada neste trabalho envolve a determinação do expoente de encruamento instantâneo (n_{inst}), método utilizado para analisar a capacidade de deformação de chapas. Quanto maior é o valor de n_{inst} , maior é a capacidade de deformação do material (CHIANG, BOYD E PILEY, 2015). O expoente de encruamento instantâneo é obtido a partir da diferenciação da equação de Hollomon (equação 10).

$$n_{inst} = \frac{\ln(\sigma_m/\sigma_{m-1})}{\ln(\varepsilon_m/\varepsilon_{m-1})} \quad (10)$$

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 quarta e última abordagem para o estudo do encruamento se baseia no método de Crussard-Jaoul, a partir do qual é possível avaliar variações no mecanismo de encruamento de acordo com os microconstituintes envolvidos em cada etapa de deformação, até mesmo quando os valores dessa são reduzidos (XIE *et al.*, 2014). A análise é feita pela curva $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ em função de $\ln(\varepsilon)$ e permite que as mudanças de estágios de encruamento sejam percebidas, o que, em geral, não é possível quando os outros métodos são utilizados. Essas mudanças de estágio estão presentes em materiais que exibem alterações microestruturais quando deformados, como é o caso dos aços com feito TRIP, nos quais a transformação martensítica é induzida por deformação plástica (WU *et al.*, 2013).

4.6 Análise por EBSD

Visando analisar a textura cristalográfica do material e a microestrutura dos grãos individuais em um agregado policristalino na sessão longitudinal ao longo da espessura, foi realizada a análise de difração por elétrons retroespalhados (EBSD), acoplado ao microscópio eletrônico de varredura FEG – Quanta 200 FEI. Foram selecionadas três amostras mais representativas do trabalho para serem submetidas ao ensaio: i) CD3 – ciclo direto, temperatura intercrítica 770°C, tempo de austêmpera 360s; ii) CC3 – ciclo contínuo, temperatura intercrítica 770°C, tempo de austêmpera 360s e iii) CT3 - ciclo com têmpera prévia, temperatura intercrítica 770°C, tempo de austêmpera 360s. As peças foram embutidas a quente utilizando baquelite, lixadas em lixas de óxido de alumínio #600, #1200 e #2400 e polidas com pasta de diamante de 9 μ m, 3 μ m, 1 μ m e 0,25 μ m por 20 minutos em cada pano. Por fim, foi realizado o polimento em politriz automática com sílica coloidal 25nm. As imagens foram obtidas com ampliação de 2000 vezes e os dados foram tratados por meio do software Bruker Esprit 2.2.

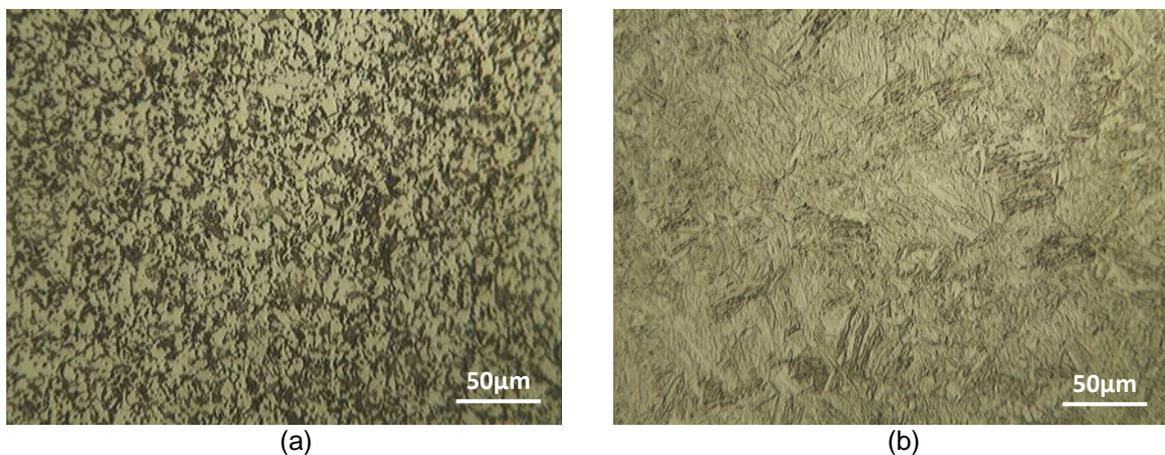
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Microscopias: óptica e eletrônica de varredura

As micrografias obtidas por meio de microscopia óptica (MO) das amostras normalizadas e normalizadas temperadas, atacadas com reagente químico Nital 3%, são exibidas na figura 40. As imagens foram obtidas visando verificar se as microestruturas das amostras submetidas aos ciclos térmicos partiram de uma estrutura inicial normalizada e uma estrutura inicial normalizada e temperada. No material apenas normalizado, observa-se a presença de uma estrutura composta de ferrita e, possivelmente, perlita. Já no aço normalizado e posteriormente temperado nota-se a ocorrência de constituintes de morfologia acicular, dentre eles a martensita, além de ferrita e perlita.

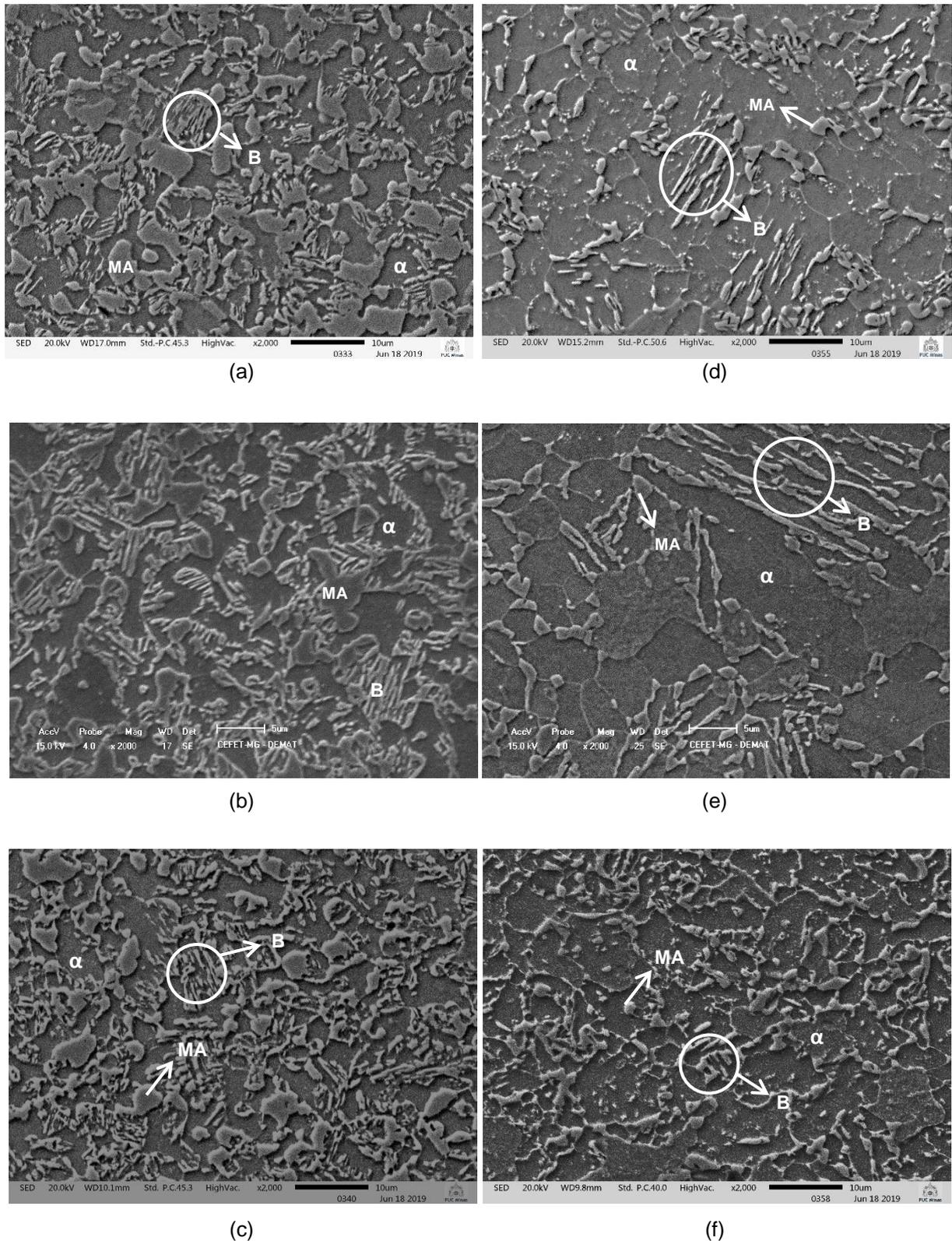
Figura 40 – Microestruturas das amostras nas condições iniciais.



(a): estrutura inicial normalizada; (b): estrutura inicial normalizada e temperada.
Fonte: próprio autor.

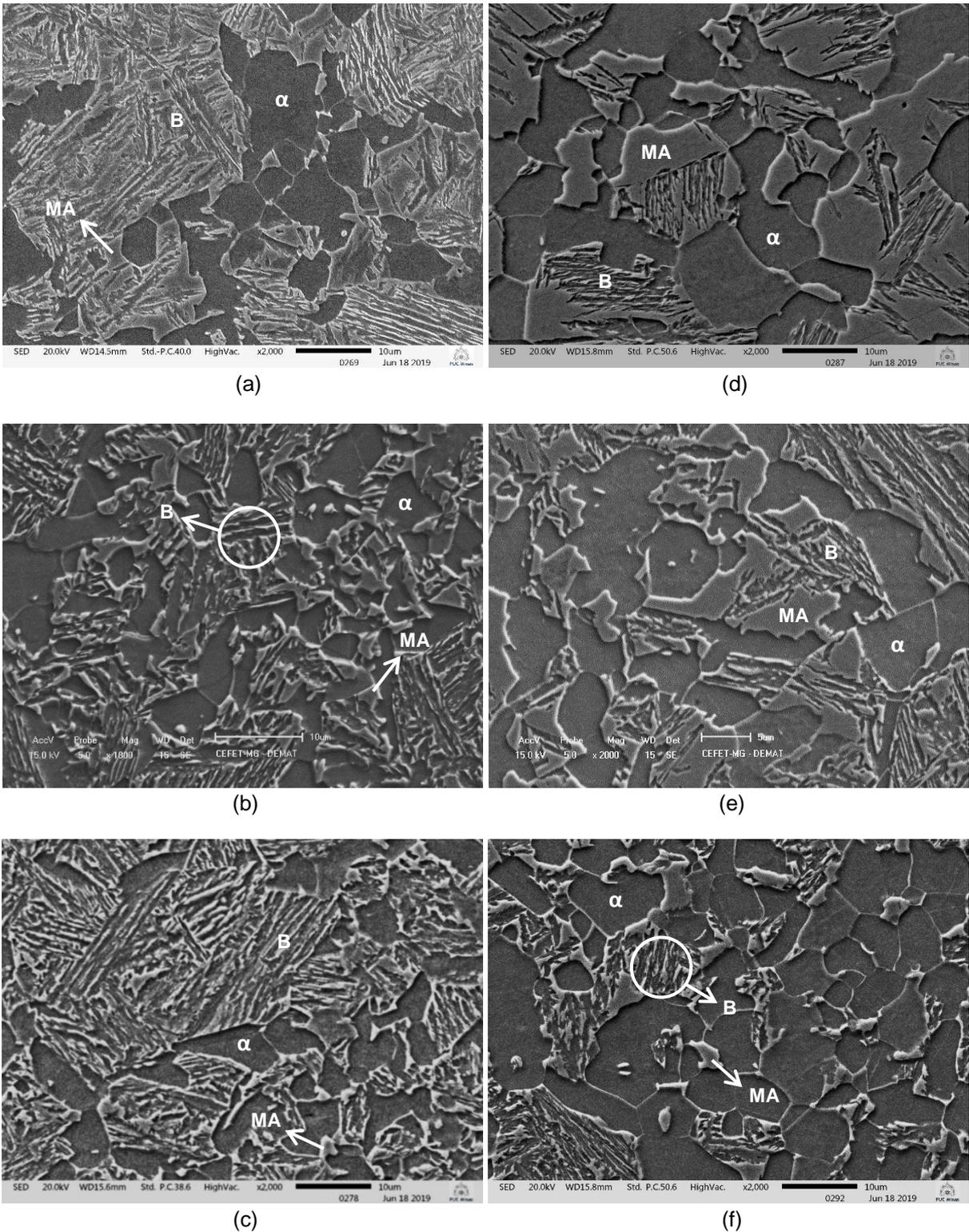
Nas figuras 41 a 43, imagens de microscopia eletrônica de varredura mostram a evolução da microestrutura do aço após a realização dos três ciclos térmicos, considerando todas as diferentes temperaturas e os três tempos utilizados. Todas as amostras também foram previamente atacadas com o reagente Nital 3% e em todos os casos foram analisadas regiões aleatórias de forma a representar as características gerais do material.

Figura 41 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo direto (CD).



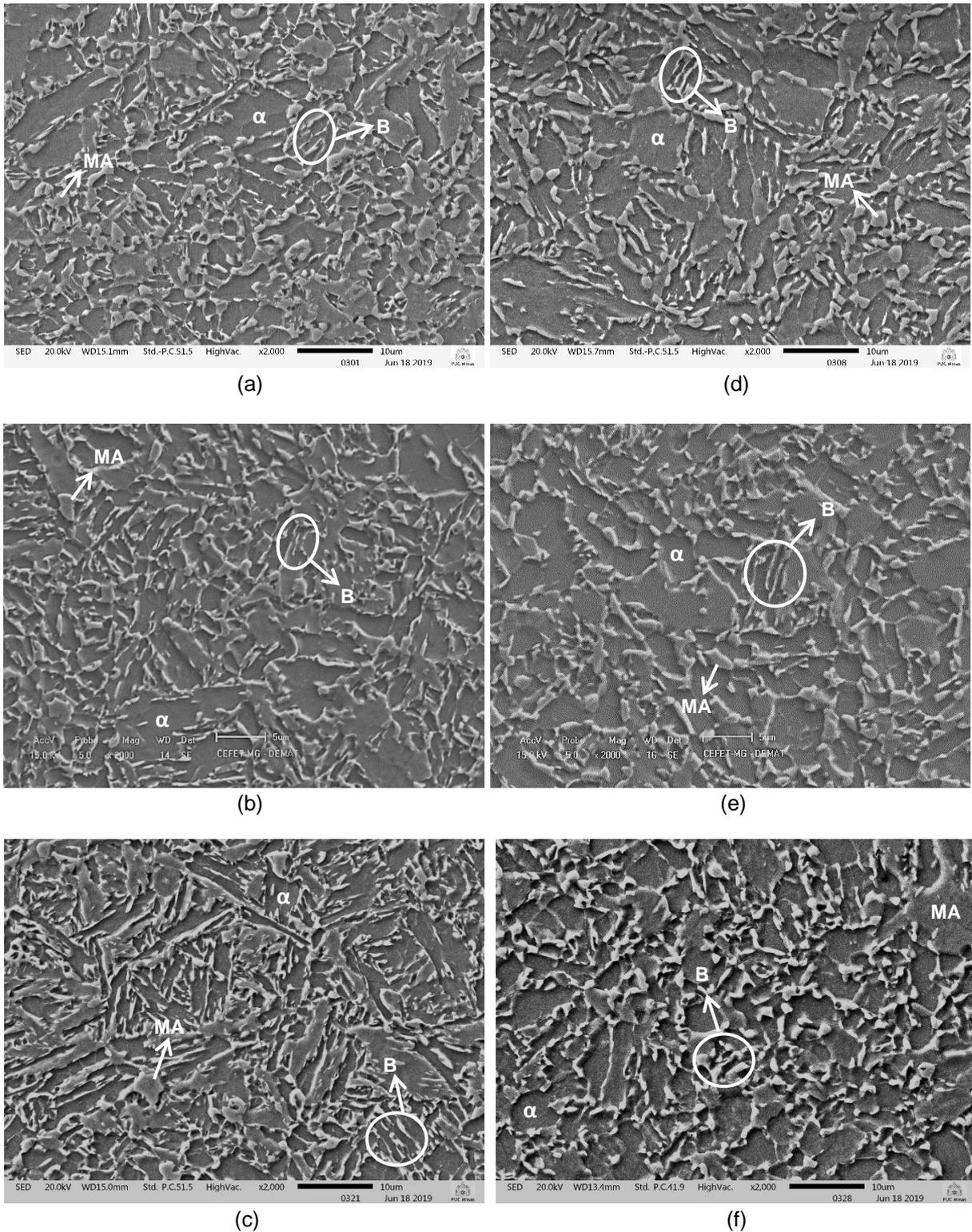
Amostras com aquecimento intercrítico a 770°C: (a) 60s – CD1; (b) 120s – CD2 e (c) 360s – CD3.
 Amostras com aquecimento intercrítico a 730°C: (d) 60s – CD4; (e) 120s – CD5 e (f) 360s – CD6.
 Fonte: próprio autor.

Figura 42 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo contínuo (CC).



Amostras com aquecimento intercrítico a 770°C: (a) 60s – CC1; (b) 120s – CC2 e (c) 360s – CC3.
 Amostras com aquecimento intercrítico a 730°C: (d) 60s – CC4, (e) 120s – CC5 e (f) 360s – CC6.
 Fonte: próprio autor.

Figura 43 – Imagens (MEV) das amostras submetidas ao ciclo com têmpera prévia (CT).



Amostras com aquecimento intercrítico a 770°C: (a) 60s – CT1; (b) 120s – CT2 e (c) 360s – CT3.
 Amostras com aquecimento intercrítico a 730°C: (d) 60s – CT4; (e) 120s – CT5 e (f) 360s – CT6.
 Fonte: próprio autor.

É possível observar que a aplicação de cada ciclo resultou em microestruturas cujos constituintes apresentaram distribuição e morfologias diferentes entre si. O ciclo direto (CD) resultou em uma microestrutura considerada convencional para os aços TRIP, com uma matriz composta por grãos equiaxiais de ferrita, além da presença de bainita e do constituinte MA em forma em blocos. Já o ciclo contínuo (CC) originou porções consideravelmente maiores de bainita e ferrita e o ciclo com têmpera prévia (CT) gerou uma estrutura mais fina e acicular, com grãos alongados de ferrita e MA, além da bainita.

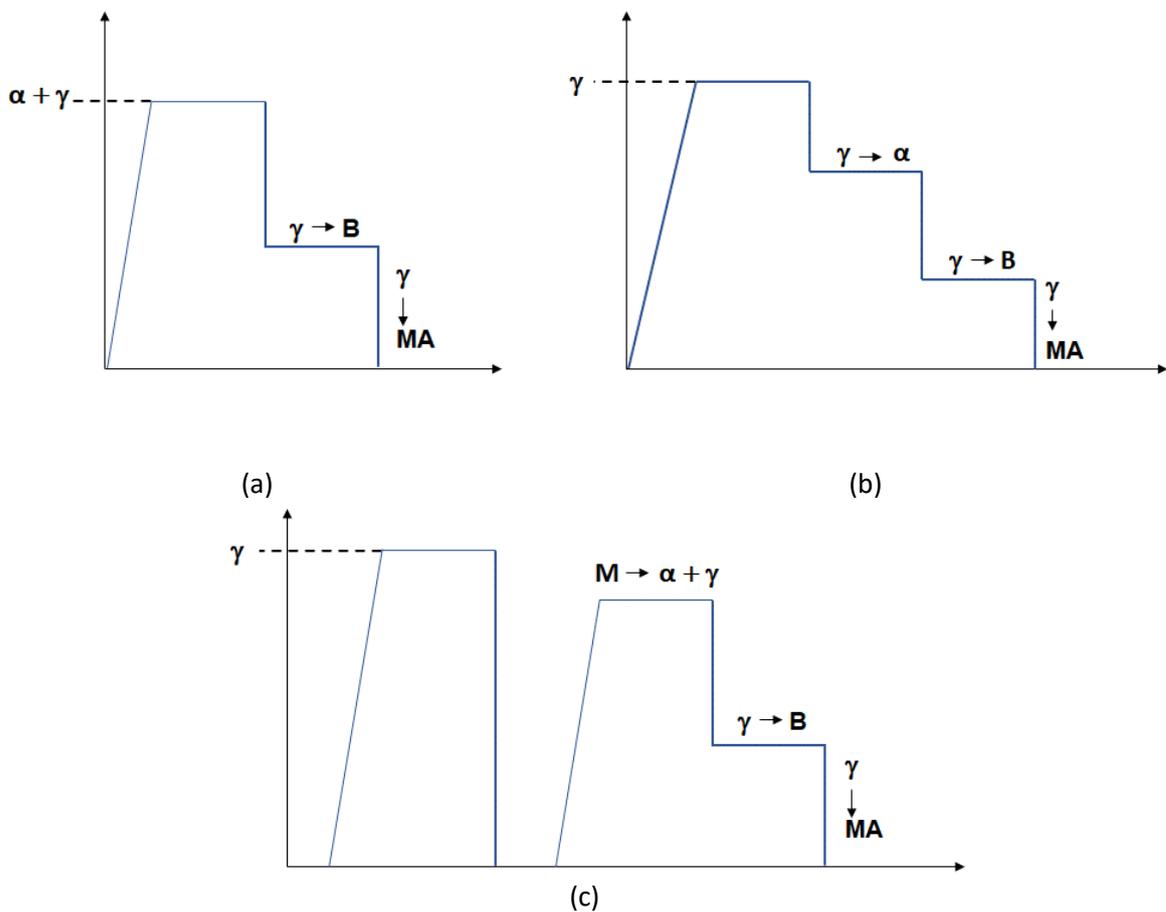
Essas diferenças encontradas são resultado das distintas microestruturas previamente à etapa intercrítica de cada ciclo térmico, conforme mostrado no esquema ilustrado na figura 44. O ciclo CD partiu de uma microestrutura inicial composta por ferrita e perlita. Com o aquecimento, ou seja, a elevação da temperatura para o campo bifásico do diagrama, essa perlita e parte da ferrita se transformaram em austenita, resultando no conjunto ferrita + austenita (etapa intercrítica). Nesse caso, a austenita inicialmente desenvolvida na etapa intercrítica deveria exibir o teor de carbono da perlita e, com a transformação subsequente $\alpha \rightarrow \gamma$ ainda nesse estágio, os átomos de carbono difundiriam para essa austenita recém formada, tornando esse constituinte mais homogêneo como um todo.

As amostras submetidas ao ciclo CC, por outro lado, já apresentam como microestrutura anterior à etapa intercrítica a austenita, cuja presença de carbono pode ser considerada relativamente uniforme. Com o resfriamento e permanência no campo bifásico, a transformação se dá em outra sequência $\gamma \rightarrow \alpha$, sendo que nessa situação à medida que a ferrita é formada, os átomos de carbono migram para a austenita “original”. Quanto ao desenvolvimento de uma microestrutura mais “grosseira”, ou seja, com grãos de ferrita e regiões de bainita relativamente maiores, ressalta-se que o tempo no qual o material permaneceu no estado austenítico (860°C), envolveu nucleação dessa estrutura CFC e crescimento dos grãos gerados. Durante o estágio intercrítico, a austenita que não se transformou continuou a exibir crescimento e a ferrita e bainita desenvolvidas foram obtidas a partir de uma estrutura de dimensões já mais elevadas.

Por fim, considerando o ciclo CT, a têmpera levou à formação de uma microestrutura predominantemente acicular (martensítica) anterior ao tratamento intercrítico. No aquecimento, uma parte dessa estrutura transformou em austenita e outra parte em ferrita, sendo que essa última transformação possivelmente envolveu

etapas de precipitação de carbonetos e difusão posterior do carbono para a austenita gerada. Dessa forma, pode-se supor que a ferrita presente não surgiu a partir de nucleação e crescimento e sim da sequência estrutura TCC → estrutura CCC, mantendo, portanto, o formato relativamente acicular da martensita. A austenita desenvolvida no campo bifásico possivelmente teve seu crescimento/morfologia limitados pelos grãos de ferrita mais alongados, impactando também no formato dos demais constituintes presentes, os “blocos” de bainita e MA.

Figura 44 – Constituintes presentes no início de cada ciclo térmico.

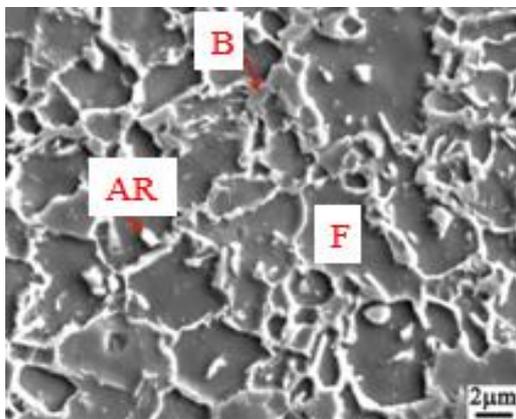


(a): ciclo direto (CD); (b): ciclo contínuo (CC); (c): ciclo com têmpera prévia (CT).
 γ : austenita; α : ferrita; B: bainita; M: martensita; MA: martensita + austenita.
 Fonte: próprio autor.

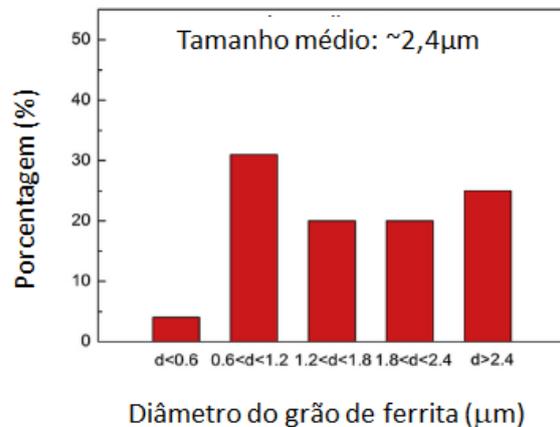
Chiang *et al.* (2011), estudando um aço TRIP 0,17%C-1,53%Si-1,5%Mn, também obtiveram uma morfologia acicular, já mostrada na figura 24 (apresentada na seção 3.2.4), gerada após tratamento térmico semelhante ao ciclo CT e denominada por eles de estrutura lamelar. Os pesquisadores atribuíram a morfologia obtida à estrutura martensítica prévia ao recozimento intercrítico seguido de austêmpera.

Resultados semelhantes foram encontrados por Huang *et al.* (2019), que compararam as microestruturas geradas em um aço 0,21%C-1,40%Si-1,47%Mn-0,025%Nb após ser submetido ao ciclo térmico convencional de produção de aços TRIP e a ciclos com uma ou mais etapas de têmpera prévia. Os autores observaram que, assim como foi constatado neste trabalho, a inclusão dessa etapa preliminar provoca uma redução do tamanho de grão da ferrita, resultando em uma estrutura mais refinada do que a proveniente do ciclo convencional, compatível com o ciclo CD (figura 45).

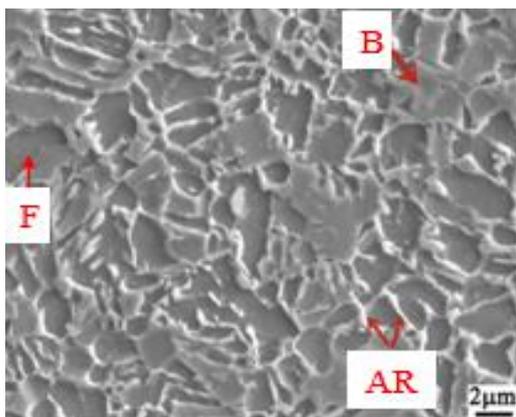
Figura 45 – Microestruturas e histogramas de distribuição de tamanho da fase ferrítica em amostras submetidas a diferentes rotas de processamento térmico.



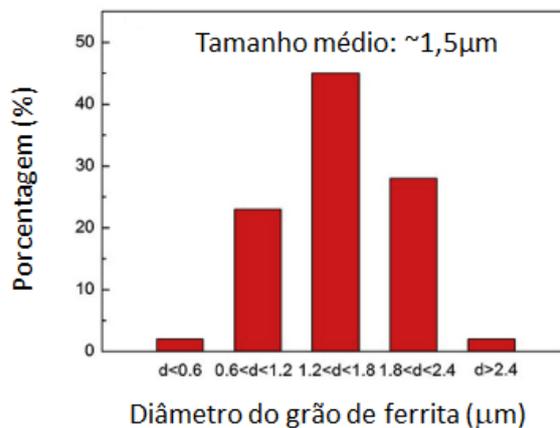
(a)



(b)



(c)



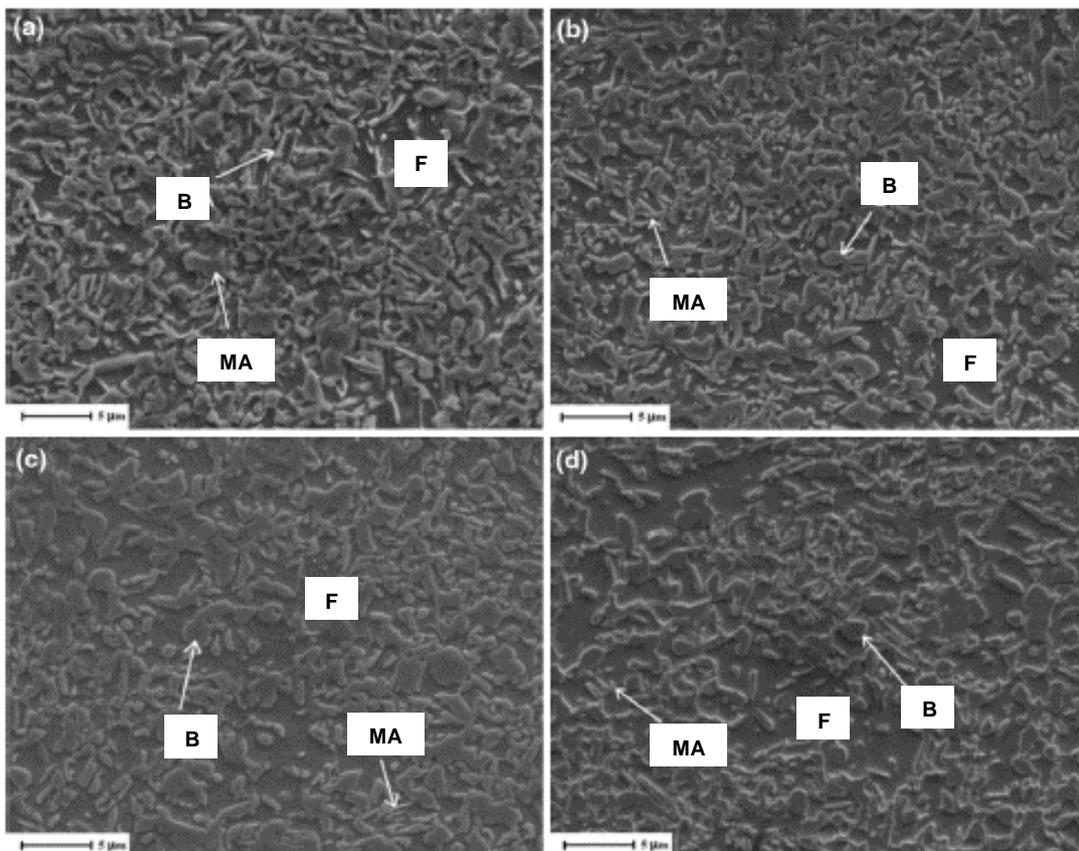
(d)

(a) e (b): amostra submetida ao ciclo convencional; (c) e (d): amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia.

Fonte: Huang *et al.*, 2019 (Adaptado).

Li *et al.* (2017) analisaram diferentes tempos de encharque durante o aquecimento intercrítico a 700°C (0s, 15s, 30s e 60s) para um aço TRIP (0,31%C-2,06%Si-0,91%Mn-0,76%Al) submetido a um ciclo equivalente ao ciclo CC, utilizando 820°C por 180 segundos na primeira etapa do tratamento e 400°C por 360 segundos no estágio de austêmpera, cujos resultados são mostrados na figura 46. É possível perceber que a microestrutura obtida pelos pesquisadores se difere da produzida pelo ciclo contínuo neste trabalho, sendo muito mais refinada. Isso se deve certamente às temperaturas e tempos de encharque adotados pelos autores no aquecimento inicial e no tratamento intercrítico, que impossibilitaram o crescimento mais acentuado da austenita nos dois estágios e da ferrita na etapa intercrítica, levando a produtos finais de dimensões reduzidas.

Figura 46 – Microestrutura obtida pelo ciclo CC com diferentes tempos de encharque.



Tempos de aquecimento intercrítico: (a): 0s; (b): 15s; (c): 30s; (d): 60s.
Fonte: Li *et al.*, 2017 (Adaptado).

Considerando o efeito do tempo de permanência na austêmpera, para todas as condições dos ciclos CD e CC (figuras 41 e 42), nota-se que o aumento dessa variável pareceu promover uma elevação na proporção de bainita e uma redução na

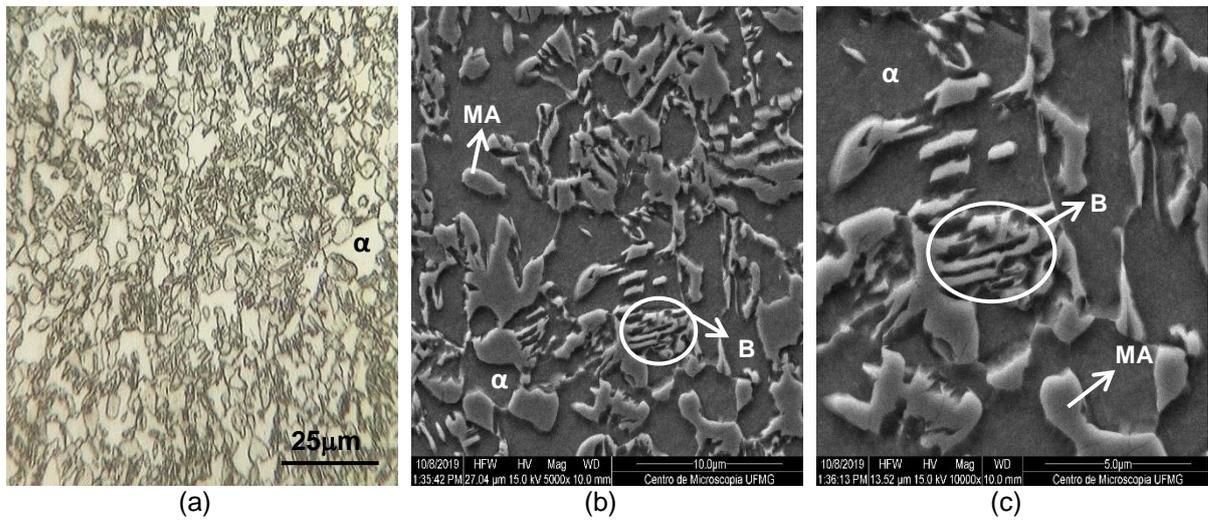
quantidade do constituinte MA. Nesse caso, quanto mais tempo, maior a proporção de austenita transformando em bainita e, conseqüentemente, menor a quantidade de γ disponível para gerar MA. Por outro lado, quanto menor a proporção dessa austenita parente, mais enriquecida de carbono é essa fase, o que geraria mais austenita retida compondo o constituinte MA ao final de todo o ciclo. Para o grupo submetido ao ciclo CT (figura 43), esse mesmo comportamento é verificado. No entanto, pelo refino e pela morfologia da estrutura gerada, essa relação não é tão claramente observada.

Quanto à temperatura intercrítica, percebe-se também que, em todos os ciclos, a uma temperatura mais baixa de aquecimento intercrítico, 730°C, há maiores proporções de ferrita e menores de bainita, em comparação com os resultados obtidos para a temperatura de 770°C. Isso porque em casos de aquecimento intercrítico a temperaturas menos elevadas, há menor quantidade de austenita disponível para sofrer a transformação bainítica subsequente.

Nas figuras 47 a 58 são apresentadas imagens de MO e MEV das amostras submetidas aos tempos extremos de encharque na temperatura de transformação bainítica (60 e 360 segundos). Nas imagens feitas por MO, a ferrita (α) presente na microestrutura da amostra atacada com Nital 3% é evidenciada pela cor clara, enquanto as regiões mais escuras representam os demais constituintes, os quais não podem ser distinguidos por esta técnica. Por essa razão, análises com MEV utilizando-se diferentes ampliações também foram realizadas para uma caracterização microestrutural mais detalhada, o que tornou possível a identificação das ripas de bainita e do constituinte MA, além da fase ferrítica.

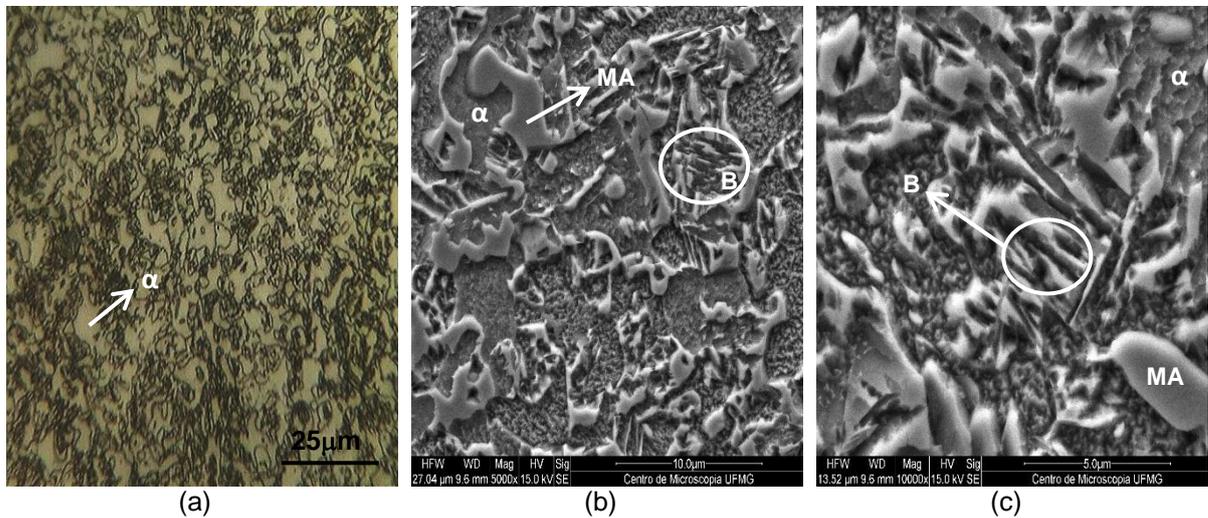
A partir das imagens, observa-se que as ripas que compõem a bainita das amostras do ciclo CD são mais espessas, ao passo que as das amostras submetidas ao ciclo CC são mais finas. Em relação às amostras do ciclo CT, nota-se que essas estruturas aciculares são menores, mais curtas e também descontínuas. Essas diferenças na morfologia das agulhas componentes da bainita não são encontradas quando há variação no tempo e temperatura, sendo percebidas somente quando se altera o ciclo térmico empregado.

Figura 47 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CD1).



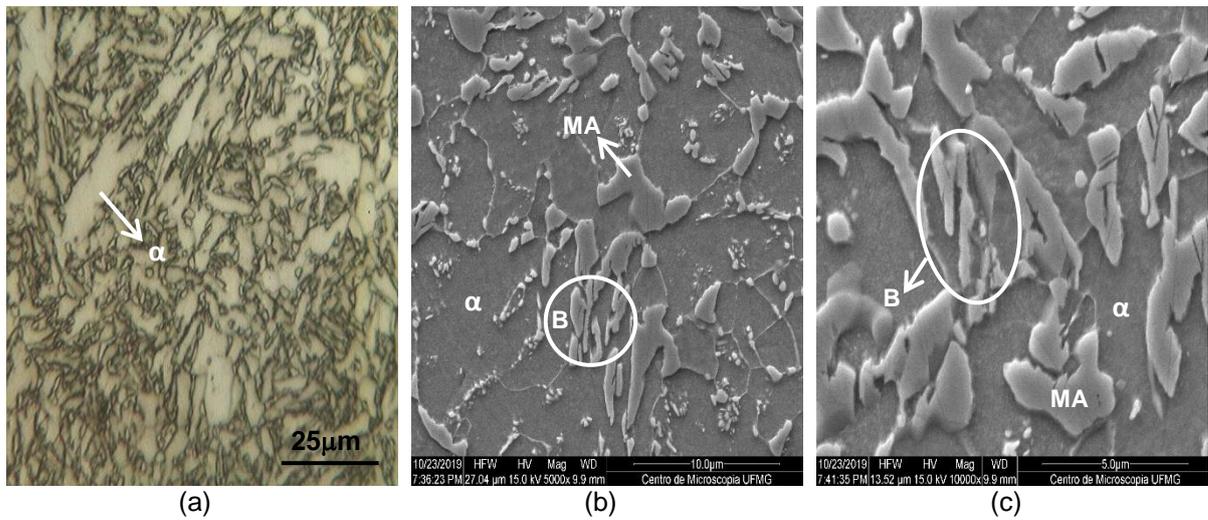
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 48 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CD3).



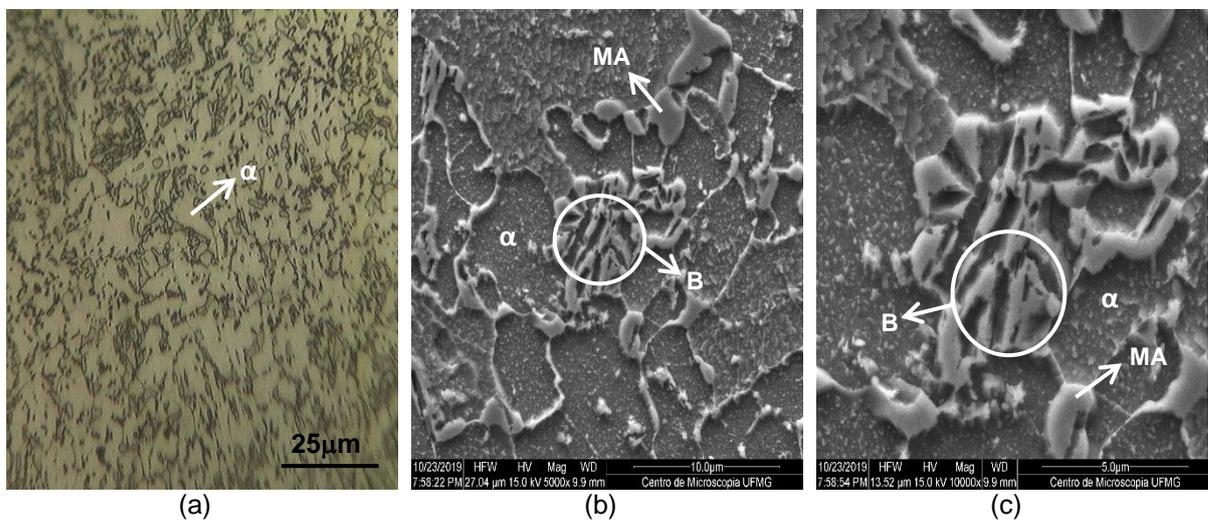
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 49 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CD4).



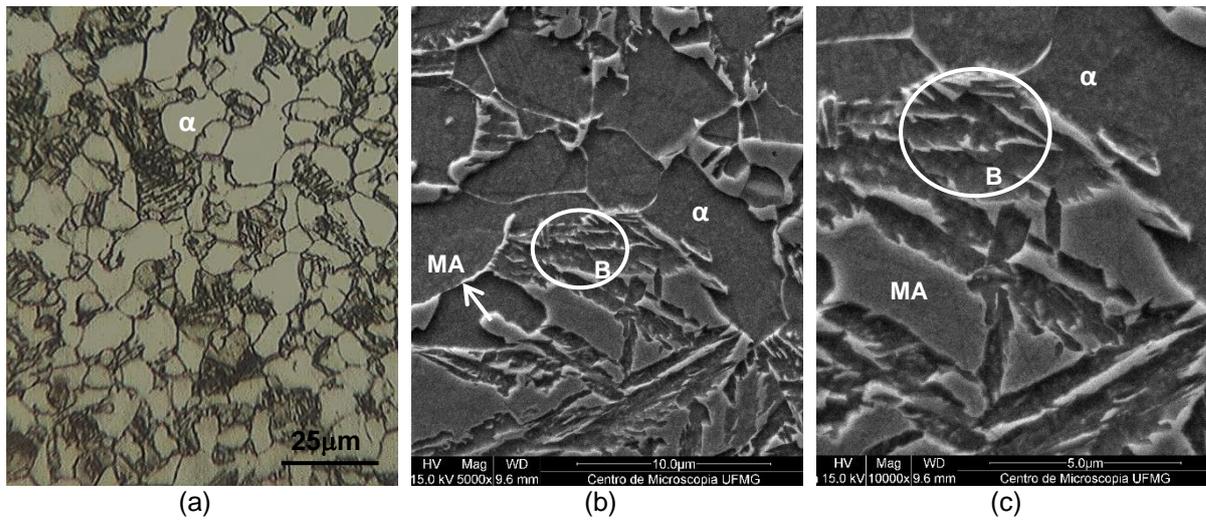
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 50 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo direto (CD) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CD6).



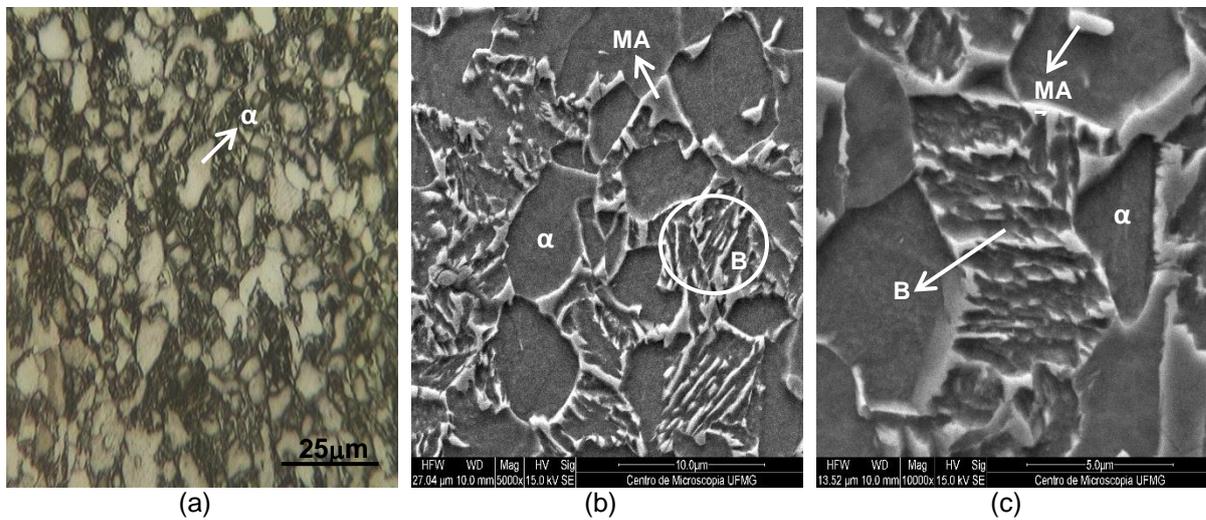
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 51 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CC1).



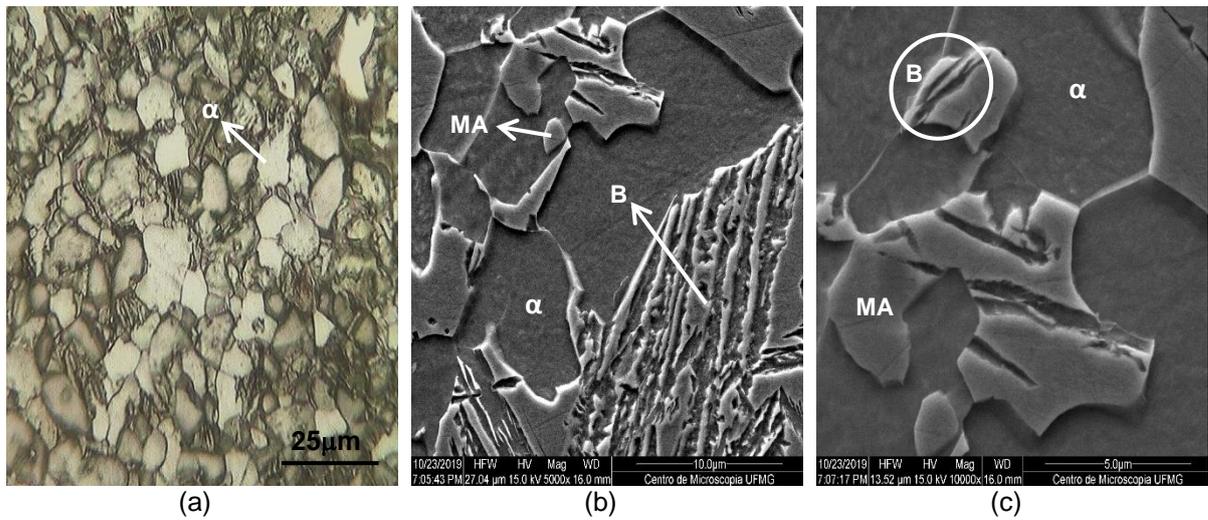
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 52 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CC3).



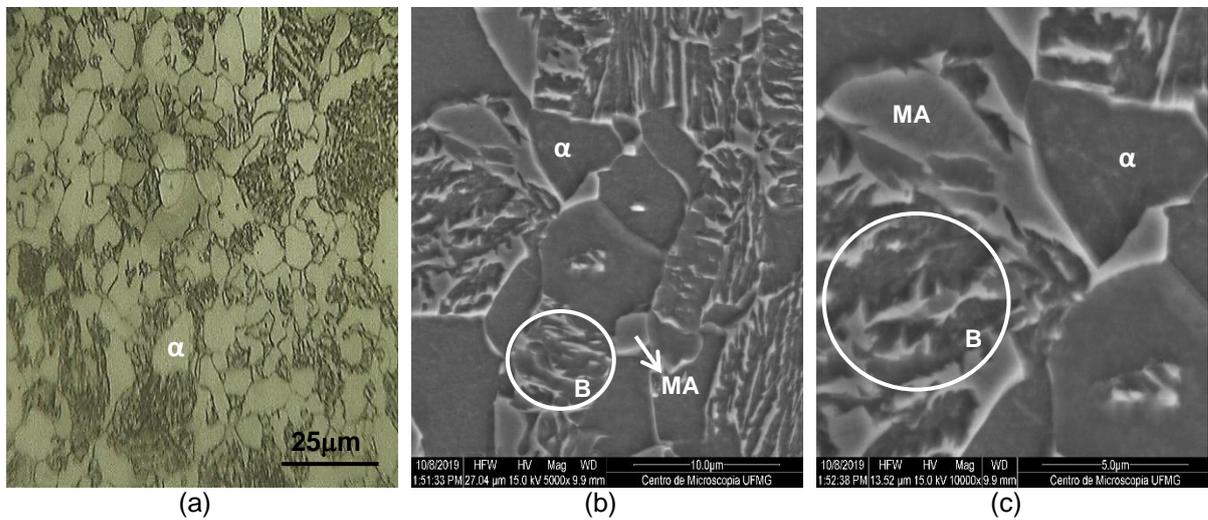
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 53 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CC4).



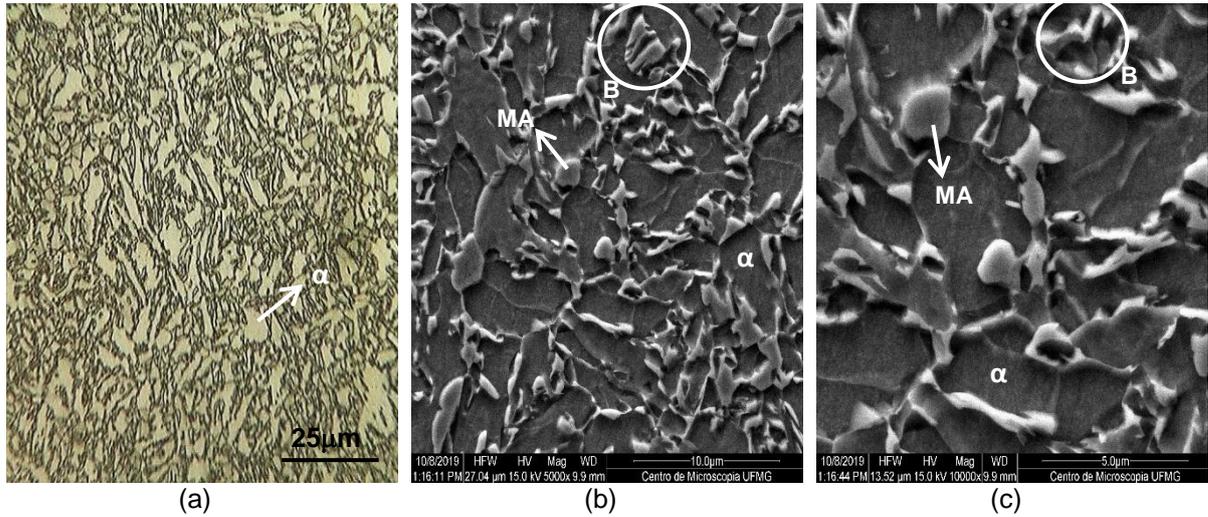
Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

Figura 54 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo contínuo (CC) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CC6).



Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.
Fonte: próprio autor.

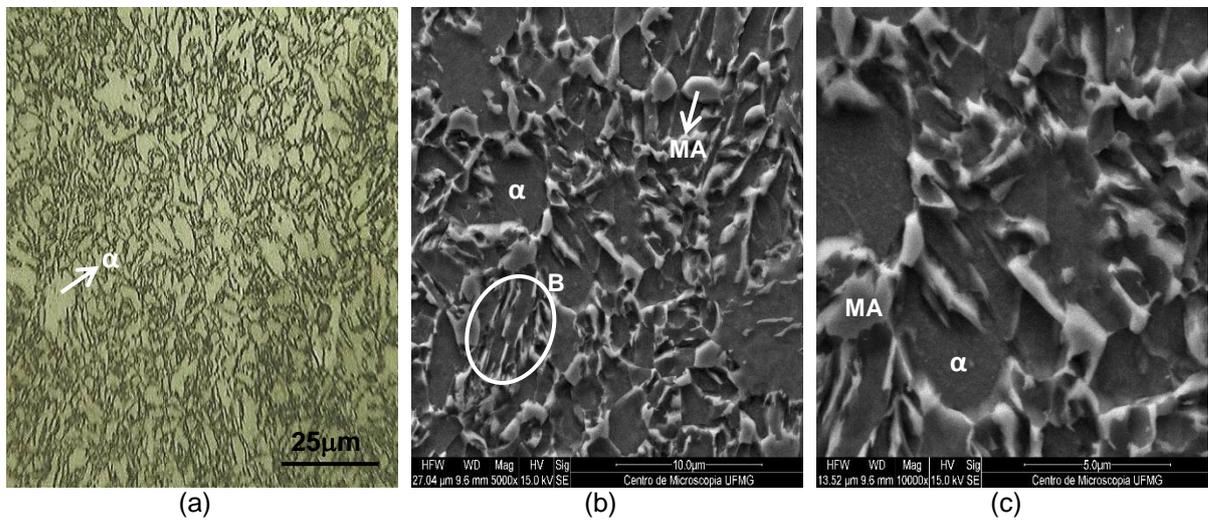
Figura 55 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CT1).



Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.

Fonte: próprio autor.

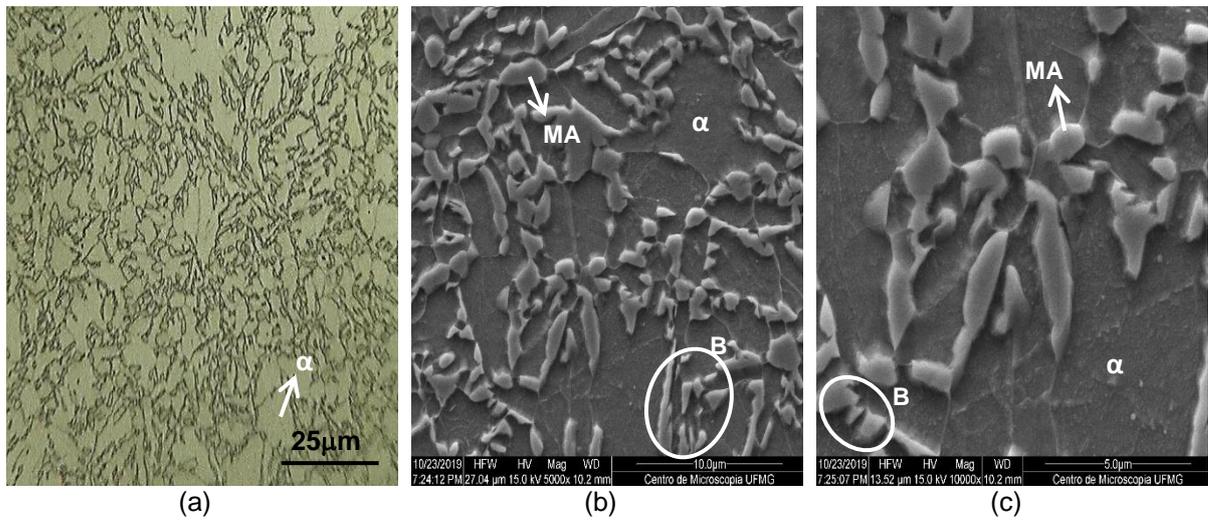
Figura 56 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 770°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CT3).



Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.

Fonte: próprio autor.

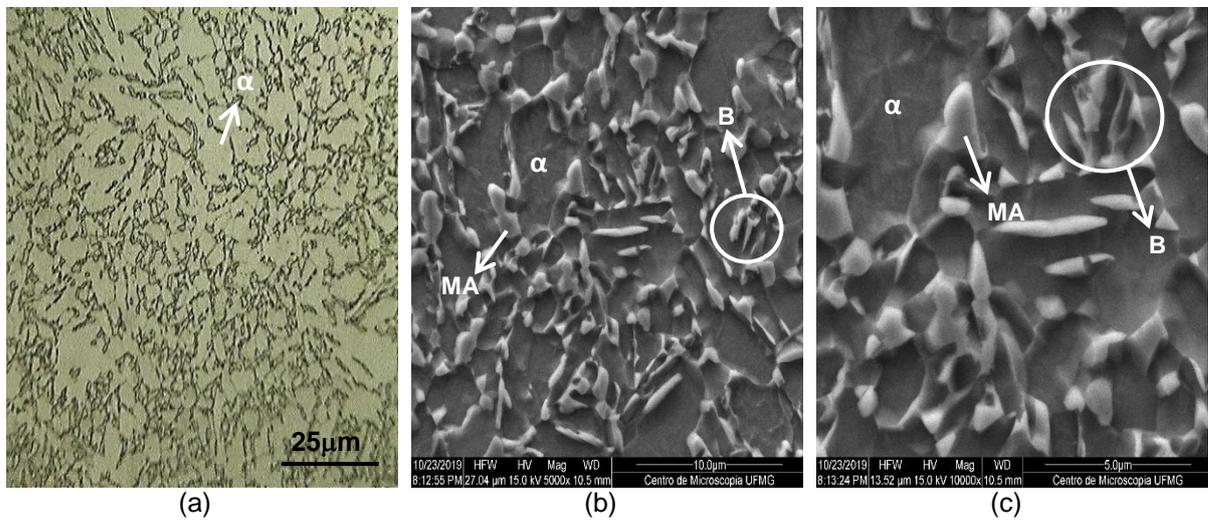
Figura 57 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 60s (amostra CT4).



Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.

Fonte: próprio autor.

Figura 58 – Microestrutura da amostra submetida ao ciclo com têmpera prévia (CT) com aquecimento intercrítico a 730°C e austêmpera a 400°C por 360s (amostra CT6).



Ataque Nital: (a): MO, (b) e (c): MEV – ampliações distintas.

Fonte: próprio autor.

5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes

Nas figuras 59, 60 e 61 estão exibidos os resultados da análise semiquantitativa dos constituintes ferrita, bainita e MA gerados pelo método de contagem de pontos. Foram consideradas as amostras submetidas a todas as condições e a variação desses constituintes foi mensurada em função das temperaturas de aquecimento intercrítico e dos tempos de austêmpera.

Ao analisar as proporções de bainita, constata-se que, como esperado, em todos os ciclos e condições estudados ocorreu um aumento deste constituinte com a elevação do tempo de permanência na etapa de austêmpera. Fonstein (2015) afirma que o tempo de permanência do material na temperatura de transformação bainítica é a etapa crítica do processamento térmico dos aços TRIP, devido à partição do carbono da bainita para a austenita, e que com o aumento do tempo de austêmpera ocorre um aumento na fração volumétrica de bainita.

Já a variação na fração de ferrita com o aumento do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica não seguiu um comportamento padrão. No geral, foi observada uma flutuação discreta na proporção desse constituinte que, mesmo que pequena, não deveria ocorrer. Visto que a ferrita presente na microestrutura é proveniente da etapa intercrítica, seu percentual deveria se manter relativamente constante mesmo com o aumento do tempo de austêmpera. Porém, como a técnica utilizada para a quantificação dos constituintes se baseia na identificação visual dos mesmos e que a microestrutura do material é, de certa forma, heterogênea, diferenças podem ser observadas.

Por fim, observando as variações na fração volumétrica de MA percebe-se, nos três ciclos, uma diminuição da quantidade do constituinte com a elevação do tempo de austêmpera. Ding *et al.* (2016) explicam que, se o tempo de austêmpera é muito curto, pouca bainita é formada e conseqüentemente há uma grande quantidade de austenita. Dessa forma, mais austenita estaria disponível para transformar em constituinte MA, como é mostrado no presente trabalho.

Outra questão importante a ser observada é a variação da quantidade dos constituintes quando se contrapõe as diferentes temperaturas de aquecimento intercrítico em uma mesma rota de processamento térmico. Verifica-se que, para os todos os três ciclos, os percentuais de ferrita são bem maiores quando a temperatura de 730°C é aplicada, enquanto os de bainita são menores. Esse comportamento era

previsto, dado que a temperaturas intercríticas inferiores, a proporção de ferrita intercrítica produzida é maior e, conseqüentemente há menos austenita para se transformar em bainita.

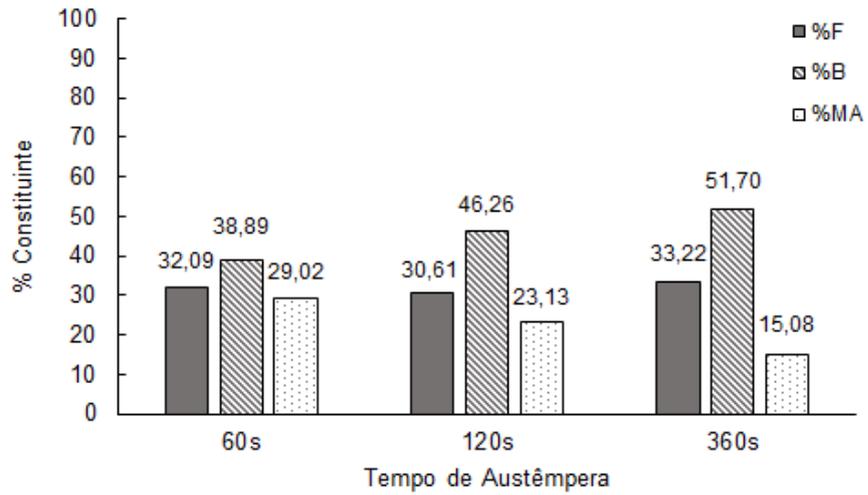
Quando se compara os resultados obtidos pelos três ciclos distintos com a quantidade esperada de ferrita e austenita no equilíbrio, verifica-se que a proporção dos constituintes sofre uma variação. Conforme foi mostrado na figura 32, a expectativa era de que o material estudado apresentasse 44% de ferrita após o aquecimento intercrítico a 770°C e 61% dessa fase após o aquecimento a 730°C para qualquer ciclo térmico empregado. Entretanto, para ambas as temperaturas de aquecimento utilizadas no ciclo CC, a quantidade de ferrita presente na microestrutura ao final da etapa intercrítica é menos elevada do que no equilíbrio, o que sugere que o tempo de encharque aplicado nesse estágio não foi suficiente para que a parcela existente de austenita na microestrutura inicial se transformasse em ferrita.

Já no ciclo CD, cuja microestrutura ao final da etapa intercrítica é obtida pela transformação de parte da ferrita em austenita, a amostra aquecida a 770°C apresenta maior quantidade de α do que o esperado, o que sugere que, neste caso, o tempo de permanência nessa etapa do processamento térmico também não possibilitou que as transformações ocorressem de forma completa, atingido as proporções de ferrita e austenita previstas para o equilíbrio. Já na temperatura de 730°C, por outro lado, o tempo de encharque parece ter sido suficiente, visto que a fração volumétrica de ferrita obtida está próxima ao calculado para o equilíbrio nesta temperatura.

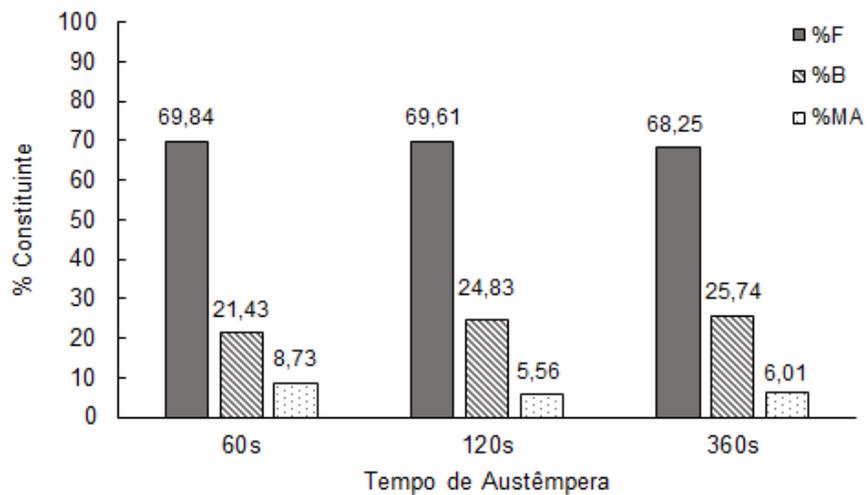
No ciclo CT, as quantidades dos constituintes também não se diferem muito do que foi previsto, o que pode ser explicado pela microestrutura inicial do material neste caso. Como se parte de uma microestrutura martensítica para o aquecimento intercrítico, a qual é mais instável, seria necessária uma força motriz menor para que ela se aproximasse do equilíbrio. Dessa forma, para as duas temperaturas intercríticas empregadas, os 20 minutos de tempo de encharque foram suficientes para que a proporção de equilíbrio dos constituintes fosse alcançada.

Como a formação de bainita e MA nas etapas seguintes é influenciada pela proporção das fases γ e α na microestrutura ao final do aquecimento intercrítico, as quantidades de bainita e MA dependem diretamente do que ocorreu nessa etapa. Por isso, suas quantidades também variam dependendo do ciclo térmico empregado.

Figura 59 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CD.



(a)



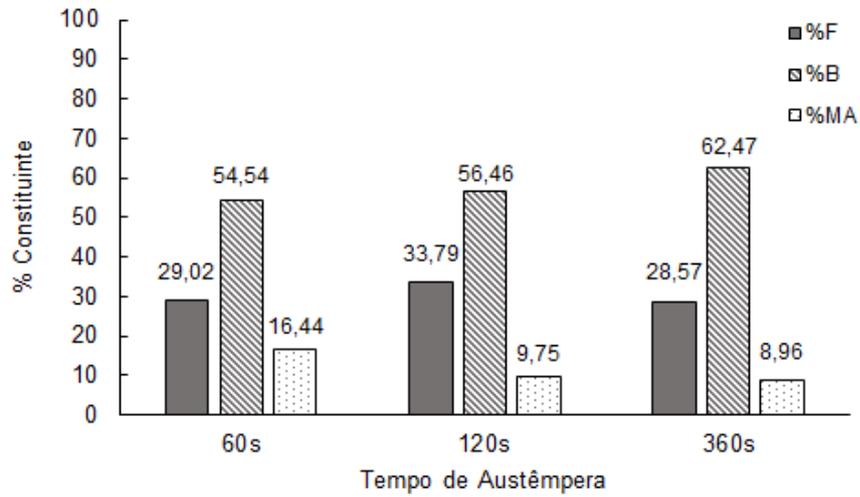
(b)

Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C – amostras CD1 a CD3; (b) 730°C – amostras CD4 a CD6.

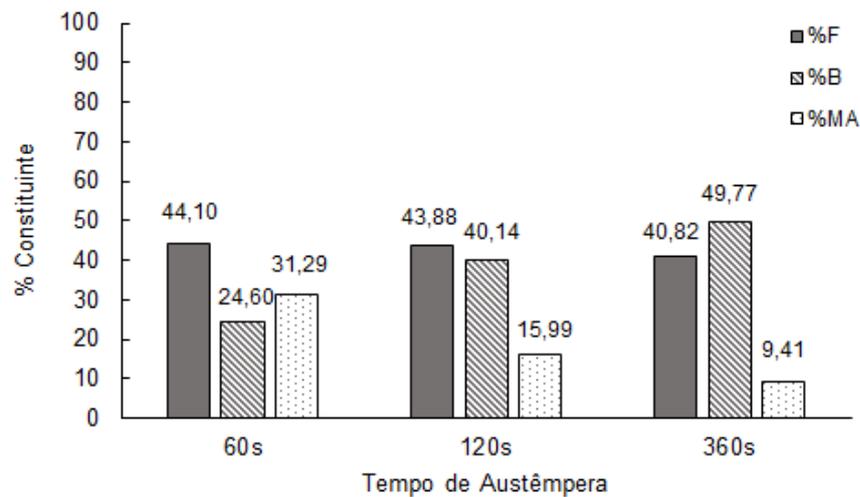
%F: percentual de ferrita; %B: percentual de bainita e %MA: percentual do constituinte MA.

Fonte: próprio autor.

Figura 60 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CC.



(a)



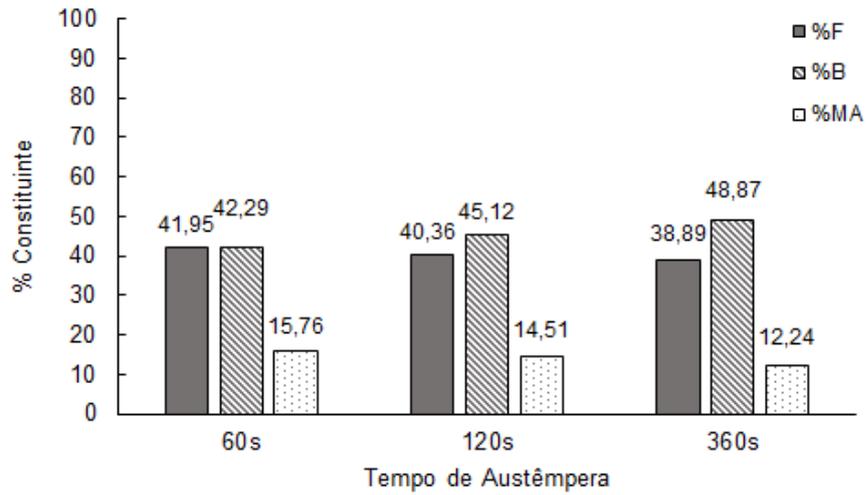
(b)

Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C – amostras CC1 a CC3; (b) 730°C – amostras CC3 a CC6.

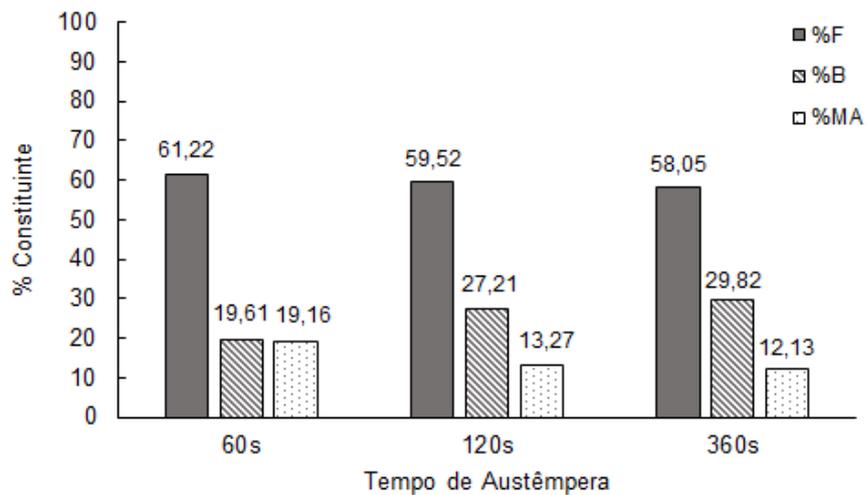
%F: percentual de ferrita; %B: percentual de bainita e %MA: percentual do constituinte MA.

Fonte: próprio autor.

Figura 61 – Variação da fração dos constituintes em função do tempo de austêmpera para as amostras submetidas ao ciclo CT.



(a)



(b)

Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C – amostras CT1 a CT3; (b) 730°C – amostras CT4 a CT6.

%F: percentual de ferrita; %B: percentual de bainita e %MA: percentual do constituinte MA.

Fonte: próprio autor.

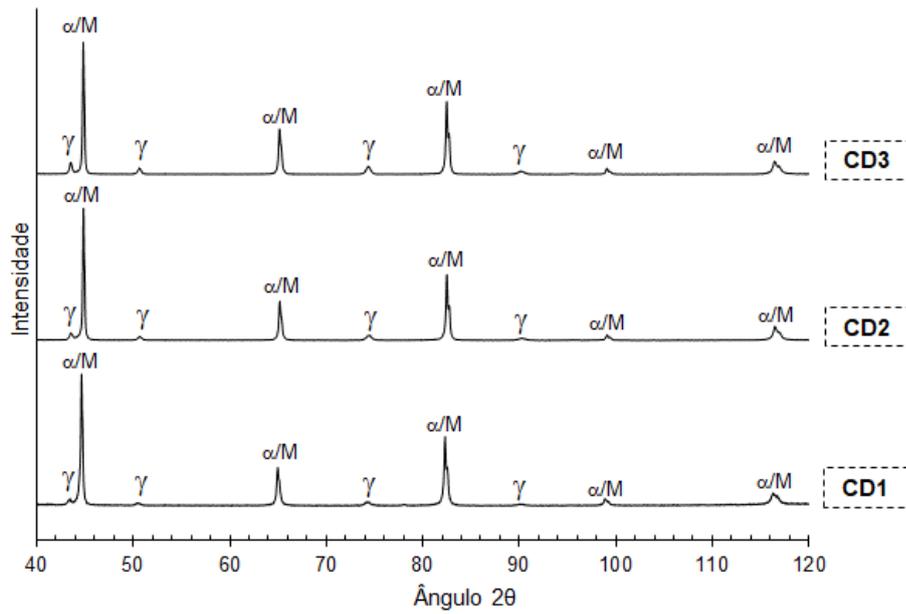
5.1.3 Análises por difração de raios X

Nas figuras 62, 63 e 64 estão os difratogramas das amostras submetidas a todas as condições de cada ciclo de tratamento térmico realizado neste estudo. Foram identificados picos correspondentes à austenita (γ) e picos que podem ser referentes à ferrita ou martensita (α/M). Essas últimas fases não podem ser diferenciadas pela técnica de DRX já que possuem o mesmo padrão de difração, o que, segundo Shen *et al.* (2013), se deve ao fato de a estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita ser compreendida como uma rede de ferrita (CCC) distorcida por átomos de carbono aprisionados.

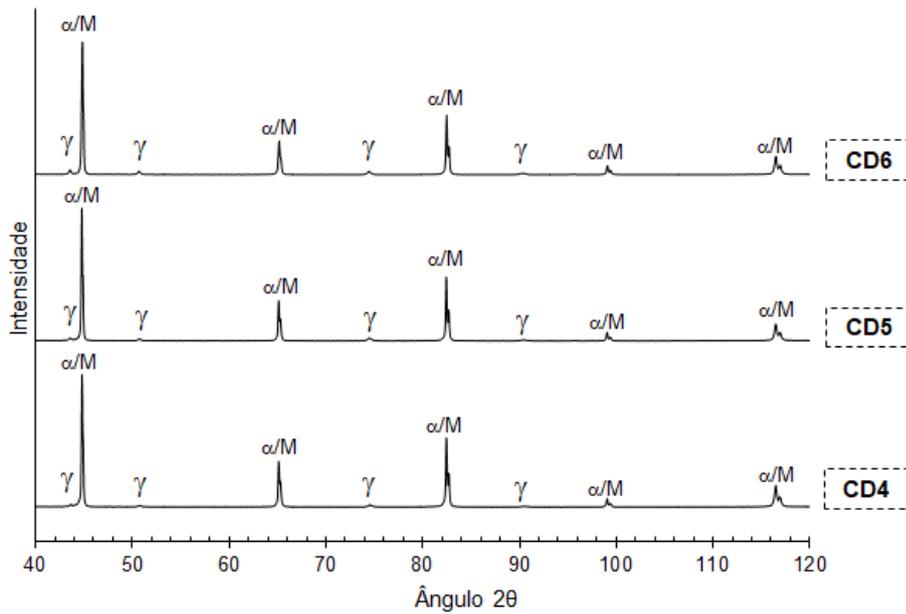
Nas figuras 65, 66 e 67 são exibidas as curvas referentes à fração volumétrica de austenita retida e ao teor de carbono presente nesta fase em função das temperaturas de aquecimento intercrítico e dos tempos de austêmpera utilizados nos três ciclos térmicos.

A partir dos gráficos, verifica-se que, conforme observado nos difratogramas das amostras submetidas ao ciclo CD e CC, há uma tendência da fração de austenita retida aumentar com a elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica. De acordo com Chiang *et al.* (2011), o volume de AR na microestrutura é diretamente ligado à formação de bainita, pois à medida que a bainita se forma durante de austêmpera, aumenta a concentração de carbono na fase de austenita remanescente, o que melhora a sua estabilidade, evitando que a mesma se transforme totalmente em martensita quando o aço é resfriado até a temperatura ambiente. Entretanto, nas amostras submetidas ao ciclo CT, houve uma discreta elevação na fração volumétrica de AR aos 120 segundos, seguida por uma leve queda no tempo de 360 segundos.

Figura 62 – Difratogramas das amostras submetidas ao ciclo direto (CD).



(a)



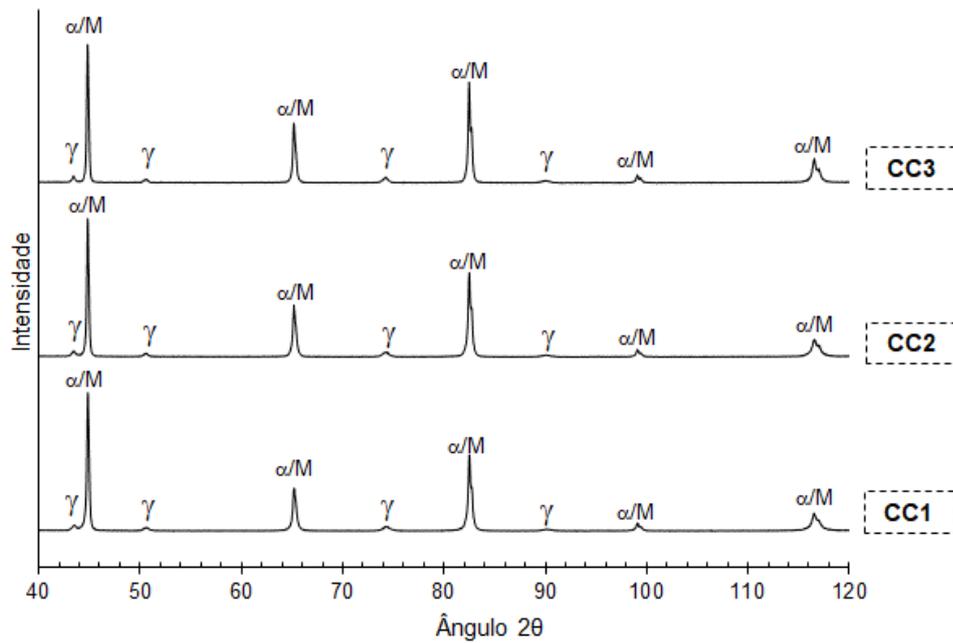
(b)

Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C; (b) 730°C.

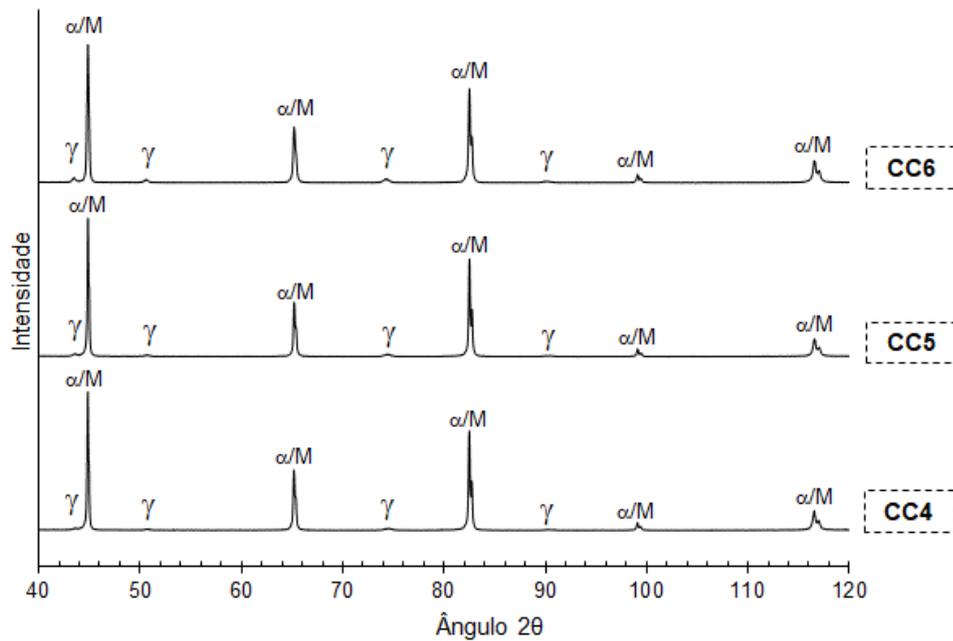
γ : austenita; α/M : ferrita ou martensita.

Fonte: próprio autor.

Figura 63 – Difratogramas das amostras submetidas ao ciclo contínuo (CC).



(a)



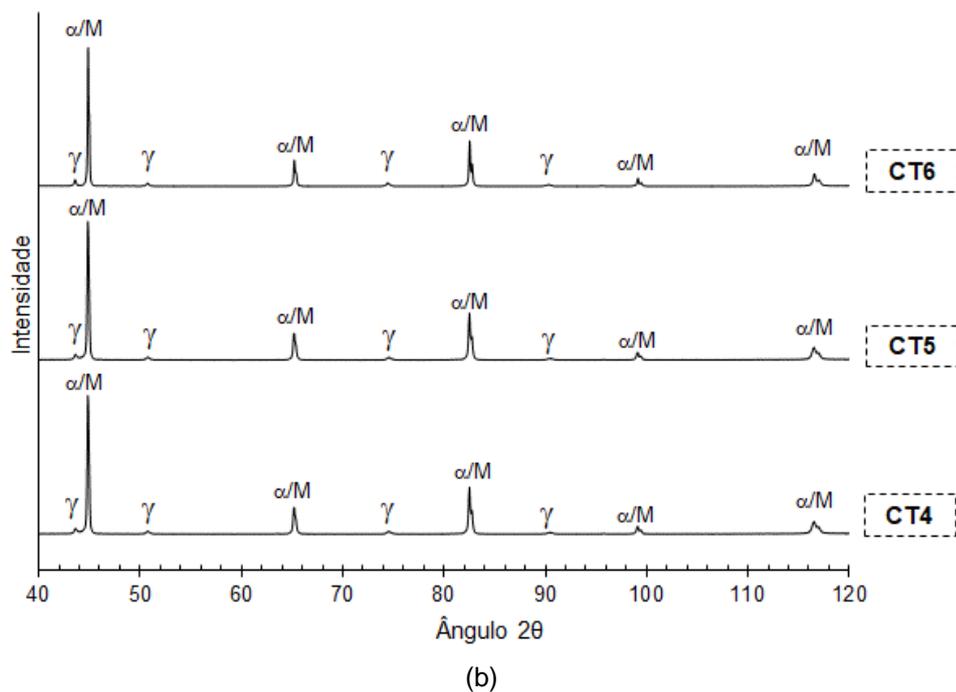
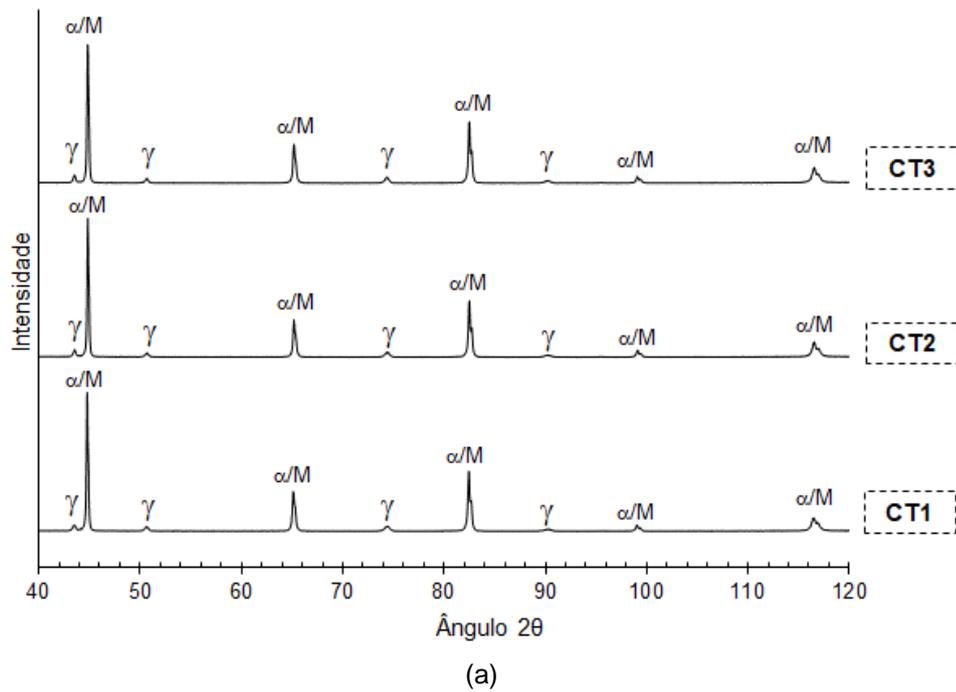
(b)

Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C; (b) 730°C.

γ : austenita; α/M : ferrita ou martensita.

Fonte: próprio autor.

Figura 64 – Difratogramas das amostras submetidas ao ciclo com têmpera prévia (CT).

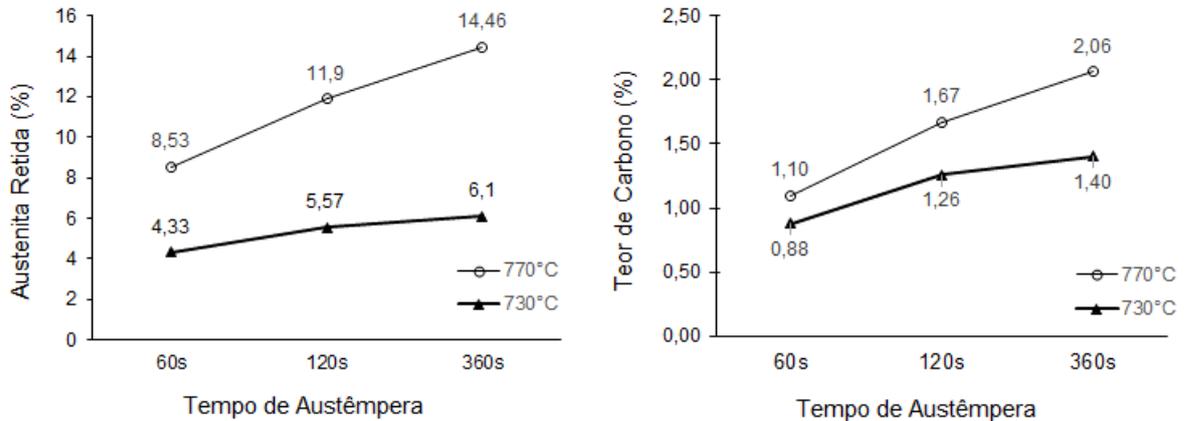


Temperatura de aquecimento intercrítico: (a) 770°C; (b) 730°C.

γ : austenita; α/M : ferrita ou martensita.

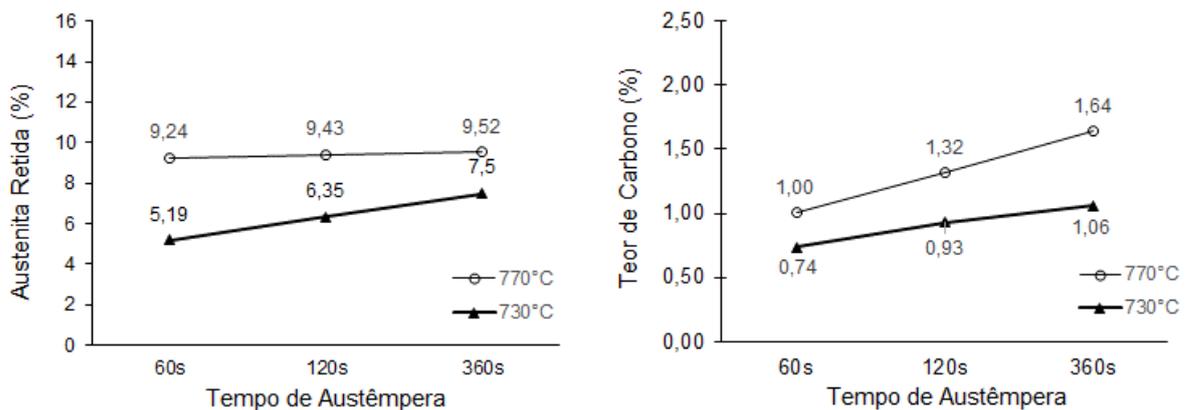
Fonte: próprio autor.

Figura 65 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CD.



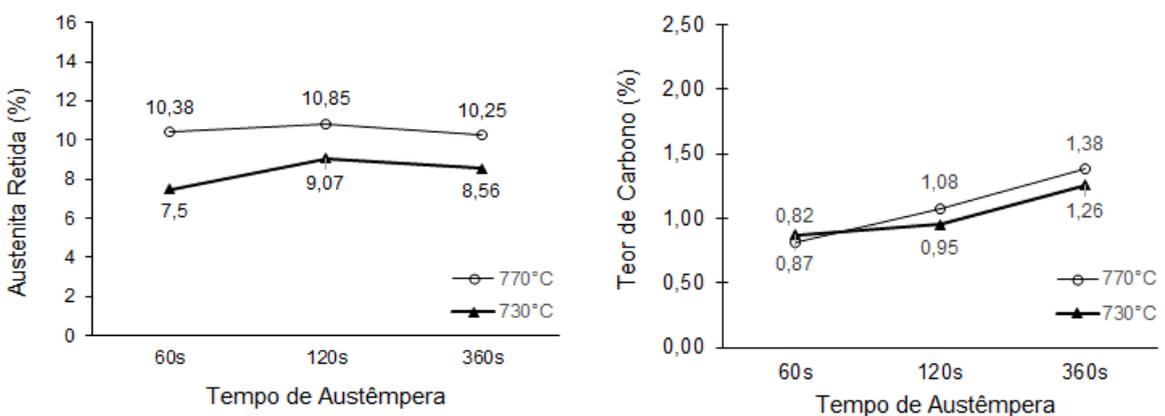
Fonte: próprio autor.

Figura 66 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CC.



Fonte: próprio autor.

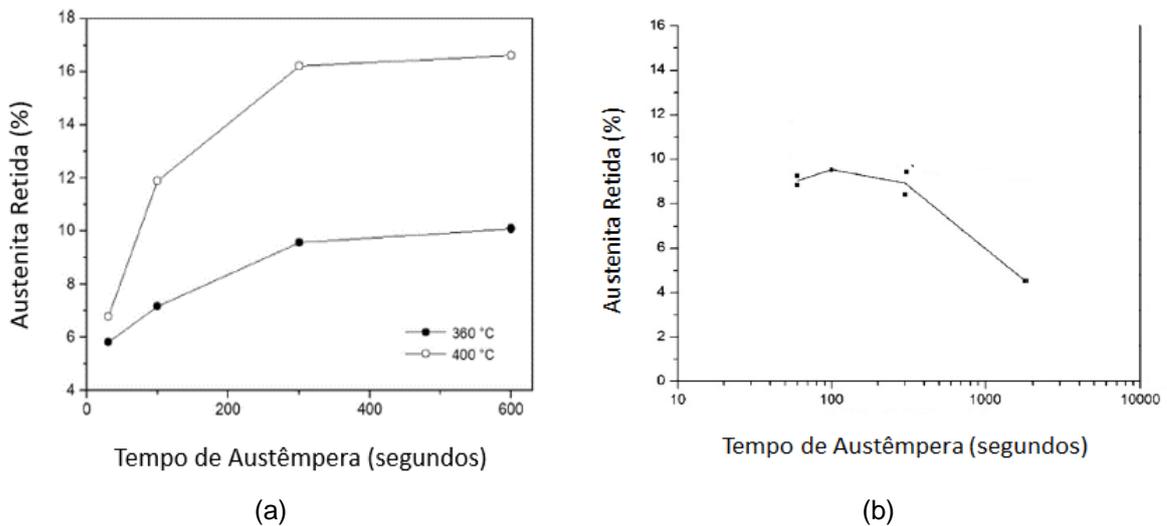
Figura 67 – Variação da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para o ciclo CT.



Fonte: próprio autor.

Ebner *et al.* (2018) investigaram o comportamento de um aço com composição química 0,2%C/0,5–1,0%Si/2,2–2,7%Mn/0–0,5%Cr, o qual foi submetido a um processamento convencional de obtenção de aços com efeito TRIP, semelhante ao ciclo CD. Os pesquisadores confirmaram a tendência de elevação da fração volumétrica de AR conforme o tempo de austêmpera também aumentava, como pode ser visto na figura 68(a). Conforme foi explicado anteriormente, quando o tempo de encharque é muito curto não há formação de grande quantidade de bainita e não ocorre a estabilização de quantidade suficiente de austenita. Assim, com a elevação do tempo de austêmpera, mais bainita é formada e um volume maior de austenita é estabilizada.

Figura 68 – Fração de austenita retida em função do tempo de austêmpera.



Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de austêmpera: (a) após tratamento térmico convencional para obtenção dos aços TRIP; (b) após tratamento térmico com têmpera prévia e temperatura de encharque de 450°C na austêmpera.

Fonte: EBNER *et al.*, 2018; CHIANG *et al.*, 2011 (Adaptado).

Chiang *et al.* (2011), analisando um aço 0,17%C-1,53%Si-1,50%Mn submetido a um ciclo térmico equivalente ao CT, porém com aquecimento intercrítico a 750°C e austêmpera a 450°C, obtiveram resultados correspondentes aos do presente estudo. Analisando o gráfico exibido na figura 68(b), verifica-se que houve uma elevação seguida por queda na fração volumétrica de austenita retida conforme o tempo de austêmpera se tornou mais longo. Segundo os pesquisadores, nesta etapa do processamento térmico existe a possibilidade de formação de carbonetos a partir do

carbono rejeitado pela bainita em formação, o qual deixa de enriquecer a austenita que, por sua vez, se torna menos estável à temperatura ambiente.

O mesmo comportamento foi observado por Chiang, Boyd e Pilkey (2015) que, ao estudarem um aço TRIP semelhante ao deste trabalho, verificaram que uma microestrutura inicial lamelar apresentava um volume menor de AR para tempos de encharque na temperatura de transformação bainítica mais elevados. Em contrapartida, esse tipo de austenita retida apresentou maior estabilidade mecânica (manutenção durante a deformação plástica, ou seja, ocorrência mais discreta do efeito TRIP) o que, de acordo com Zinsaz-Borujerdi *et al.* (2018), ocorre por conta da maior facilidade de se enriquecer de carbono, visto que sua difusão para a austenita se torna facilitada em decorrência da sua área reduzida.

No que diz respeito à diferença encontrada entre as duas temperaturas de aquecimento intercrítico, nota-se que há uma redução da porção de austenita retida no grupo submetido a 730°C. Yi, Chen e Bhadeshia (2014) explicam que a realização de recozimento intercrítico a temperaturas mais baixas produz maior quantidade de fase ferrítica do que quando o recozimento é feito a uma temperatura mais elevada, o que resulta em maior volume de carbono disponível para enriquecer a austenita intercrítica e torná-la mais estável. Essa maior estabilidade retarda a transformação bainítica durante a austêmpera, etapa na qual o enriquecimento da austenita por carbono ocorre com maior intensidade e quando o teor de carbono da austenita aumenta de forma expressiva. Assim, como a reação bainítica é atrasada, as amostras aquecidas à temperatura intercrítica mais baixa (730°C) apresentaram teor de carbono menos elevado na AR do que as amostras aquecidas a 770°C.

Apesar de as quantidades de austenita retida obtidas nas amostras estudadas serem compatíveis com a média considerada adequada para um aço TRIP, a comparação entre trabalhos diversos e os resultados exibidos no presente estudo mostram que as quantidades encontradas divergem um pouco do indicado na literatura. Zinsaz-Borujerdi *et al.* (2018), obtiveram entre 6,8% e 11,5% de AR para um aço 0,23%C-1,47%Mn-0,91%Si submetido a um ciclo semelhante ao CD. Já Li *et al.* (2018) realizaram um tratamento térmico similar ao ciclo CC, atingindo teores entre 16,4% a 21,09%, enquanto Chiang *et al.* (2011) alcançaram níveis de AR entre 8,5% e 9% aplicando um ciclo compatível com o ciclo CT. Com exceção das medidas encontradas para o ciclo CC, essa discrepância não é tão expressiva e, em todos os casos, pode ser explicada pelos diferentes parâmetros utilizados pelos autores e neste

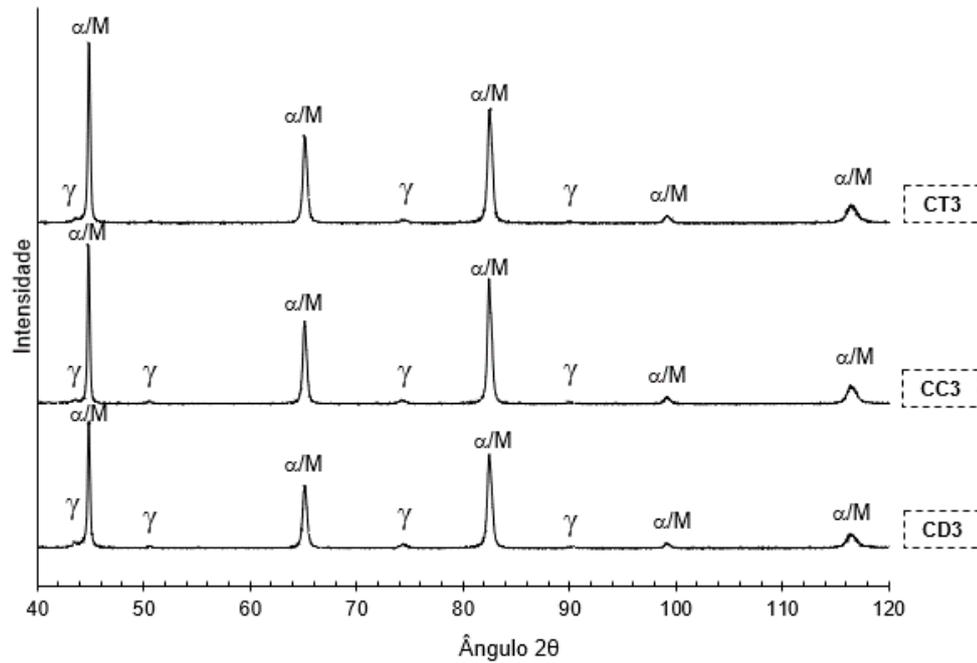
trabalho, os quais resultam em uma ampla faixa de variação volumétrica dos constituintes da microestrutura.

Com relação ao teor de carbono, nota-se que para todas as condições, o teor de carbono na austenita retida aumenta quanto mais longo é o tempo de austêmpera. Os valores obtidos pelo presente estudo estão de acordo com o indicado na literatura. Zinsaz-Borujerdi *et al.* (2018), Ranjan, Bhattacharyya e Singh (2018), Abassi e Rainforth (2016) e Xie *et al.* (2014) encontraram valores na faixa de 0,7% a 1,4% de carbono contidos na austenita retida.

Além de comprovar a existência da austenita retida em quantidades satisfatórias no material, é importante também averiguar se o efeito TRIP está, de fato, presente. Com esse objetivo, visando evidenciar a transformação martensítica induzida por deformação plástica por meio da variação da quantidade de austenita retida em função do grau de deformação do material, foram realizadas também análises de difração de raios X em amostras de corpos de prova tracionados até o limite de resistência do material e em amostras de corpos de prova tracionados até o seu rompimento, isto é, até o limite de ruptura do aço. Neste caso, foram estudadas somente as condições CD3, CC3 e CT3, ou seja, amostras submetidas a aquecimento intercrítico a 770°C e austemperadas por 360 segundos. Os padrões de DRX e a variação da fração volumétrica de austenita retida dessas amostras nos estágios de zero deformação (após tratamento térmico), deformação uniforme (DU) e deformação não uniforme (DNU) estão expostos nas figuras 69 a 71.

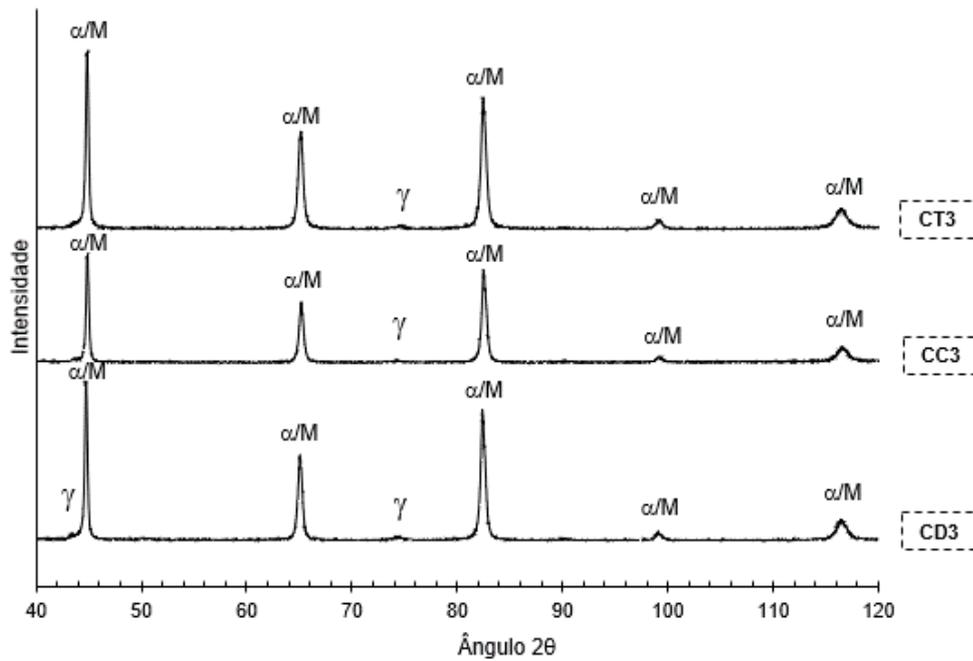
Pela comparação entre os difratogramas das amostras não deformadas e das amostras tracionadas, nota-se que dependendo do nível de deformação do material, os picos referentes à austenita retida são reduzidos ou até desaparecem.

Figura 69 – Difratoograma da amostra submetida à deformação até o limite de resistência do material.



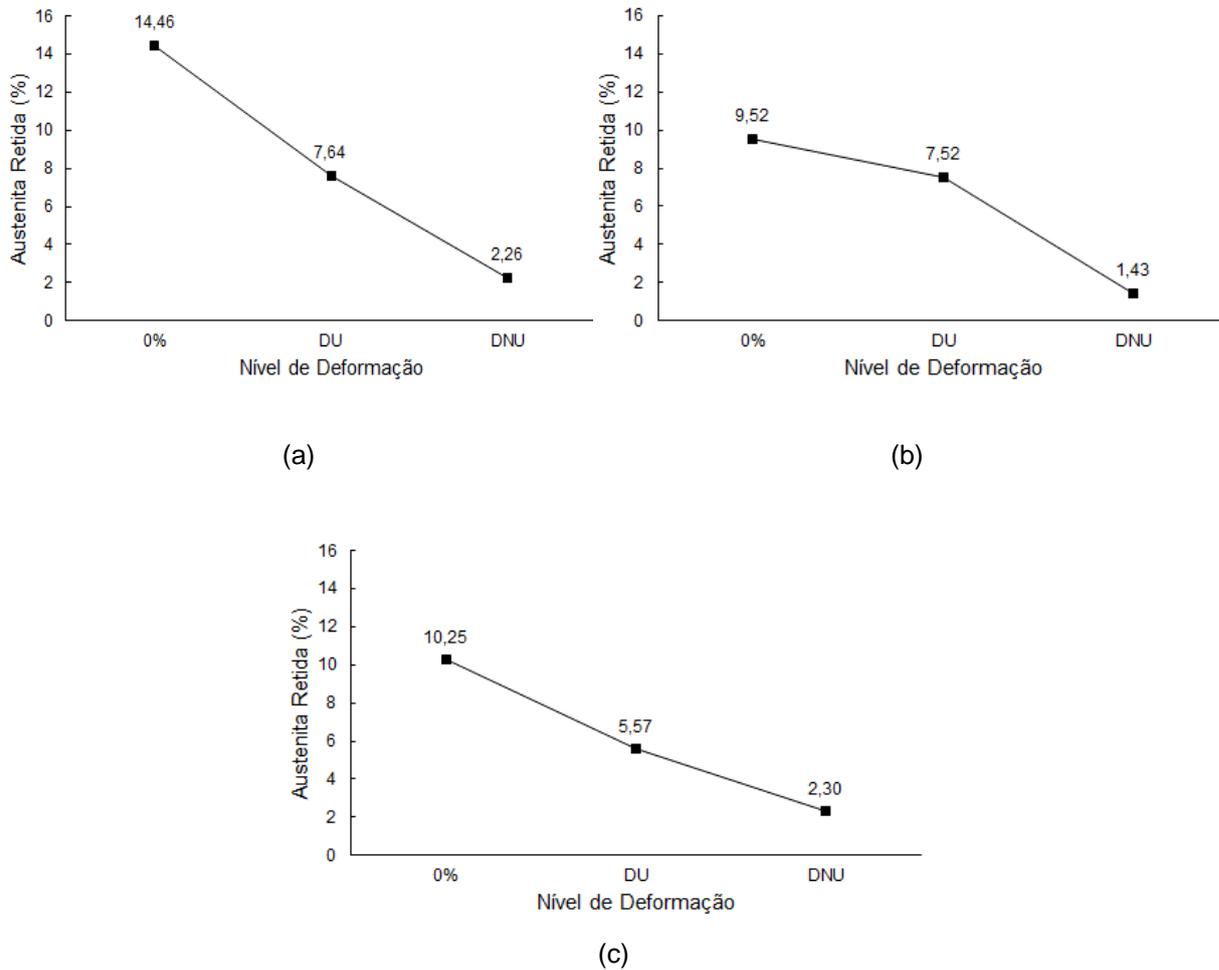
Fonte: próprio autor.

Figura 70 – Difratoograma da amostra submetida à deformação até ruptura.



Fonte: próprio autor.

Figura 71 – Variação da fração de austenita retida em função da quantidade de deformação.



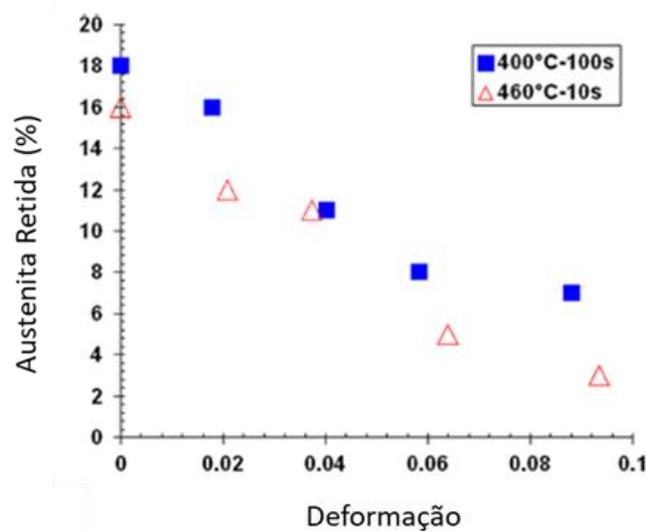
(a): amostra CD3; (b): amostra CC3; (c): amostra CT3
 Fonte: próprio autor.

A análise quantitativa indicou que, de fato, a maior quantidade de AR estava presente nas amostras logo após os tratamentos térmicos, ou seja, antes da aplicação de qualquer deformação, e que reduziu gradativamente à medida que a deformação por meio do ensaio de tração aumentou, o que confirma a ocorrência do efeito TRIP no material estudado. Nota-se que, mesmo após o rompimento dos corpos de prova, uma porção pequena de austenita retida permanece presente na microestrutura. Chiang *et al.* (2011) tiveram como resultado em seu trabalho com aços TRIP, 100% da austenita retida transformada após a deformação, porém ressaltam que estudos anteriores mostraram que nem sempre é esse o caso, permanecendo AR não transformada na microestrutura após falha e que o resultado por eles encontrado não é o desejável, já que se toda a austenita retida presente na microestrutura de fato se transforma durante a conformação de uma determinada peça, sérias implicações em

relação à resistência ao choque do componente são geradas. Dessa forma, verifica-se que para o caso dos ciclos térmicos escolhidos (amostras CD3, CC3 e CT3), em termos de efeito TRIP e aplicações, o comportamento do material poderia ser considerado adequado.

Arlazarov *et al.* (2015) estudaram o comportamento mecânico de um aço com efeito TRIP 0,29%C-3%Mn-1,4%Si submetido a um tratamento térmico Q&P e mostraram a evolução da fração de austenita retida em duas amostras submetidas a diferentes parâmetros de tratamentos térmicos. Analisando a figura 72, verifica-se que sob carregamento mecânico e deformação, a AR se desestabiliza, sofre transformação e, conseqüentemente, tem sua quantidade reduzida no material. Em concordância com o que foi verificado neste trabalho, a austenita não é completamente transformada, tendo uma porcentagem conservada no material.

Figura 72 – Redução da fração de austenita retida em amostras após carregamento mecânico.



Fonte: ARZALAROV *et al.*, 2015 (Adaptado).

5.1.4 Penetração instrumentada

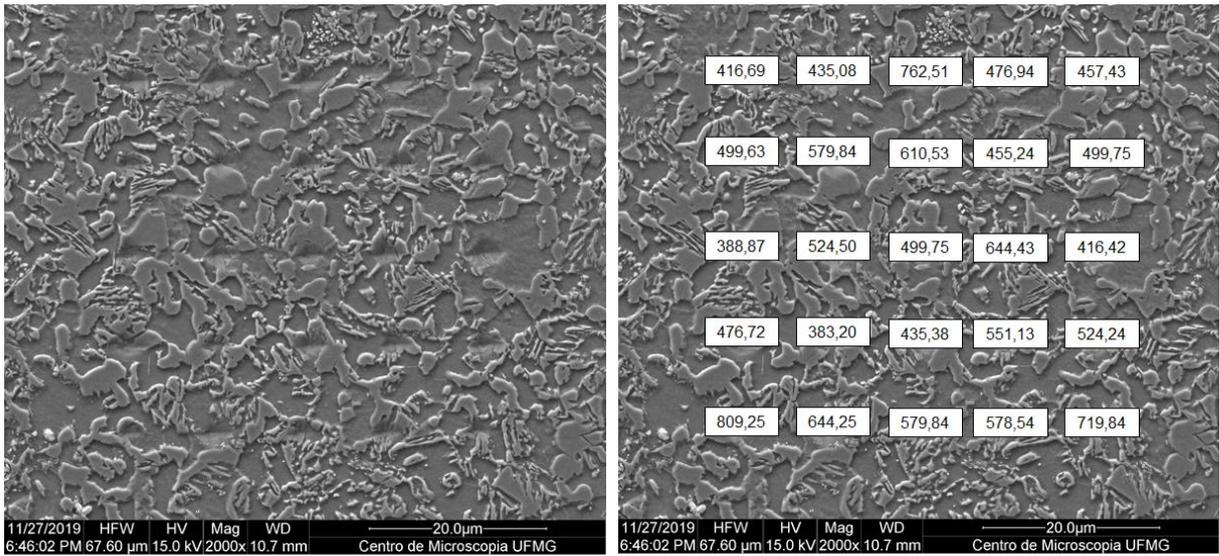
A análise de penetração instrumentada foi realizada com o intuito de avaliar individualmente a dureza dos constituintes. As imagens da análise feitas nas amostras CD1 e CD3, CC1 e CC3 e CT1 e CT3 estão apresentadas nas figuras 73, 74 e 75.

Nota-se uma grande heterogeneidade nos valores obtidos e na profundidade das penetrações, o que reflete a presença de diversos constituintes na microestrutura das amostras estudadas que, além de apresentarem características diversas, influenciam uns aos outros devido à restrição na deformação que impõem aos constituintes que circundam. Em adição a esse fato, de acordo com o constituinte formado e sua quantidade, a transformação de fases leva à deformação das regiões em seu entorno, também influenciando nos resultados.

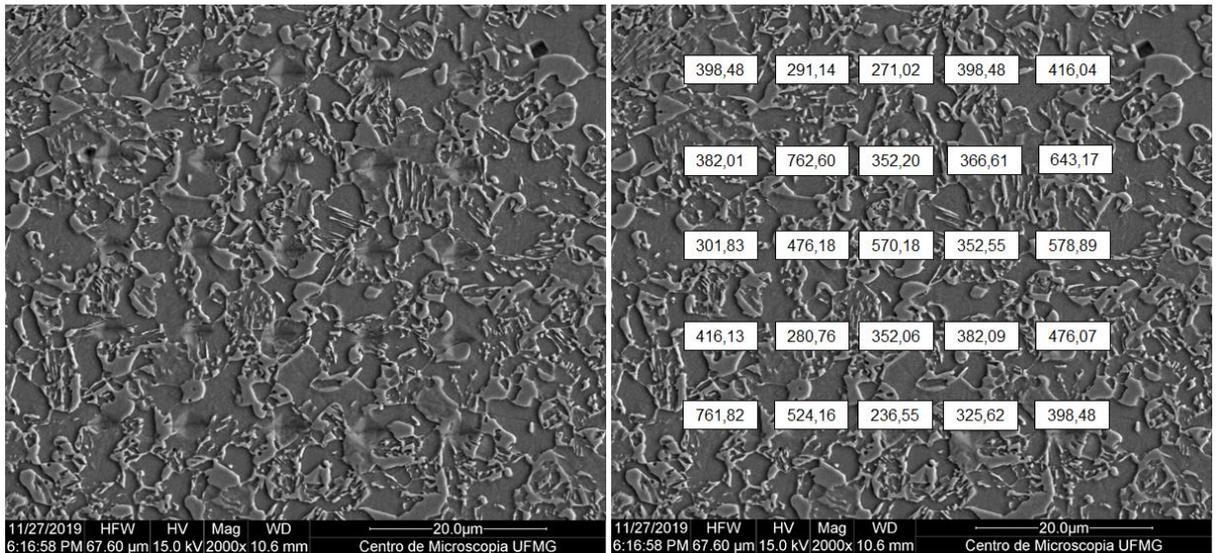
Em geral, notou-se uma tendência de maiores valores de dureza para impressões incidindo no constituinte MA e na bainita, como esperado. No entanto, devido ao fato de que a maioria das impressões não ficou situada em apenas um constituinte, a análise ficou limitada, não sendo inclusive possível perceber os efeitos das características específicas desses para cada ciclo, como era o objetivo do uso da técnica inicialmente.

Dessa forma, o método de rede de penetrações adotado não possibilitou a identificação dos valores de dureza para um só constituinte por vez, já que por ter sido escolhida uma região aleatória do material e, pelo fato de as posições das penetrações terem sido definidas considerando uma distância pré-determinada entre elas, na maioria das vezes, foi analisado mais de um constituinte por vez. Portanto, para atingir o objetivo de caracterizar cada constituinte da microestrutura de maneira individual, uma nova análise de penetração instrumentada, utilizando um novo método deve ser executada.

Figura 73 – Mapa de dureza das amostras CD1 e CD3.



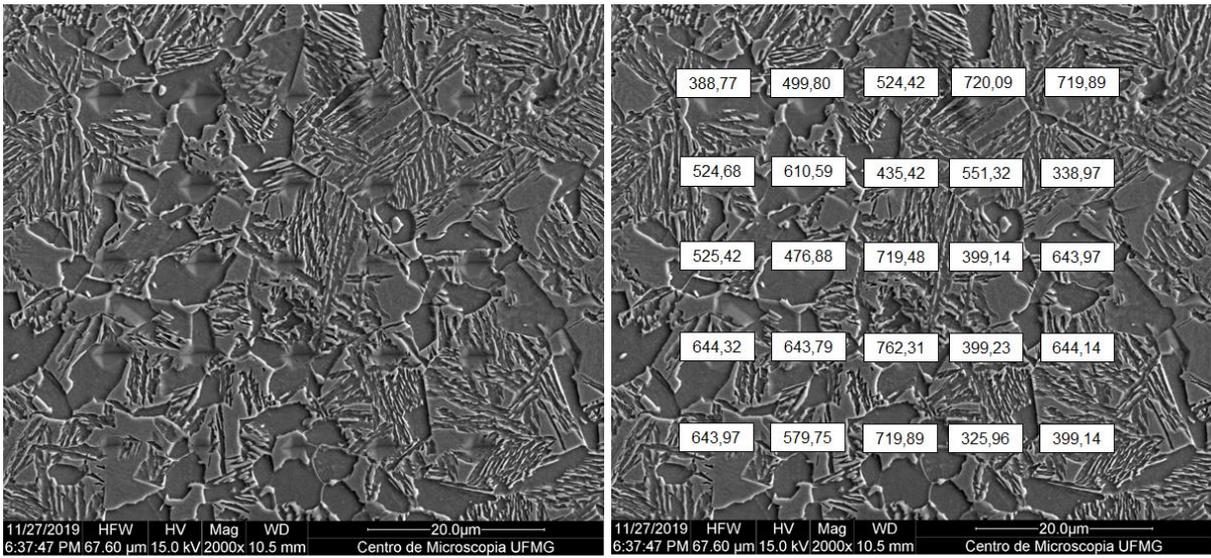
(a)



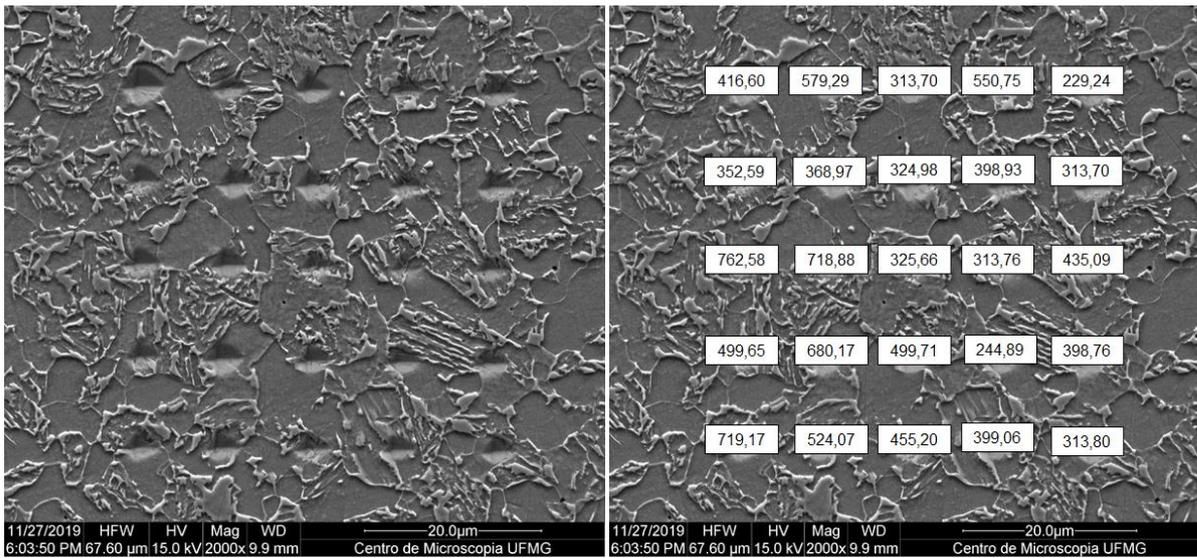
(b)

(a): amostra CD1; (b): amostra CD3. (Valores de dureza em HV).
 Fonte: próprio autor.

Figura 74 – Mapa de dureza das amostras CC1 e CC3.



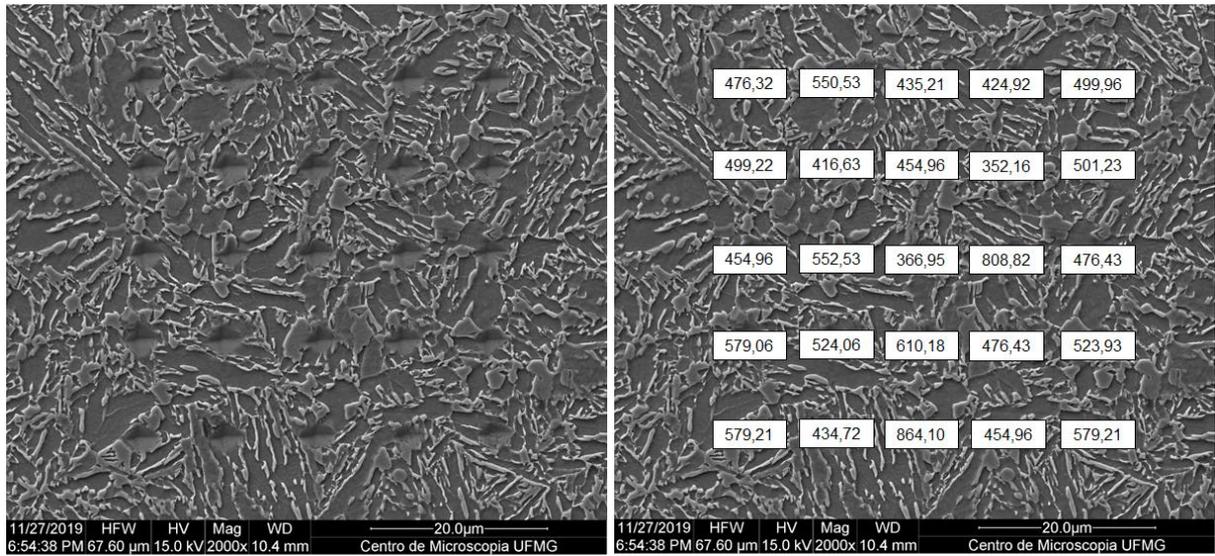
(a)



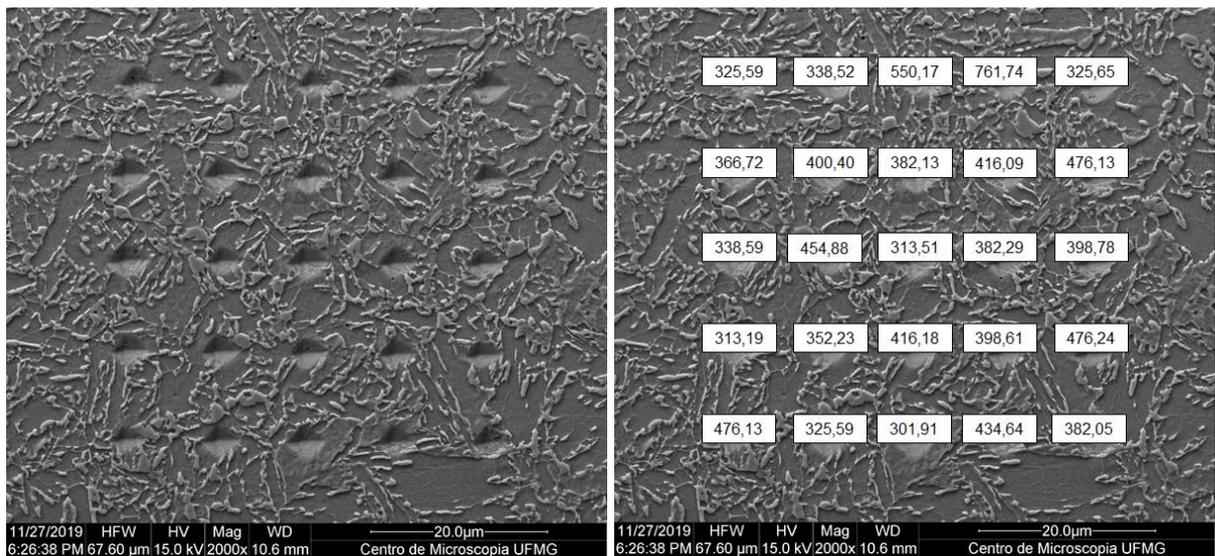
(b)

(a): amostra CC1; (b): amostra CC3. (Valores de dureza em HV).
 Fonte: próprio autor.

Figura 75 – Mapa de dureza das amostras CT1 e CT3.



(a)



(b)

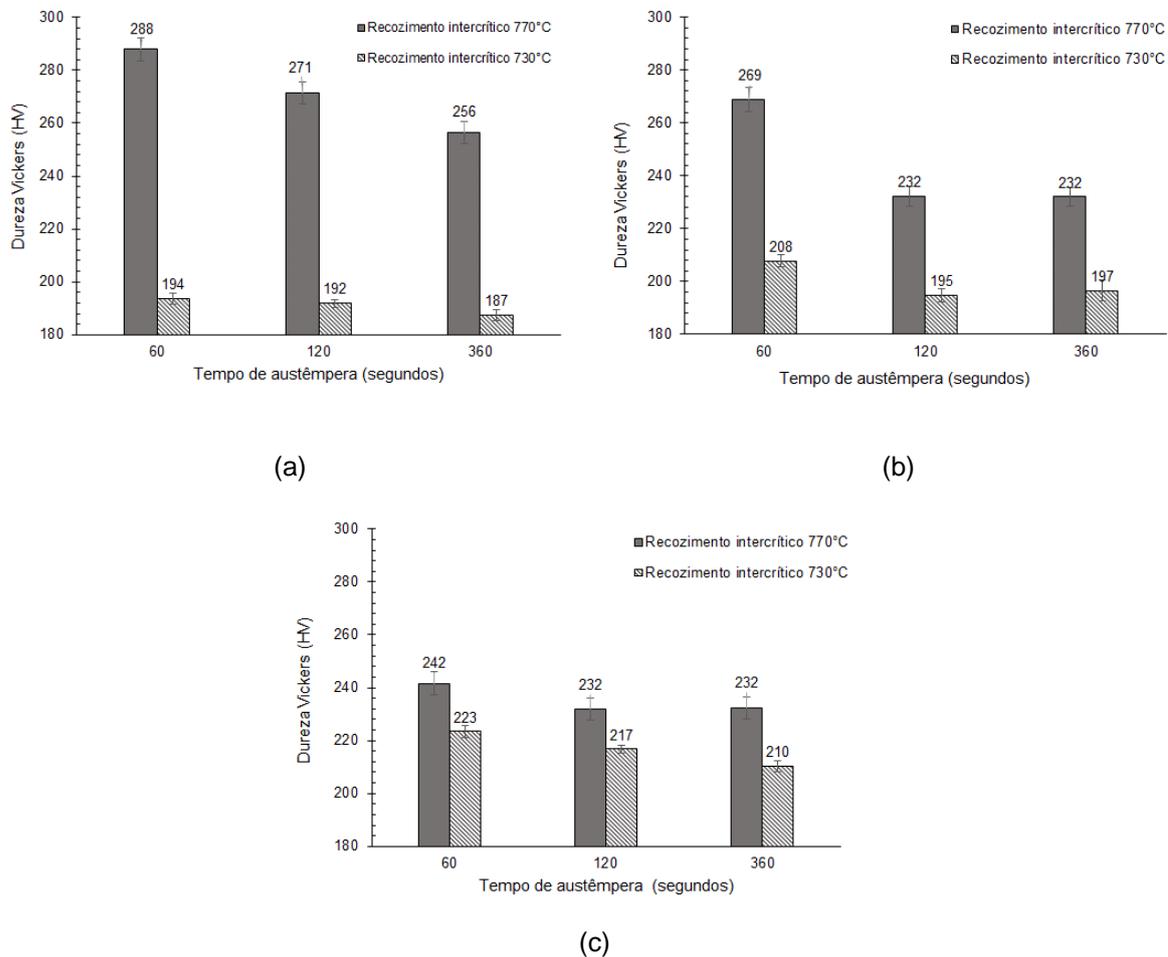
(a): amostra CT1; (b): amostra CT3. (Valores de dureza em HV).
Fonte: próprio autor.

5.2 Caracterização Mecânica

5.2.1 Ensaio de dureza

Os resultados de dureza média, acompanhados de seus desvios padrão, referentes às amostras submetidas aos ciclos contínuo (CC), direto (CD) e com têmpera prévia (CT) com diferentes temperaturas de aquecimento intercrítico e de tempos de austêmpera estão representados graficamente na figura 76.

Figura 76 – Dureza Vickers em função da temperatura de aquecimento intercrítico e tempo de austêmpera para os diferentes ciclos térmicos realizados.



(a): ciclo direto (CD); (b): ciclo contínuo (CC); (c): ciclo com têmpera prévia (CT).
Fonte: próprio autor.

No geral, observa-se uma redução dos valores de dureza média das amostras em função da elevação do tempo de austêmpera. Essa redução se mostra mais expressiva quando se compara os tempos extremos de 60 e 360 segundos, já que as amostras submetidas ao tempo de 120 segundos apresentaram valores de dureza muito próximos ou até iguais a outros tempos extremos quando considerados os valores de desvio padrão.

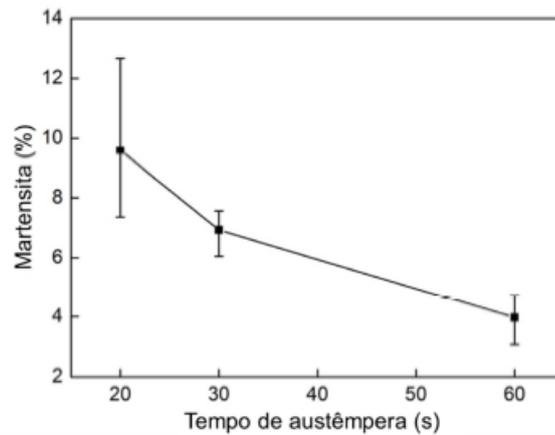
Essa diminuição da dureza pode ser explicada pelo aumento da fração bainítica na microestrutura em tempos de austêmpera mais longos (indicada nas análises qualitativa e semiquantitativa de percentual de fases) o que, conforme foi explicado anteriormente, está relacionado a um mecanismo de estabilização da austenita e, conseqüentemente, à menor formação de martensita na microestrutura do material, constituinte que, isoladamente, apresenta maior dureza. Essa estabilização da fase austenítica abaixa a temperatura M_s , fazendo com que, à medida que o tempo de austêmpera se eleva, menos austenita se transforme em martensita ao final do tratamento térmico, resultando em uma dureza menor do material, conforme foi observado.

Além disso, como foi verificado na análise semiquantitativa dos constituintes, ocorreu, no geral, uma diminuição da proporção de MA em função do aumento do tempo de austêmpera, fator que comprova a redução na quantidade de martensita, já que o teor de austenita apresentou comportamento contrário, se elevando com o aumento do tempo de austêmpera.

Ding, Hedström e Li (2016), estudaram o efeito do tempo de austêmpera na microestrutura de um aço TRIP com composição química 0,21%C-1,58%Mn-0,05%Si-1,16%Al e verificaram, de fato, uma redução no volume martensítico conforme o tempo de permanência à temperatura de transformação bainítica aumentava, o que foi responsável pelo aumento na ductilidade dos aços (figura 77).

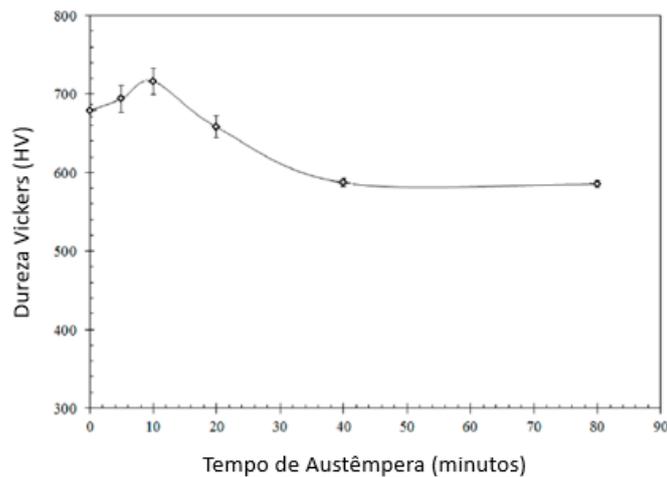
Luo, Kitchen e Abubakri (2017) chegaram a resultados semelhantes em seu estudo, onde obtiveram valores de dureza mais elevados para menores tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica, enquanto que a dureza média do material diminuía quando esse tempo aumentava. Para tempos muito longos, foi mostrado que a dureza se estabilizou (figura 78).

Figura 77 – Influência do tempo de austêmpera na quantidade de martensita.



Fonte: DING, HEDSTRÖM e LI, 2016.

Figura 78 – Efeito do tempo de austêmpera na dureza do material.



Fonte: LUO, KITCHEN e ABUBAKRI, 2017.

Com relação à estabilidade nos valores de dureza percebida em todas as condições quando os tempos de 120 e 360 segundos são comparados, é possível que a fase bainítica tenha atingido seu volume máximo já aos 120 segundos, não havendo, portanto, alterações relevantes na dureza para tempos mais elevados que este (CAI *et al.*, 2016).

Os valores de dureza decrescem também com a queda da temperatura de recozimento intercrítico, o que era esperado, visto que menores temperaturas intercríticas são responsáveis por produzir maiores volumes de ferrita intercrítica, o que foi constatado também por meio do cálculo termodinâmico realizado no ThermoCalc®, apresentado anteriormente (figura 32). Por se tratar de um constituinte

de menor dureza, a maior quantidade de ferrita resulta na redução da dureza média do aço.

Analisando, finalmente, a diferença de dureza encontrada entre as diferentes microestruturas obtidas por meio dos distintos ciclos, era esperado que o ciclo CT apresentasse os valores mais elevados, considerando que sua estrutura inicial era formada por martensita, entretanto esse comportamento não foi constatado. Porém, foi o ciclo que apresentou menor discrepância entre as medidas de dureza feitas nas amostras submetidas ao aquecimento intercrítico a 770°C e as aquecidas a 730°C.

Já os maiores valores de dureza foram obtidos nas amostras produzidas pelo ciclo CD com aquecimento intercrítico a 770°C, supostamente por apresentarem maiores teores de martensita ao final do tratamento, visto que grande quantidade de MA foi identificada na microestrutura pela técnica de contagem de pontos.

5.2.2 Ensaio de tração

Nas figuras 79 a 84 são exibidas as curvas tensão *versus* deformação convencionais e reais do aço estudado, para todas as condições de processamento realizadas, obtidas com os ensaios de tração executados na direção longitudinal à direção de laminação original e elaboradas até a carga máxima. Os valores referentes ao limite de resistência à tração (LRT), à tensão limite de escoamento (LE) e ao alongamento uniforme percentual (ALU), obtidos a partir das curvas, são apresentados nos gráficos das figuras 83 e 84, em função do tempo de austêmpera.

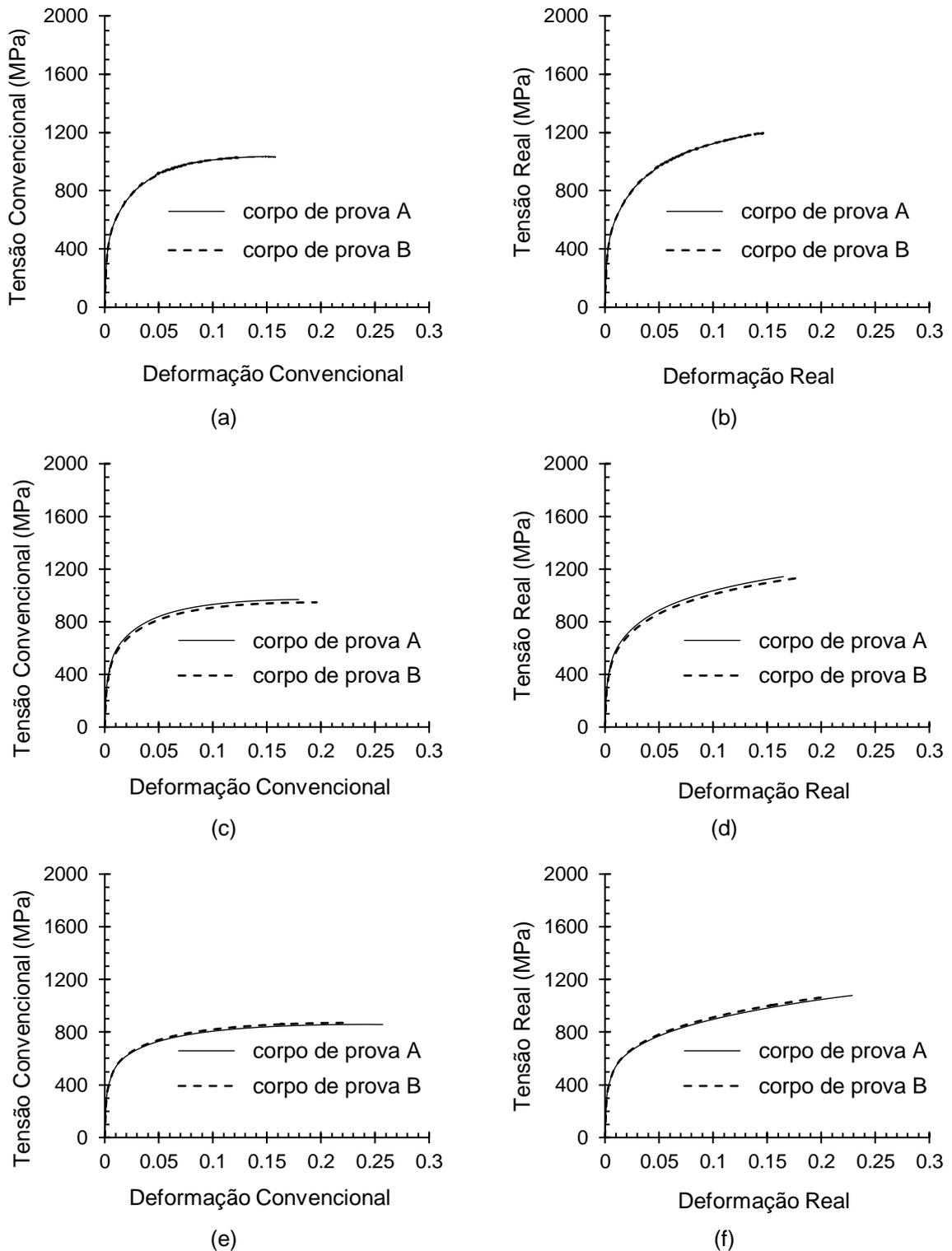
Foi observado que as amostras submetidas aos ciclos CC e CT apresentaram um decréscimo no valor do LRT com a elevação do tempo de austêmpera, sendo que no caso do ciclo CC esse comportamento foi mais expressivo. Essa tendência se repetiu para ambas as temperaturas de aquecimento intercrítico. Quando comparadas as diferentes temperaturas intercríticas, considerando-se os mesmos tempos de encharque para cada ciclo, nota-se que os valores encontrados de LRT foram bem próximos entre si, sendo as amostras com tempo de encharque de 360 segundos no ciclo CC as que apresentaram uma diferença maior entre os valores encontrados. Com relação às amostras submetidas ao ciclo CD, as aquecidas a 770°C apresentaram valores de LRT com tendência à queda, conforme o tempo de austêmpera se tornava mais longo, ao passo que as amostras aquecidas a 730°C

apresentaram queda entre 60 e 120 segundos de austêmpera seguida por uma pequena elevação no tempo de 360 segundos.

Com relação ao limite de escoamento, foi verificada tendência de queda nos valores de LE das amostras do ciclo CC com a elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica, para ambas as temperaturas de aquecimento intercrítico. Em contrapartida, as amostras do ciclo CT apresentaram um aumento nos valores de LE conforme o tempo de austêmpera também se elevava. Quando as diferentes temperaturas de aquecimento intercrítico são comparadas, observa-se que para ambos os ciclos, as condições aquecidas a 770°C apresentaram LE superior para um mesmo tempo de encharque. Já as amostras do ciclo CD mostraram comportamento semelhante ao observado para os valores de LRT, ou seja, quando considerada a temperatura de 770°C, nota-se a queda do LE em função do aumento do tempo de austêmpera e em relação às amostras aquecidas a 730°C, verifica-se uma redução dos valores de LE entre os tempos de encharque de 60 e 120 segundos, acompanhada de um aumento quando o tempo de encharque se eleva para 360 segundos.

Considerando-se os valores de alongamento uniforme percentual, foram verificados, para o ciclo CC, comportamentos distintos entre as amostras aquecidas a 770°C e 730°C. No primeiro caso, houve uma leve queda entre 60 e 120 segundos, seguida por uma elevação do ALU até 360 segundos. Já para as amostras aquecidas a 730°C, ocorreu uma constante elevação do alongamento com o tempo de austêmpera. Em relação ao ciclo CT, para ambas as temperaturas consideradas, ocorreu um aumento do alongamento com a elevação do tempo de encharque na temperatura de transformação bainítica. Em ambos os ciclos, para a temperatura de 770°C, observa-se que entre os tempos de 60 e 120 segundos, a variação dos valores é pouco significativa. Com relação às amostras do ciclo CD, foi observado comportamento similar às do ciclo CT. As aquecidas a 730°C apresentaram uma elevação de seus valores de ALU em função do aumento do tempo de austêmpera e as submetidas a 770°C tiveram seu alongamento elevado entre 60 e 120 segundos de encharque na temperatura de transformação bainítica, o qual se manteve praticamente constante entre 120 e 360 segundos.

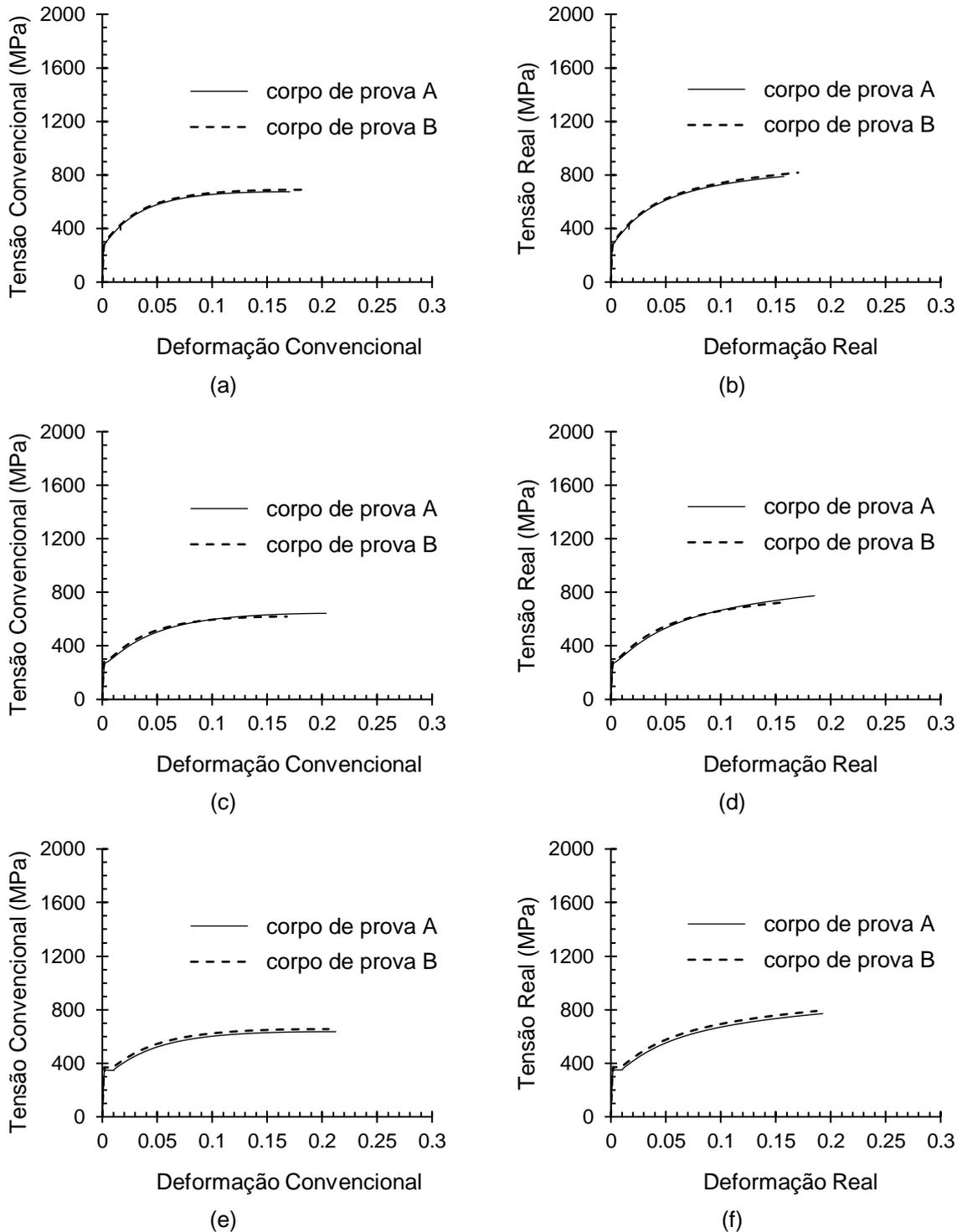
Figura 79 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.



(a) e (b): amostra CD1 – tempo de austêmpera: 60s. (c) e (d): amostra CD2 – tempo de austêmpera: 120s. (e) e (f): amostra CD3 – tempo de austêmpera: 360s.

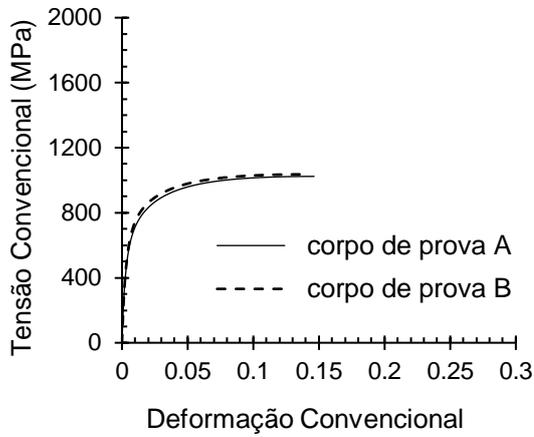
Fonte: próprio autor.

Figura 80 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.

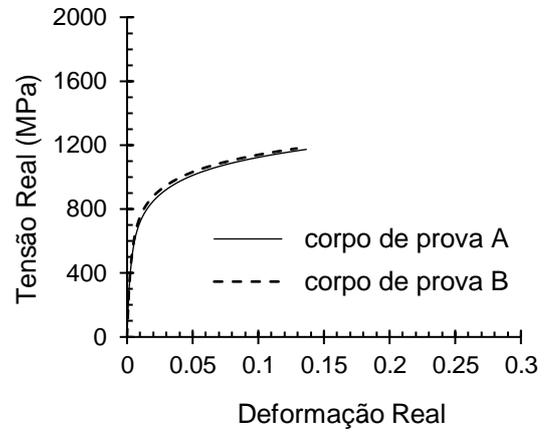


(a) e (b): amostra CD4 – tempo de austêmpera: 60s. (c) e (d): amostra CD5 – tempo de austêmpera: 120s. (e) e (f): amostra CD6 – tempo de austêmpera: 360s.
 Fonte: próprio autor.

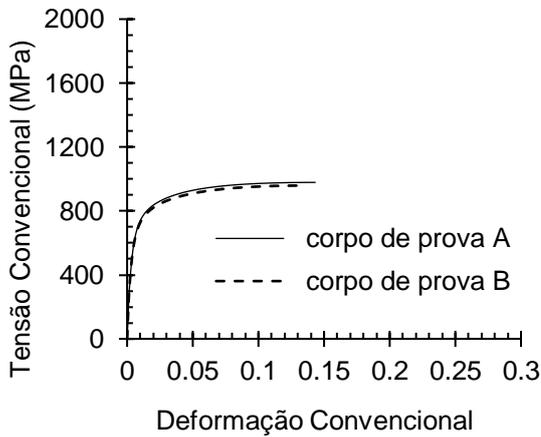
Figura 81 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.



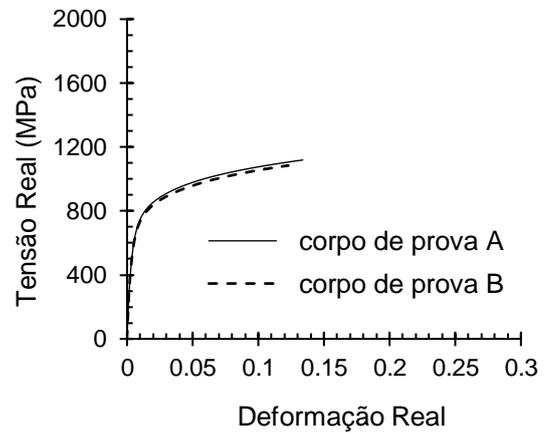
(a)



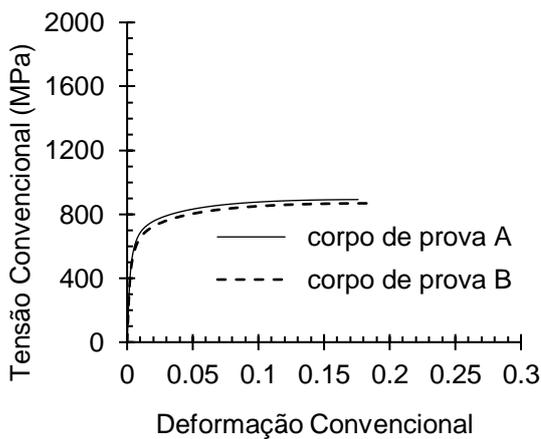
(b)



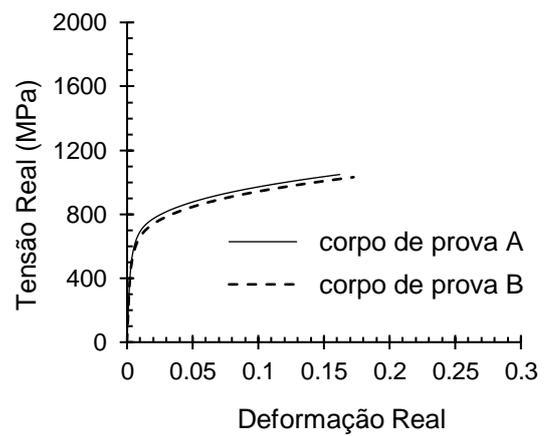
(c)



(d)



(e)



(f)

(a) e (b): amostra CC1 – tempo de austêmpera: 60s. (c) e (d): amostra CC2 – tempo de austêmpera: 120s. (e) e (f): amostra CC3 – tempo de austêmpera: 360s.
Fonte: próprio autor.

Figura 82 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.

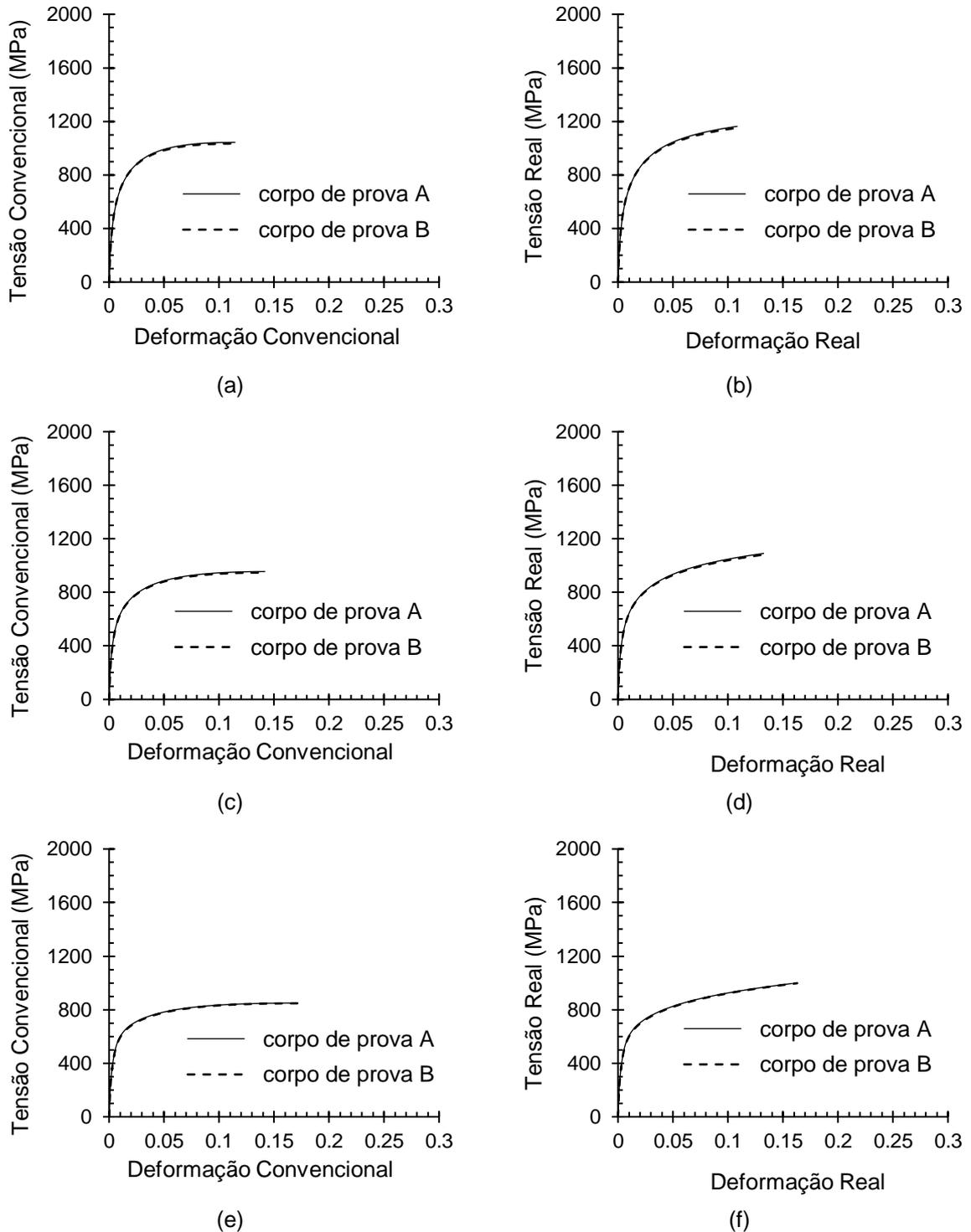
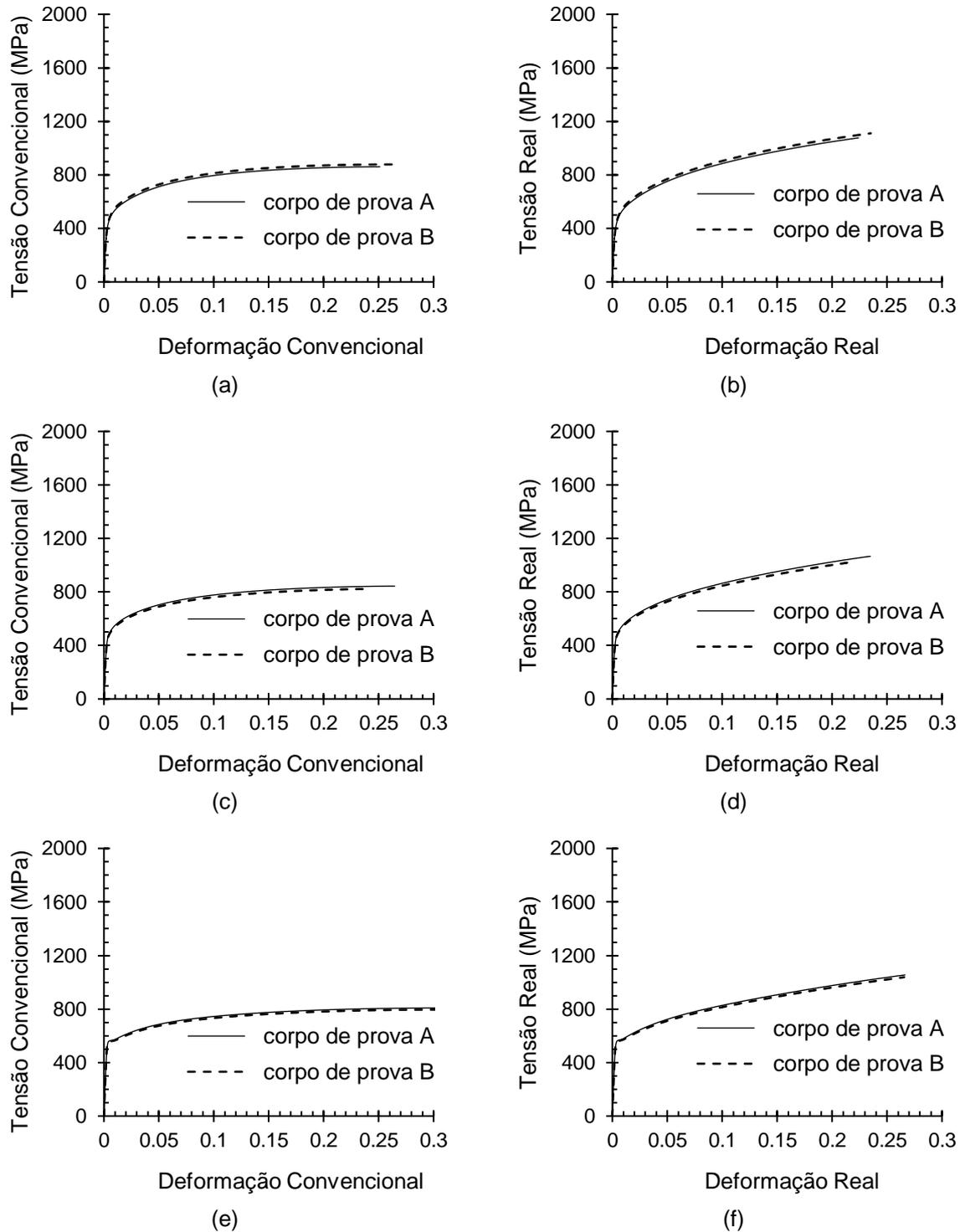


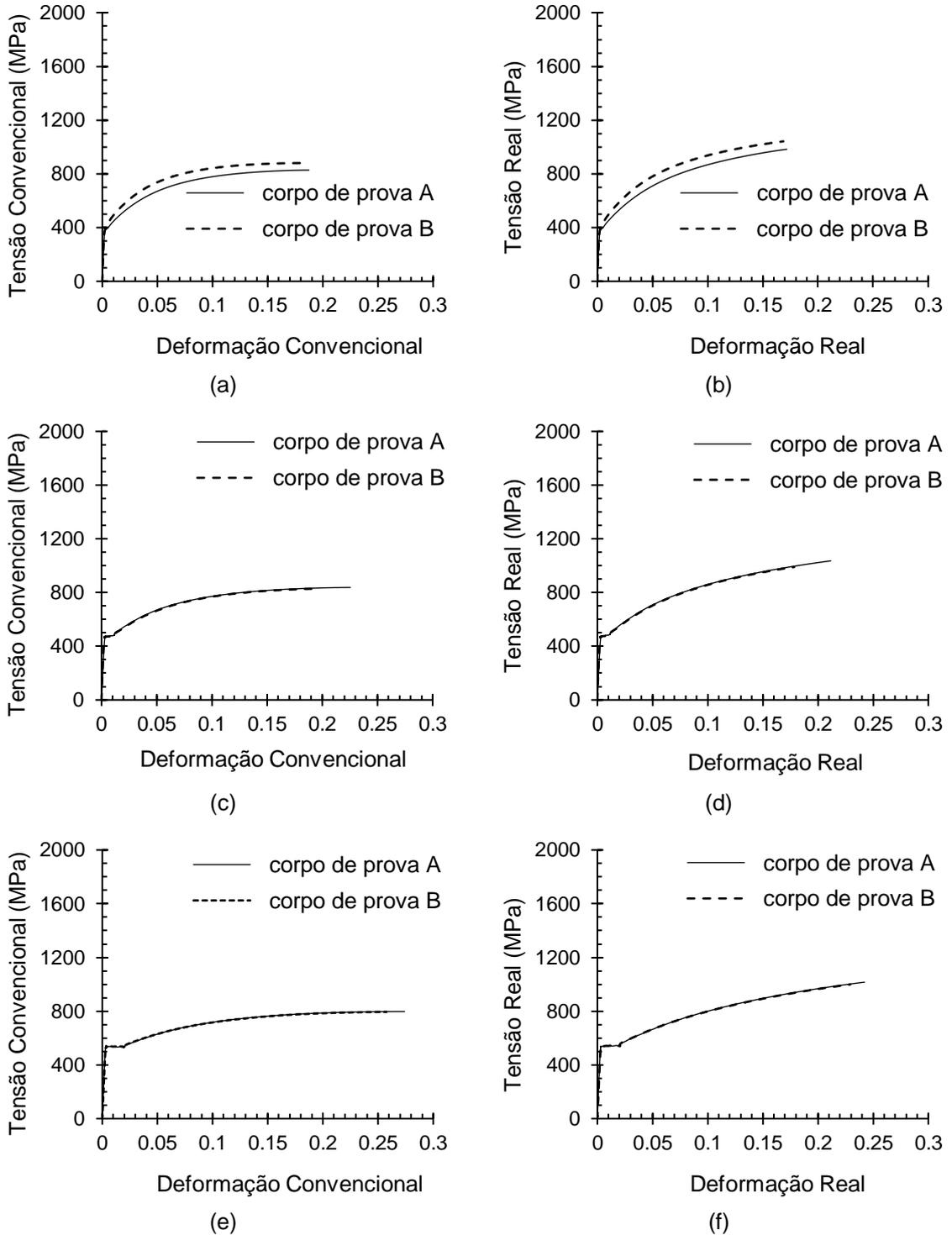
Figura 83 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.



(a) e (b): amostra CT1 – tempo de austêmpera: 60s. (c) e (d): amostra CT2 – tempo de austêmpera: 120s. (e) e (f): amostra CT3 – tempo de austêmpera: 360s.

Fonte: próprio autor.

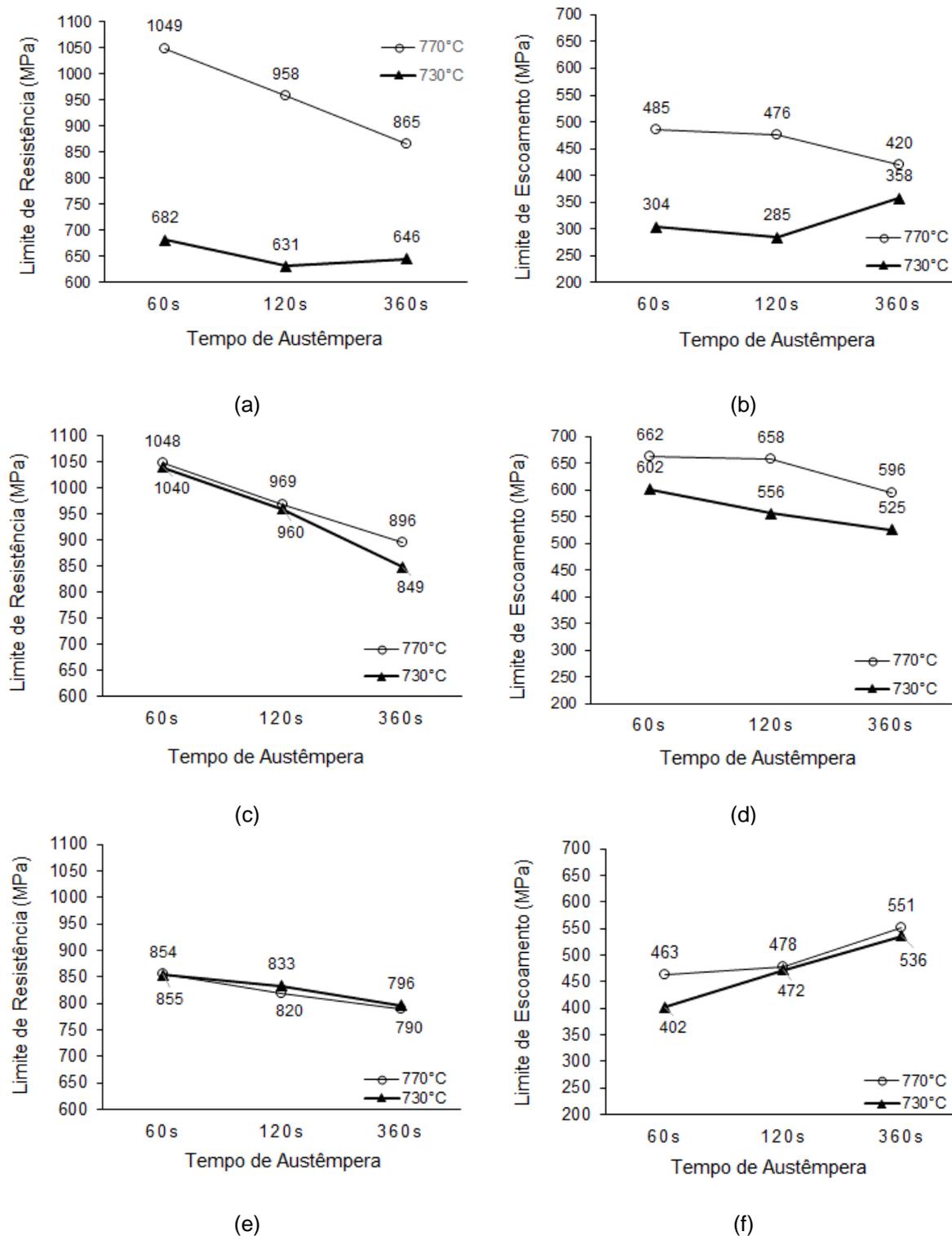
Figura 84 – Curvas tensão – deformação convencionais e reais determinadas a partir de ensaios de tração – amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.



(a) e (b): amostra CT4 – tempo de austêmpera: 60s. (c) e (d): amostra CT5 – tempo de austêmpera: 120s. (e) e (f): amostra CT6 – tempo de austêmpera: 360s.

Fonte: próprio autor.

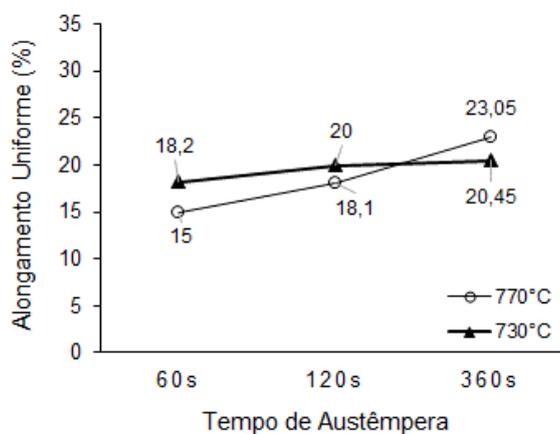
Figura 85 – Valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento determinados a partir de ensaios de tração em função dos parâmetros de austêmpera.



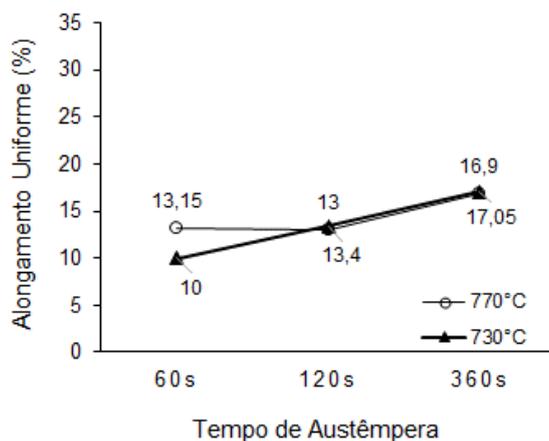
(a) e (b): amostras submetidas ao ciclo CD; (c) e (d): amostras submetidas ao ciclo CC;
 (e) e (f): amostras submetidas ao ciclo CT.

Fonte: próprio autor.

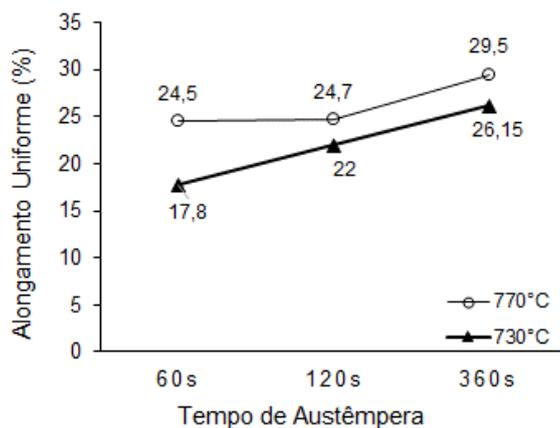
Figura 86 – Valores de alongamento uniforme determinados a partir de ensaios de tração em função dos parâmetros de austêmpera.



(a)



(b)



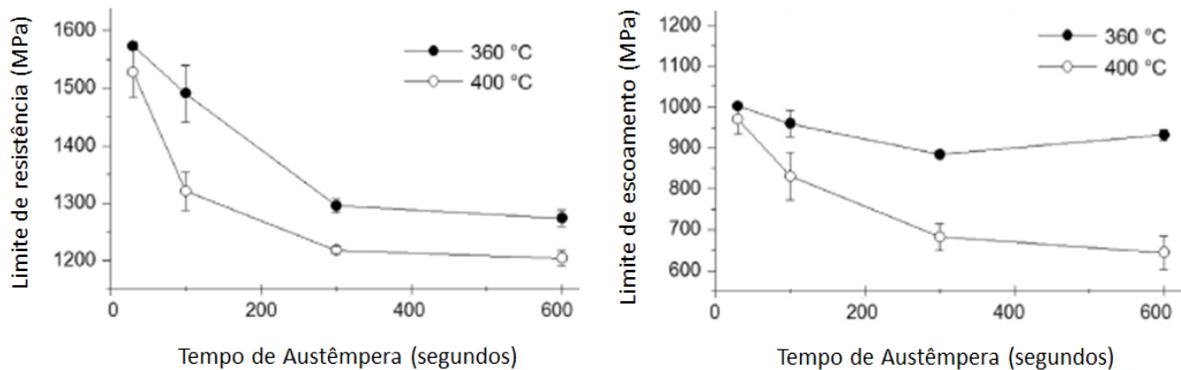
(c)

(a): amostras submetidas ao ciclo CD; (b): amostras submetidas ao ciclo CC; (c): amostras submetidas ao ciclo CT.

Fonte: próprio autor.

Ebner *et al.* (2018) estudaram um aço com efeito TRIP com composição 0,2%C/0,5–1,0%Si/2,2–2,7%Mn/0–0,5%Cr submetido a ciclos convencionais e de Q&P, com variados tempos de encharque em temperaturas de transformação bainítica diversas. Na figura 87 são indicados os resultados das propriedades mecânicas obtidos após ensaios de tração. Foi verificada uma redução no LE e no LRT, considerando as condições adotadas pelos autores similares às deste trabalho, $T=400^{\circ}\text{C}$ e tempos de encharque entre 60 e 360 segundos, em concordância com os resultados obtidos para as condições submetidas ao ciclo CC e às amostras aquecidas as 770°C no ciclo CD.

Figura 87 – Limite de resistência à tração e limite de escoamento de um aço submetido ao ciclo típico para obtenção de aços TRIP.



Fonte: EBNER *et al.*, 2018 (Adaptado).

Segundo Ebner *et al.* (2018), para um tempo de austêmpera baixo, a fração volumétrica de austenita presente na amostra é baixa, visto que não há tempo suficiente para a formação de grande quantidade de bainita e a estabilização subsequente da austenita. Em decorrência disso, uma grande porção de austenita se transforma em martensita durante o resfriamento final, e altos valores de LRT e LE são obtidos. Com um tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica mais longo, a formação bainítica é mais intensa e a estabilização da austenita é maior, fazendo com que sua quantidade aumente no material. Isto resulta em uma mudança de uma microestrutura principalmente martensítica com pequenas frações de bainita e austenita para uma microestrutura bainítica, contendo austenita e algumas ilhas MA.

No entanto, as amostras referentes ao ciclo CT apresentaram comportamento oposto em relação ao limite de escoamento. Como exposto anteriormente, os valores

encontrados, nesse caso, sofreram um aumento em função da elevação do tempo de austêmpera, enquanto o limite de resistência apresentou queda. Shen *et al.* (2013) explicam que a quantidade de AR presente no material não é o único aspecto que exerce influência em suas propriedades mecânicas, as quais dependem de fatores que podem variar de acordo com as variadas condições de tratamento térmico utilizadas. Chiang *et al.* (2011) complementam que aços TRIP com microestruturas distintas apresentam diferenças também na estabilidade da austenita retida, o que se deve a uma combinação de diversos mecanismos, como o tamanho dos grãos austeníticos, sua localização na matriz, além do seu teor de carbono. Em uma microestrutura lamelar, produzida por ciclos térmicos com etapas semelhantes às aplicadas no ciclo CT, os grãos de austenita são um pouco menores quando comparados aos presentes em uma microestrutura equiaxial, o que acarreta em um aumento da estabilidade da austenita. Ademais, a AR na microestrutura lamelar é envolvida por bainita, enquanto que na estrutura equiaxial é circundada principalmente por ferrita. A bainita, por ser mais dura que a ferrita, contribui para a redução da quantidade de deformação sofrida pela austenita quando uma tensão é aplicada, o que resulta também em uma estabilidade maior da AR na microestrutura lamelar. Como resultado tem-se que, mesmo em tempos de encharque mais curtos na fase de austêmpera, a austenita já se encontra consideravelmente estável, o que dificulta sua transformação em martensita e acarreta em valores mais baixos de limite de escoamento.

Ebner *et al.* (2018) também verificaram um aumento do alongamento uniforme percentual em função da elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica, em conformidade com os resultados encontrados para os três ciclos térmicos estudados neste trabalho. De acordo com os pesquisadores, enquanto a resistência do material se deve à presença de bainita na microestrutura, a ductilidade é controlada pelo efeito TRIP, o qual é dependente da austenita retida. Sendo assim, pode-se inferir que amostras com maior quantidade de AR apresentam ALU mais elevado e, conforme foi exposto anteriormente, no geral, foi obtido maior volume de austenita retida nas amostras austemperadas por tempos mais longos.

Nas curvas tensão *versus* deformação das condições CD6, CT5 e CT6 foi observada a presença de patamar de escoamento. Chiang *et al.* (2011) também verificaram a ocorrência desse fenômeno em algumas de suas amostras submetidas a um ciclo térmico com uma etapa de têmpera prévia e, segundo os autores outros estudos de aços TRIP relataram a sua incidência que, em geral, está associada com a baixa mobilidade das discordâncias. Contudo, este resultado contraria o que foi exposto por Shen *et al.* (2013), pois o escoamento descontínuo foi percebido em amostras com teores de AR mais elevados do que amostras submetidas à mesma rota de processamento e à mesma temperatura de aquecimento intercrítico, porém com tempos de encharque mais curtos. Segundo os pesquisadores, o surgimento do patamar de escoamento e sua extensão estão relacionados à austenita retida, isto é, quanto maior é a fração volumétrica de AR, menor a tendência de o patamar ocorrer, já que mais austenita resulta em menor volume de carbono na bainita, o qual está aprisionado pela AR.

5.2.3 Análise de encruamento

5.2.3.1 Expoente de encruamento

Os valores do expoente de encruamento n obtidos a partir do método de linearização das curvas tensão *versus* deformação estão apresentados nas tabelas do ANEXO 1, e nas figuras 88 a 90 são exibidos gráficos que correlacionam os valores de n com as condições estudadas. A linearização foi feita considerando um e dois estágios de encruamento, com o objetivo de melhorar o coeficiente de determinação R_2 , que mede o ajuste da regressão linear em relação aos valores observados. Quanto mais esse valor se aproxima de 1, maior é a confiabilidade do modelo, ou seja, melhor ele consegue explicar os valores observados. Em geral, a abordagem de dois estágios levou a valores de R_2 mais próximos da unidade.

Considerando-se, primeiramente, um estágio único de encruamento, observa-se, no geral, uma redução dos expoentes de encruamento com o aumento do tempo de austêmpera, exceto para as condições CD4, CD5 e CD6. Neste caso, ocorreu um aumento do expoente de encruamento entre 60 e 120 segundos, seguido por queda no tempo de 360 segundos. Verifica-se ainda que todos os valores referentes ao

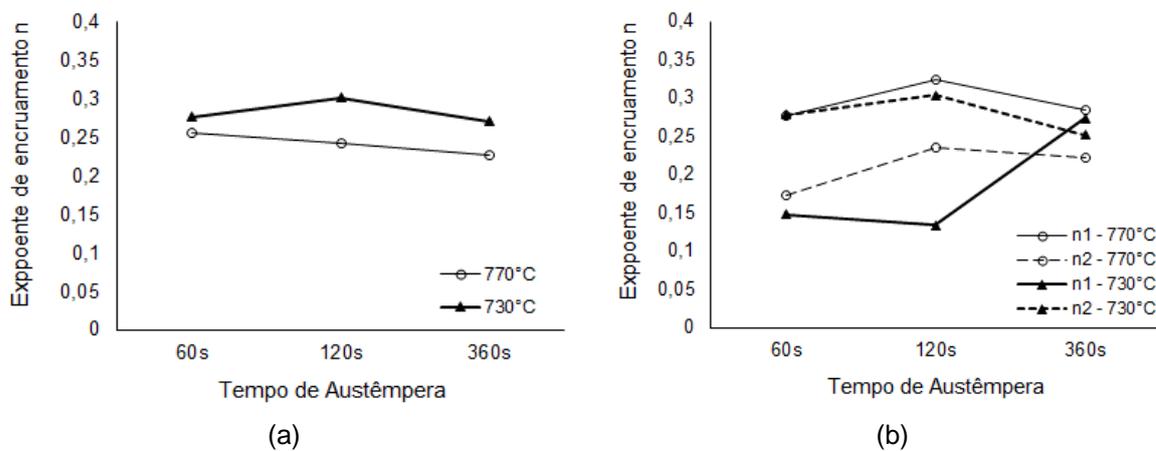
material submetido a aquecimento intercrítico a 770°C foram superiores ao valor de n para as amostras aquecidas a 730°C, independentemente do tipo de ciclo aplicado.

Conforme exposto por Xie *et al.* (2014), a elevação do encruamento de um material, proporcionada pela transformação da austenita retida em martensita no processo de deformação, poderia retardar o início da estricção, resultando em maior ductilidade. Sendo assim, os valores de expoente de encruamento encontrados neste trabalho não estão de acordo com os resultados de alongamento uniforme observados, uma vez que enquanto os primeiros diminuem em função do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica, os de ALU se elevam. Nesse caso, o método de Hollomon com apenas um estágio de encruamento, isto é, considerando um único expoente de encruamento n , constante durante a deformação, pode não representar o real comportamento mecânico dos aços TRIP. Por esse motivo, foi realizada então a análise pelo mesmo método de linearização considerando dois estágios de encruamento.

No geral, na abordagem de dois estágios foi obtida uma melhor aproximação dos resultados com a curva, uma vez que os valores de coeficiente de determinação se mostraram mais próximos de um do que os valores encontrados na análise considerando um único expoente de encruamento. Entretanto, mesmo com a utilização de dois estágios, no geral, não foi observado o aumento linear do encruamento em função da elevação do tempo de austêmpera. Em alguns casos, o expoente de encruamento se eleva entre 60 e 120 segundos, porém volta a cair no tempo de encharque de 360 segundos.

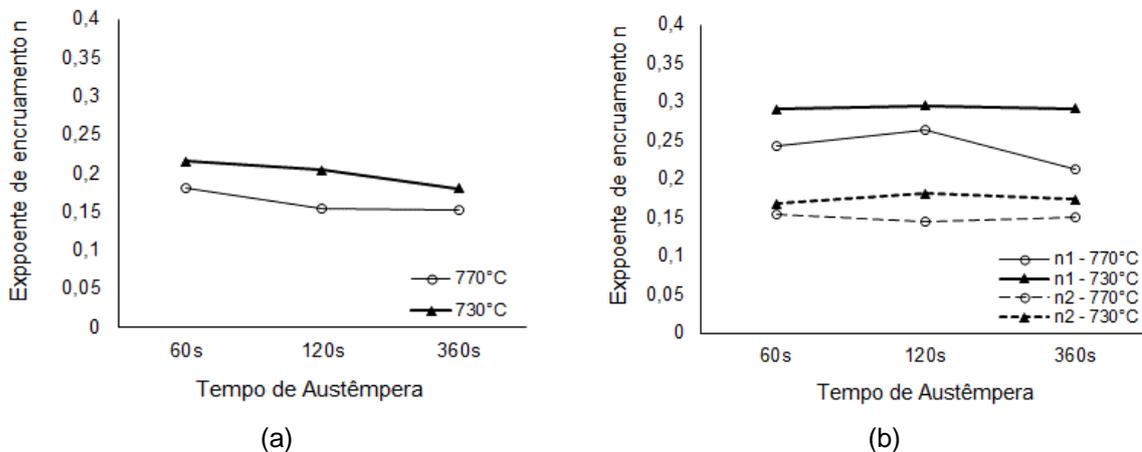
Com relação aos valores encontrados, no ciclo CC, para ambas as temperaturas de aquecimento intercrítico, os valores de n_2 se mostraram menores que os de n_1 , ao contrário do que ocorreu no ciclo CT. Já em relação à rota de processamento CD, só foi possível estabelecer uma tendência de comportamento para amostras aquecidas a 770°C, uma vez que todas apresentaram n_2 inferior a n_1 .

Figura 88 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CD.



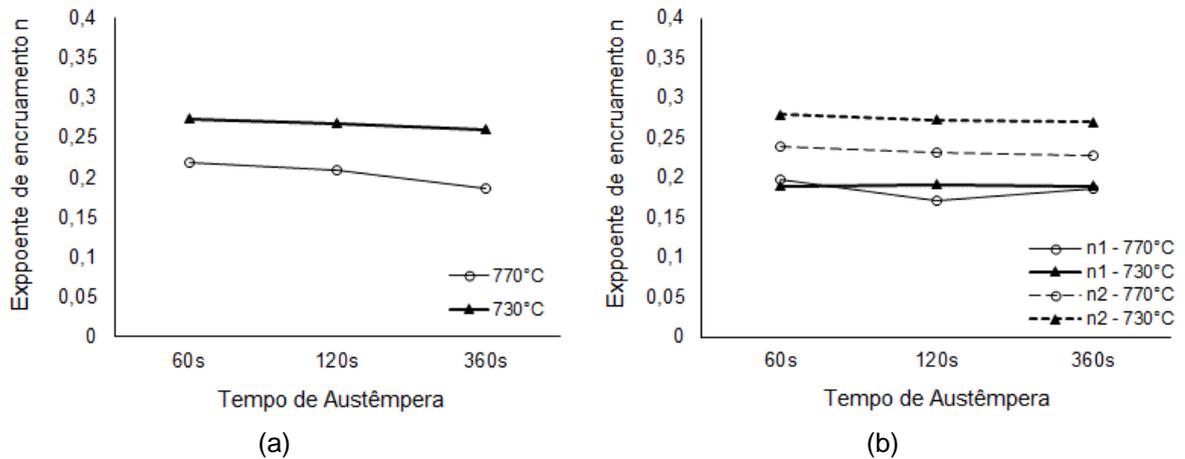
(a): 1 estágio; (b): 2 estágios.
Fonte: próprio autor.

Figura 89 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CC.



(a): 1 estágio; (b): 2 estágios.
Fonte: próprio autor.

Figura 90 – Expoentes de encruamento considerando um e dois estágios das amostras submetidas ao ciclo CT.



(a): 1 estágio; (b): 2 estágios.
Fonte: próprio autor.

5.2.3.2 Taxa de encruamento

Nas figuras 91 a 93 estão apresentadas as curvas de taxa de encruamento em função da deformação. Sua análise permite observar o comportamento dessa taxa em função da variação do tempo de austêmpera para cada ciclo térmico aplicado neste trabalho. Em todas as condições de todos os ciclos, com exceção das amostras CD4 e CD6, as quais apresentaram uma queda suave, nota-se que ocorre um decréscimo expressivo da taxa de encruamento com o aumento da deformação real.

Analisando as condições submetidas ao ciclo CD, verifica-se que as condições CD1 e CD5 foram as que apresentaram maior taxa de encruamento.

Considerando o ciclo CT, não houve um comportamento padrão, visto que as amostras que encruaram mais sob níveis reduzidos de deformação foram a CT1 (770°C de aquecimento intercrítico e 60 segundos de austêmpera) e CT6 (730°C de aquecimento intercrítico e 360 segundos de austêmpera).

Por fim, para o ciclo CC, observa-se que as amostras com tempo mais curto de austêmpera, isto é, 60 segundos, foram as que apresentaram maior taxa de encruamento em níveis mais baixos de deformação, independentemente da temperatura de aquecimento intercrítico. Já nos estágios mais avançados, a amostra CC1 apresentou taxa intermediária, enquanto a da CC4 foi inferior quando comparada às amostras austemperadas por 120 e 360 segundos.

Acerca dos níveis de deformação atingidos, em todos os ciclos as condições com tempo de encharque de 360 segundos na temperatura de transformação bainítica foram as que atingiram os níveis mais elevados. Entretanto, há diferenças nos valores máximos alcançados. As amostras do ciclo CT, no geral, suportaram níveis maiores de deformação, tendo sido observados níveis de até 27% (amostra CT3). Em segundo lugar, estão as submetidas ao ciclo CD, as quais alcançaram valores entre 16% e 20% e, por fim, as amostras do ciclo CC apresentaram os mais baixos níveis de deformação, entre 10% e 16%.

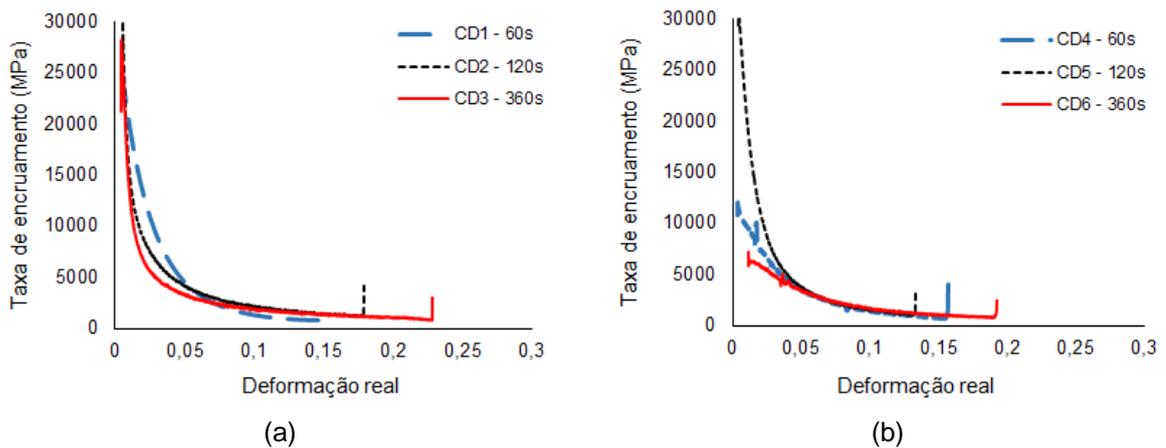
Quando se considera a influência da diferença de temperatura de aquecimento intercrítico, verifica-se que sua redução provoca alterações distintas na taxa de encruamento para cada ciclo. Em relação ao ciclo CD, a condição austemperada por 120 segundos sofre pouca mudança, enquanto a de 360 segundos reduz drasticamente. Já nas amostras do ciclo CC não são observadas mudanças significativas nos valores da taxa e, avaliando-se o ciclo CT, percebe-se que houve uma leve redução da taxa de encruamento na amostra com tempo de encharque de 60 segundos, acompanhada de uma elevação expressiva nas outras condições (120 e 360 segundos).

Segundo Matsumura, Sakuma e Takechi (1987), a diferença observada no comportamento da taxa de encruamento em função da deformação pode ser explicada pelos distintos níveis de estabilidade da austenita retida presente nas amostras que, como já explicado, é consequência de diversos fatores associados. Em seu estudo, os autores mostraram que a amostra contendo AR menos estável apresentou queda mais intensa na taxa de encruamento e alcançou menor nível de encruamento, enquanto a que apresentava austenita retida com maior estabilidade teve uma taxa de encruamento e nível de deformação mais elevados.

Como exposto anteriormente, o tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica é um fator extremamente importante para a estabilização da austenita por conta do seu enriquecimento com carbono. Por isso, as amostras com tempo de austêmpera mais curtos apresentam níveis de deformação menores, já que o tempo de encharque aplicado seria insuficiente para que a austenita atinja elevada estabilidade mecânica, resultando em sua transformação em martensita já nos estágios iniciais de deformação. Por esse mesmo motivo, as amostras submetidas ao maior tempo de austêmpera (360 segundos) apresentaram valores de deformação mais elevados.

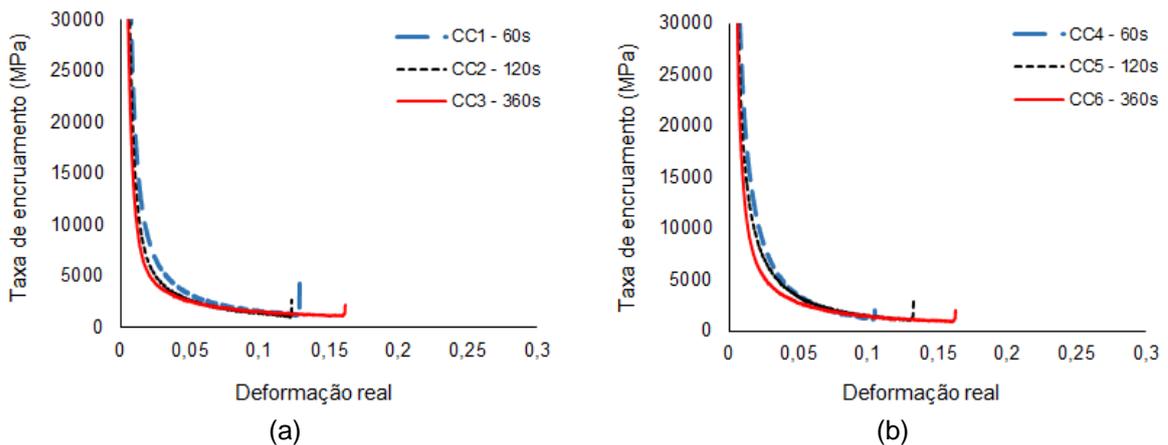
Quando se leva em consideração as distintas rotas térmicas aplicadas, verifica-se que as amostras do ciclo CT apresentaram maiores níveis de deformação supostamente em decorrência de sua microestrutura lamelar que, conforme já explicado é mais estável. Sendo assim, resistiria mais à deformação plástica, ocasionando taxas de encruamento mais elevadas até níveis maiores de deformação.

Figura 91 – Taxa de encruamento versus deformação real das amostras do ciclo CD.



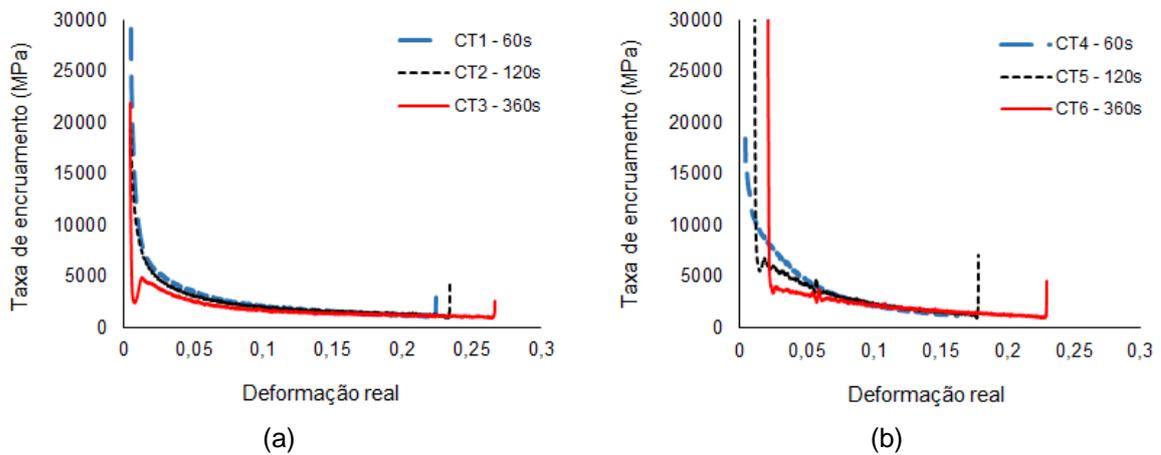
(a) amostras aquecidas a 770°C e (b): amostras aquecidas a 730°C.
Fonte: próprio autor.

Figura 92 – Taxa de encruamento versus deformação real das amostras do ciclo CC.



(a) amostras aquecidas a 770°C e (b): amostras aquecidas a 730°C.
Fonte: próprio autor.

Figura 93 – Taxa de encruamento versus deformação real das amostras do ciclo CT.



(a) amostras aquecidas a 770°C e (b): amostras aquecidas a 730°C.
 Fonte: próprio autor.

5.2.3.3 Expoente de encruamento instantâneo

De acordo com Fu *et al.* (2014), o método de análise do encruamento por meio do n instantâneo permite identificar mais claramente a influência da transformação da AR em martensita na capacidade de encruamento do material durante a deformação.

Hajiannia *et al.* (2018) acrescentam que a análise do expoente de encruamento instantâneo n é amplamente utilizada como um indicador da capacidade que o metal tem de ser conformado na forma de chapas, sendo que metais que exibem valores elevados de n possuem maior conformabilidade e, portanto, são mais adequados para processos que envolvem deformação plástica, já que conseguem apresentar uma maior deformação uniforme.

As curvas do expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para todas as condições de tratamento térmico estudadas estão apresentadas na figura 94.

De maneira geral, no que diz respeito ao comportamento da deformação apresentada pelas amostras em função dos diferentes tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica, observa-se que, assim como foi verificado na análise da taxa de encruamento, quanto maior é o tempo de encharque, maiores são os valores de deformação atingidos pelo material. Quando os ciclos são comparados entre si, observa-se que as amostras submetidas ao ciclo CC alcançaram os menores níveis de deformação, enquanto as amostras CD apresentaram níveis intermediários

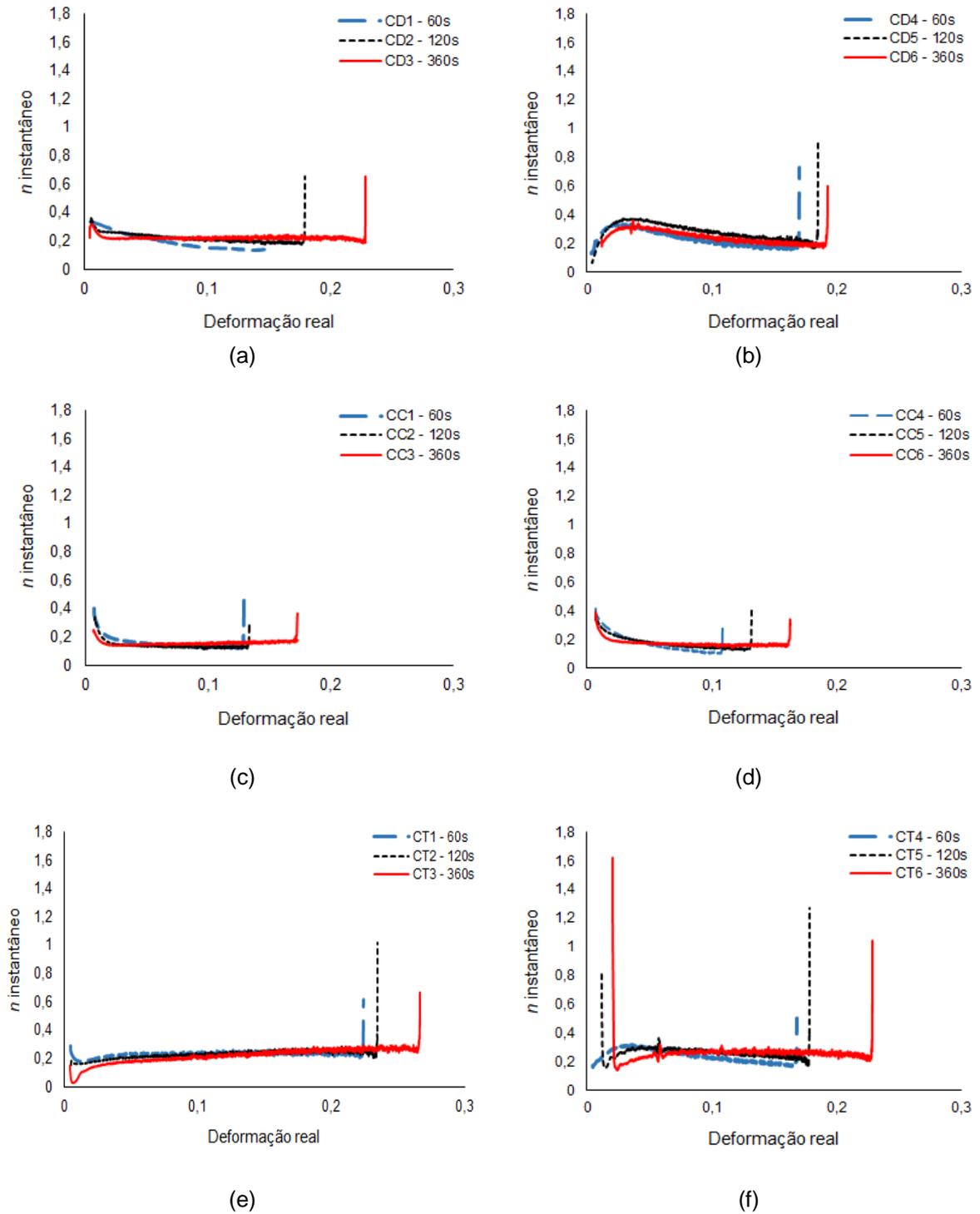
e as condições do ciclo CT mantiveram maior deformação sob níveis mais elevados de deformação.

Chiang *et al.* (2011) verificaram resultados semelhantes quando analisaram a influência da microestrutura inicial nas propriedades mecânicas, o que é mostrado na figura 30(b). Os pesquisadores perceberam que as amostras com microestrutura lamelar (similares às produzidas pelo ciclo CT) apresentaram níveis de deformação mais elevados do que as amostras com microestrutura equiaxial (semelhantes às obtidas pelo ciclo CD). A diferença no comportamento de encruamento se deve à estabilidade da austenita retida nas duas microestruturas. A estrutura lamelar apresenta menor taxa de transformação e sob tensões mais elevadas ainda possuem parte da fase austenítica disponível para transformação, enquanto a microestrutura equiaxial já esgotou seu efeito TRIP.

Com relação ao valor do n instantâneo, exceto a amostra CT6, em todos os casos, as condições austemperadas durante o tempo mais longo apresentaram os menores valores de expoente de encruamento instantâneo. Além disso, as condições do ciclo CT foram as que apresentaram os valores extremos do expoente, isto é, os maiores e menores valores de n .

Analisando-se o comportamento das curvas, percebe-se que cada ciclo apresenta um padrão geral distinto. No ciclo CD, as amostras aquecidas a 730°C tiveram uma elevação do expoente de encruamento instantâneo em níveis mais baixos de deformação, seguida por uma queda suave até a deformação máxima. Já as amostras com aquecimento intercrítico a 770°C, não seguiram um comportamento padronizado, visto que sob baixos níveis de deformação a CD1 apresentou queda lenta, enquanto a CD2 caiu abruptamente e a CD3 apresentou uma pequena elevação antes de seus valores se manterem praticamente constantes até a deformação máxima. No ciclo CC, todas as condições apresentaram queda expressiva ainda sob baixa deformação e no ciclo CT, enquanto as amostras CT1, CT2 e CT3 tiveram queda no início da deformação, a CT5 e a CT6 apresentaram uma forte redução, ao contrário da CT4 que se elevou suavemente no início da deformação.

Figura 94 – Expoente de encruamento instantâneo versus deformação real.



(a) e (b): amostras submetidas ao ciclo CD – 770°C e 730°C respectivamente. (c) e (d): amostras submetidas ao ciclo CC – 770°C e 730°C respectivamente. (e) e (f): amostras submetidas ao ciclo CT – 770°C e 730°C respectivamente.

Fonte: próprio autor.

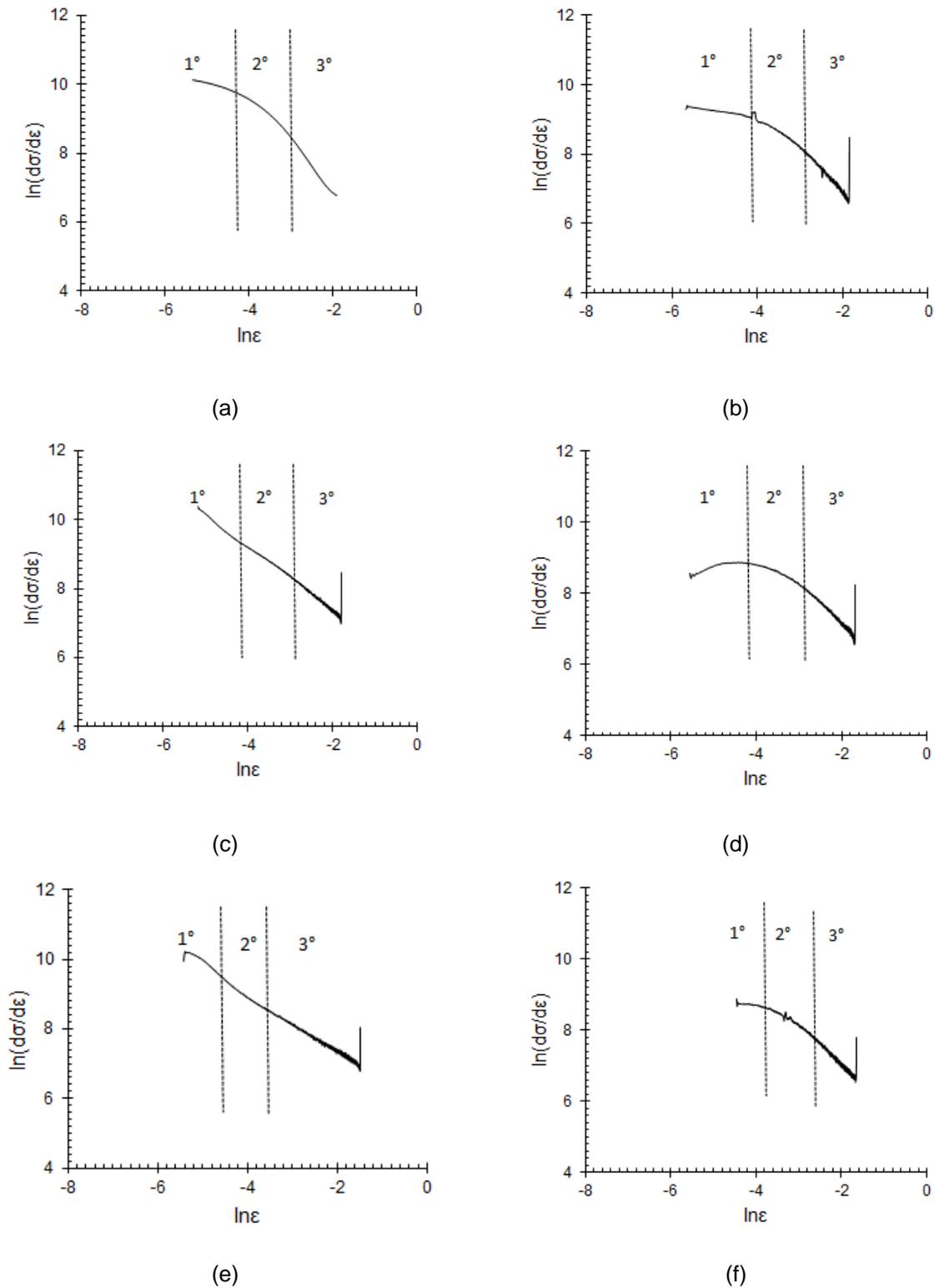
5.2.3.4 Análise de Crussard-Jaoul

Nas figuras 95 a 97, estão as curvas obtidas por meio da análise de Crussard-Jaoul. Segundo Cai *et al.* (2103), por esta técnica, o comportamento de encruamento pode ser dividido em três estágios, os quais foram identificados em quase todas as condições de processamento estudadas, com base nas variações de inclinação das curvas. Essa variação na inclinação remete a uma queda brusca na taxa de encruamento com a elevação da deformação, a qual foi observada em todas as amostras, exceto nas CD4 e CD6, conforme foi detalhada anteriormente. Ainda de acordo com os autores, o primeiro estágio de encruamento é governado pela deformação plástica da ferrita, no segundo a atuação do efeito TRIP é dominante e o terceiro estágio corresponde à ação conjunta da ferrita, austenita e martensita.

Nas amostras CC1, CC2, CC4 e CC5 foram identificados apenas 2 estágios. Como explicado, o segundo estágio está associado à transformação martensítica induzida por deformação plástica, sendo assim, uma estabilidade elevada da austenita retida prolongaria o efeito TRIP até os níveis mais avançados de deformação, fazendo com que o terceiro estágio de encruamento não fosse percebido. Por esse motivo, era esperado que a presença de apenas dois estágios fosse verificada em condições cuja AR apresentou maior estabilidade, entretanto não foi o que ocorreu.

Xiong *et al.* (2016) estudaram um aço TRIP 0,17%C-1,5%Si-1,6%Mn-0,19%Cr e, a partir de curvas baseadas no modelo de Crussard-Jaoul modificado, verificaram um comportamento de encruamento semelhante aos encontrados neste trabalho, ou seja, curvas cuja variação na inclinação permite a sua divisão em dois ou três estágios. Os autores avaliaram os efeitos de diferentes rotas de processamento térmico, caracterizadas por amostras temperadas logo após aquecimento intercrítico, sem passarem por austêmpera (TQ), e amostras austemperadas a temperaturas distintas (T350, T400 e T450).

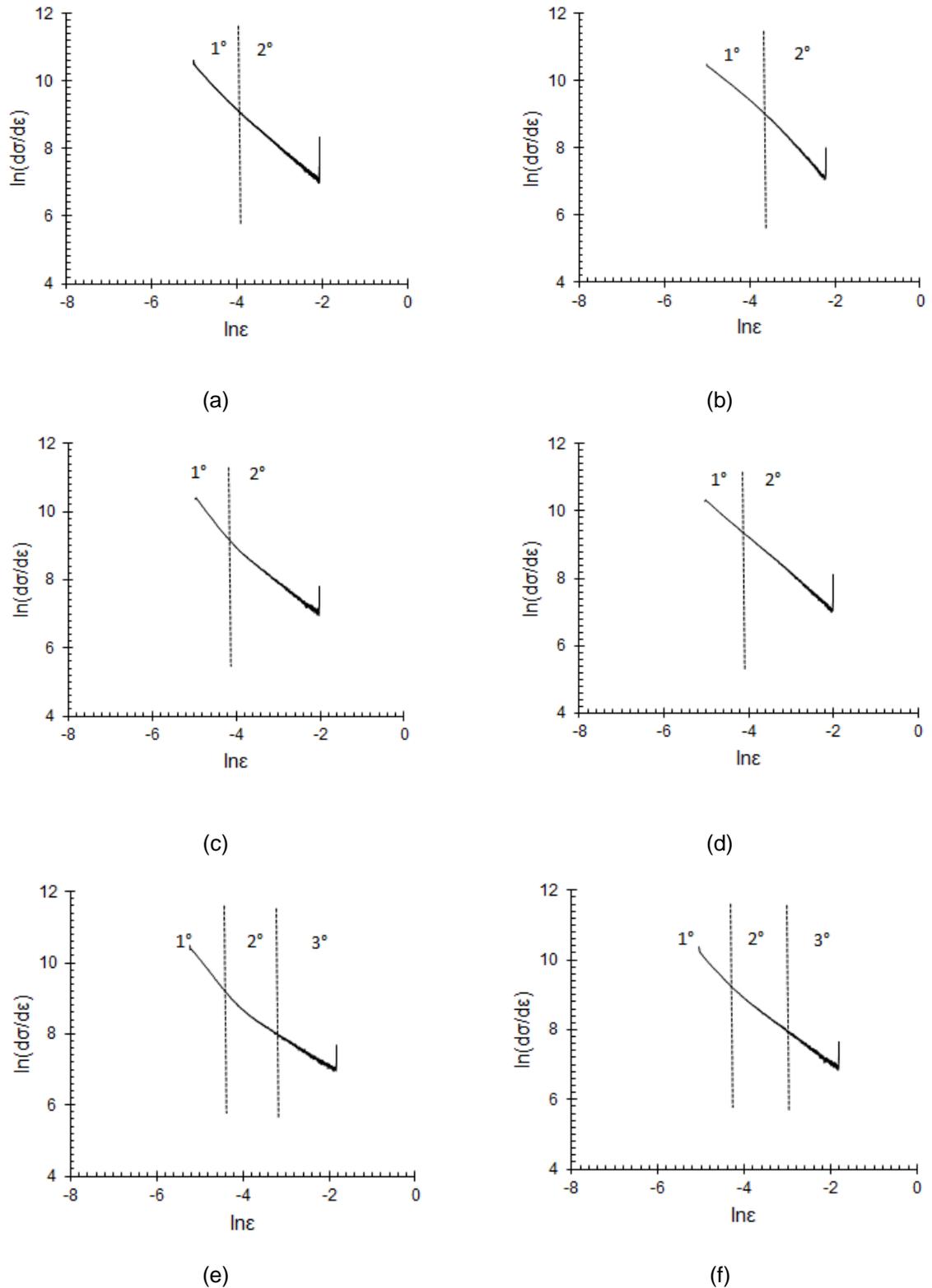
Figura 95 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CD.



(a), (c) e (e): temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente; (b) (d) e (f): temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

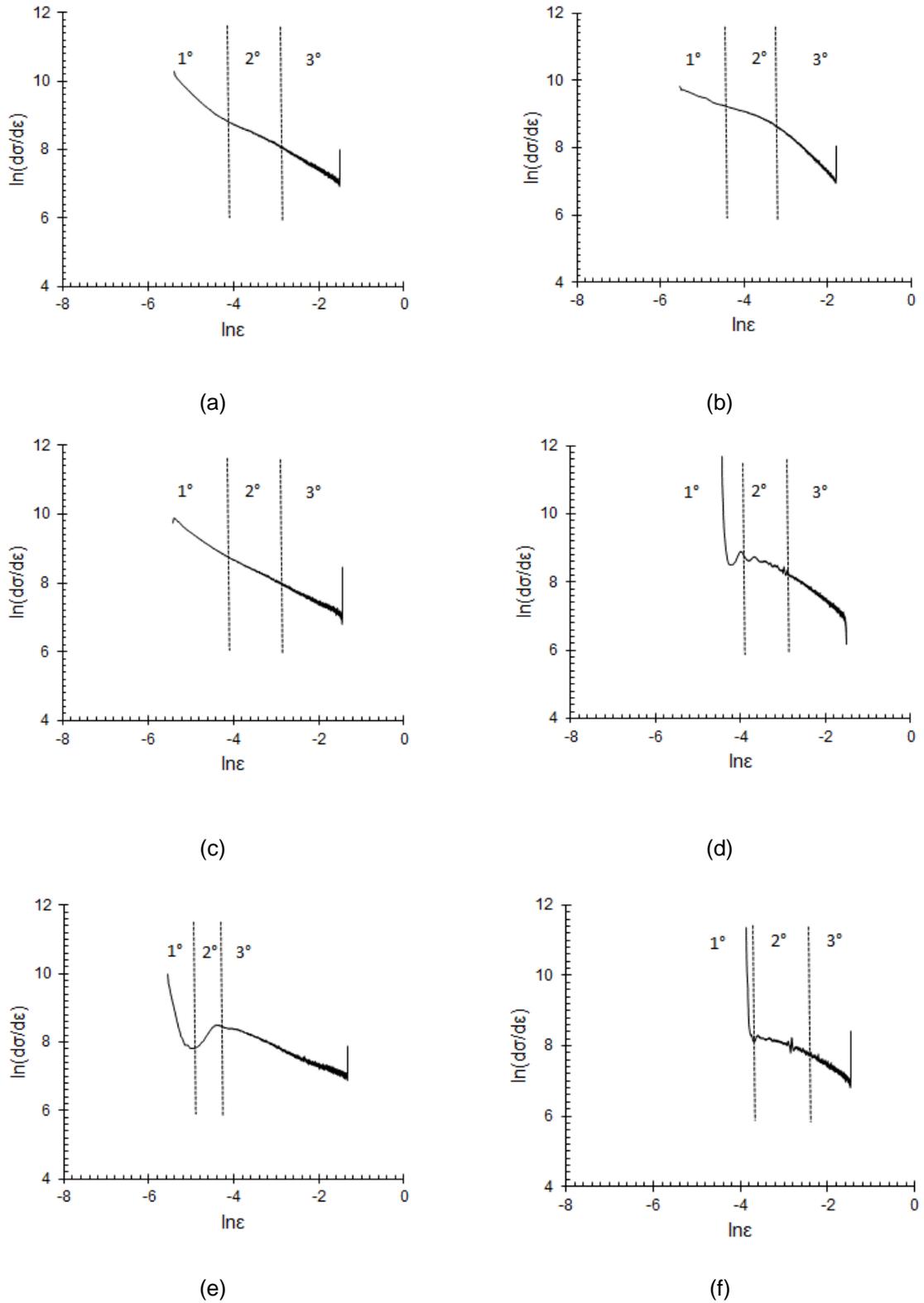
Figura 96 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CC.



(a), (c) e (e): temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente; (b) (d) e (f): temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

Figura 97 – Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo CT.



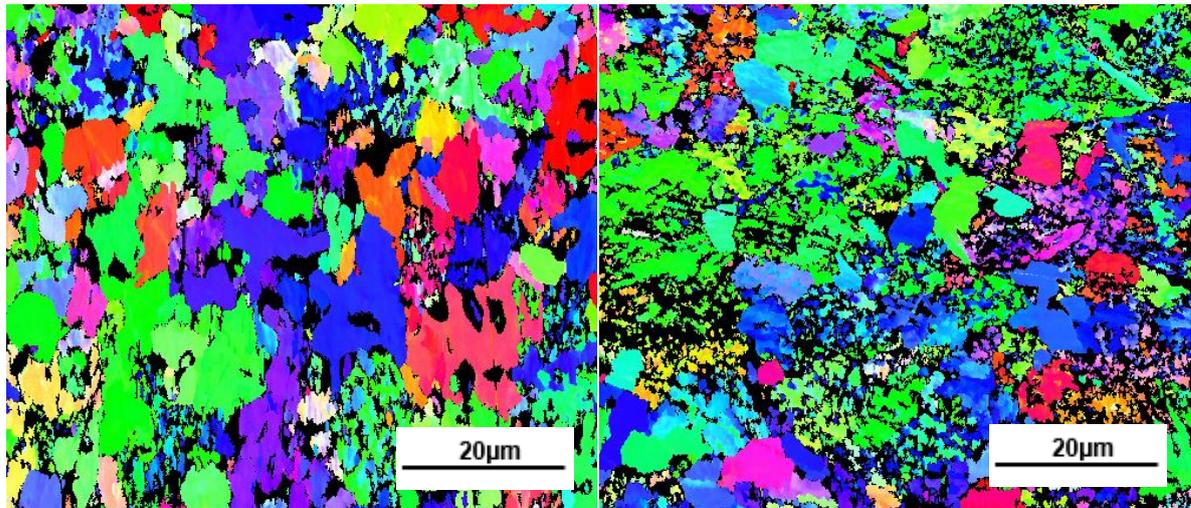
(a), (c) e (e): temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente; (b) (d) e (f): temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C e tempos de austêmpera de 60s, 120s e 360s, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

5.3 Análise por EBSD

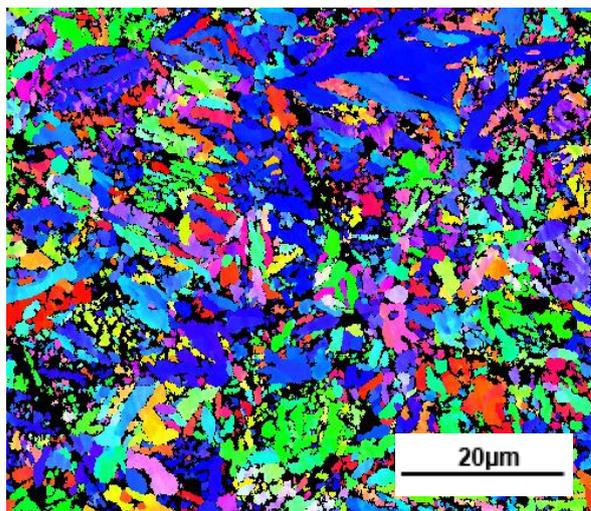
A figura 98 mostra as microestruturas observadas por EBSD pela ferramenta figura de polo inversa das três amostras analisadas pela técnica. É possível perceber que a aplicação de diferentes ciclos gerou microestruturas com morfologias também diferentes entre si, o que já tinha sido observado a partir das análises de MEV e MO.

Figura 98 – Mapas de figura de polo inversa das amostras.

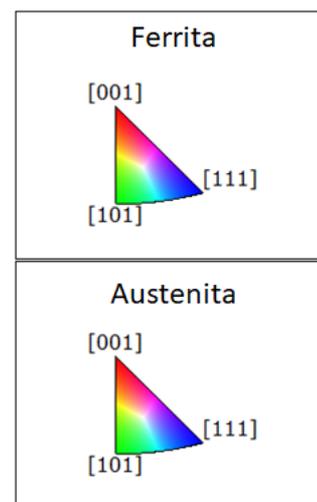


(a)

(b)



(c)

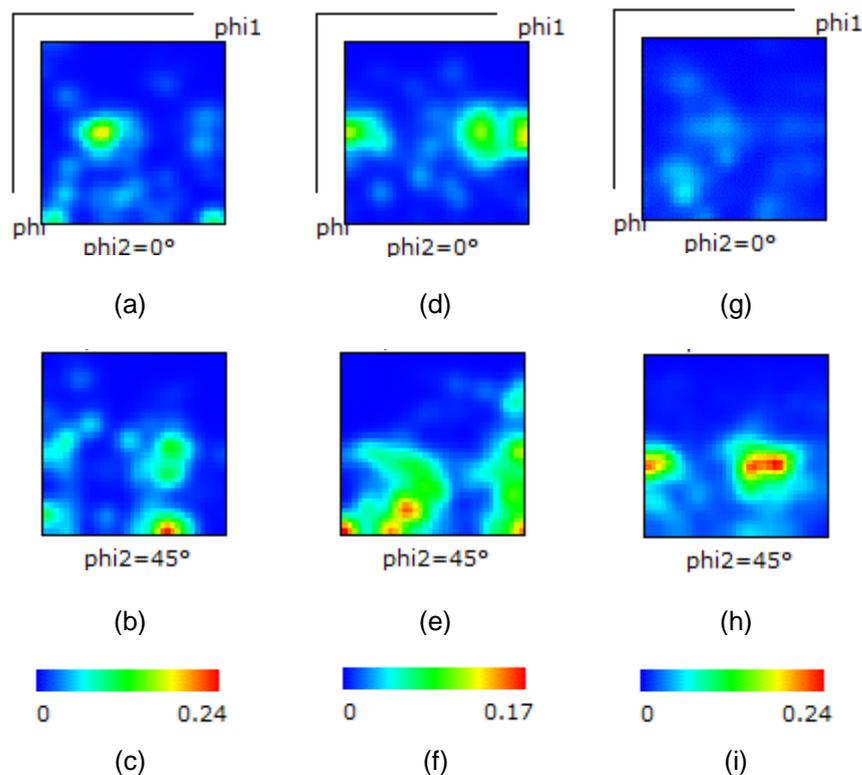


(a): Amostra CD3; (b): Amostra CC3, (c): Amostra CT3.
Fonte: próprio autor.

As amostras apresentaram um índice de indexação relativamente alto, porém ainda é possível notar nas imagens algumas regiões escuras que representam áreas não indexadas.

A figura 99 mostra a microtextura descrita pelas funções de distribuição de orientação para a seção $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para a ferrita das três condições analisadas do material. Essas seções foram escolhidas, pois de acordo com Viana (2002), no sistema cúbico, as principais orientações surgem com frequência no intervalo de 0° a 90° , especialmente na seção $\varphi_2=45^\circ$, na qual as orientações principais se concentram.

Figura 99 – Função de distribuição de orientação das seções $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ da ferrita do material.



(a), (b) e (c): amostra CD3; (d), (e) e (f): amostra CC3; (g), (h) e (i): amostra CT3.

Fonte: próprio autor.

Apesar de ter sido observada uma diferença da textura produzida por cada ciclo térmico aos quais o material foi submetido, não foi possível realizar uma análise aprofundada dos resultados, visto que esses não apresentaram as componentes da textura de deformação tipicamente verificados em estruturas CCC.

Nas figuras 100 a 102 estão exibidos os mapas de grãos das amostras analisadas por EBSD, bem como um gráfico com a distribuição de tamanhos dos grãos presentes nas amostras. Nesses mapas, as cores não representam diferenças de orientação, elas são escolhidas de forma aleatória e têm apenas a função de mostrar a região que compreende cada grão.

Foram realizadas duas análises: uma considerando-se grãos com contornos de baixo ângulo ($2^\circ < \text{ângulo} < 15^\circ$), a qual possibilita a visualização de estruturas menores que os grãos, como os subgrãos; e outra que leva em consideração grãos com contornos de alto ângulo ($> 15^\circ$), a qual permite visualizar os grãos, propriamente ditos, e definir sua distribuição de tamanhos.

Na amostra CD3, como pode ser visto na figura 100(c), foi identificada uma distribuição de tamanhos de grãos ligeiramente uniforme, com dimensões máximas na faixa entre 14 e 16 μm . Essa amostra foi a que apresentou o maior tamanho médio (8,76 μm) e, por este motivo, possui menor quantidade de grãos na área analisada (546 grãos). A maior ocorrência de grãos da amostra CD3 se encaixa na faixa de tamanho entre 8 e 10 μm (20,8% dos grãos).

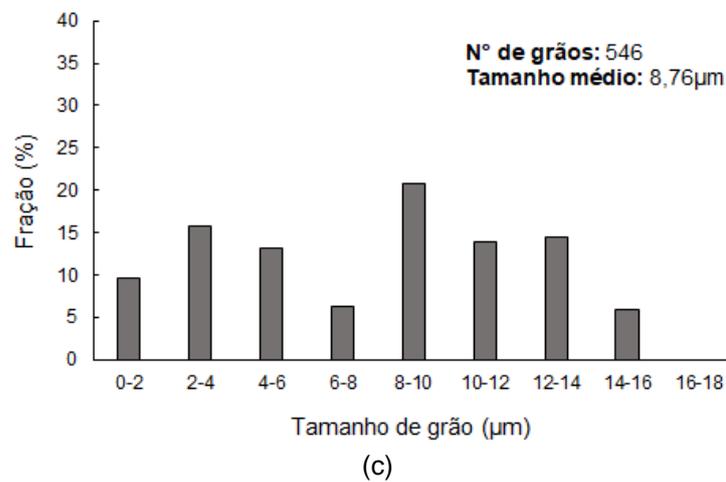
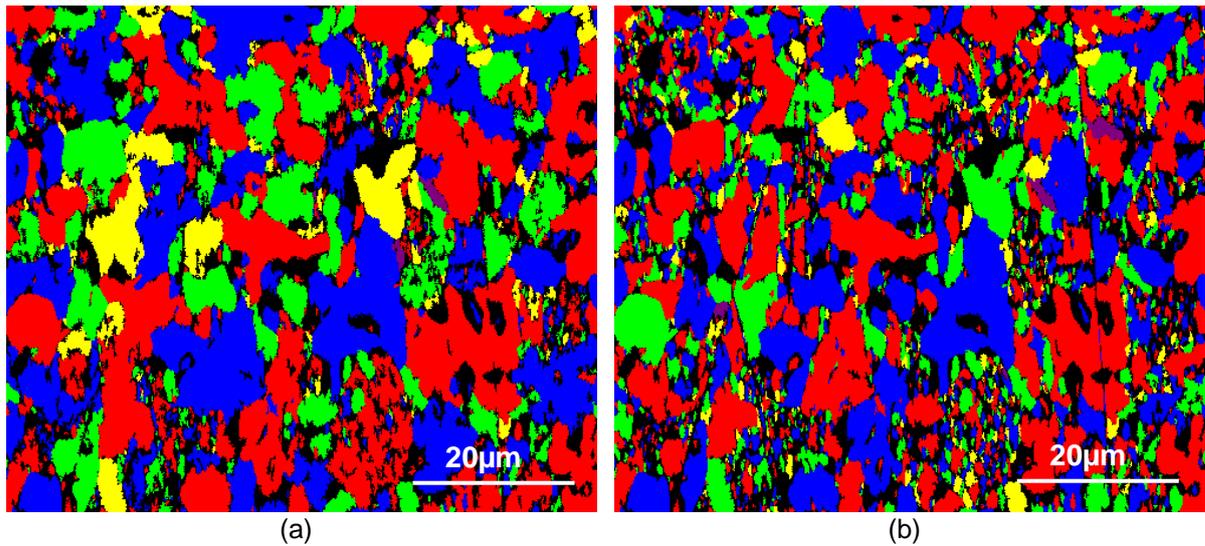
Com relação à amostra CC3 (figura 101(c)), foram encontrados 1213 grãos na região de análise e sua distribuição de tamanhos está concentrada até na faixa de 10 a 12 μm , sendo que o tamanho médio do grão é de 5,62 μm . A maior quantidade deles está distribuída de maneira homogênea entre as faixas de tamanho de até 8 μm (88,7%).

Já a amostra CT3, conforme pode ser visto na figura 102(c), apresentou o maior número de grãos na área estudada, sendo um total de 1561 grãos. Sua distribuição de tamanhos apresenta certa heterogeneidade, pois a maior fração está compreendida até a faixa de 8 a 10 μm , a partir da qual não há mais grãos, até que na faixa de tamanho entre 16 e 18 μm há a ocorrência de 7,23% dos grãos. Além disso, 37,14% dos grãos estão compreendidos entre 2 e 4 μm .

É importante ressaltar que a análise de EBSD dos grãos revela apenas as fases ferrítica e austenítica e não evidencia os contornos que delimitam constituintes como a bainita, por exemplo. Por essa razão, há uma diferença em relação ao que foi observado por meio das análises de MEV e MO. As imagens microscópicas evidenciaram que a microestrutura produzida pelo ciclo CC apresentou porções bainíticas consideravelmente maiores do que os outros ciclos. Entretanto, o resultado obtido pelo EBSD mostrou a presença de grãos com dimensões menores nas

amostras submetidas a este ciclo, o que se deve ao que foi explicado acima, ou seja, nessa análise foram considerados os contornos ferríticos e austeníticos, incluindo a ferrita presente no interior dos blocos de bainita, o que resultou em tamanhos menores de grãos neste caso.

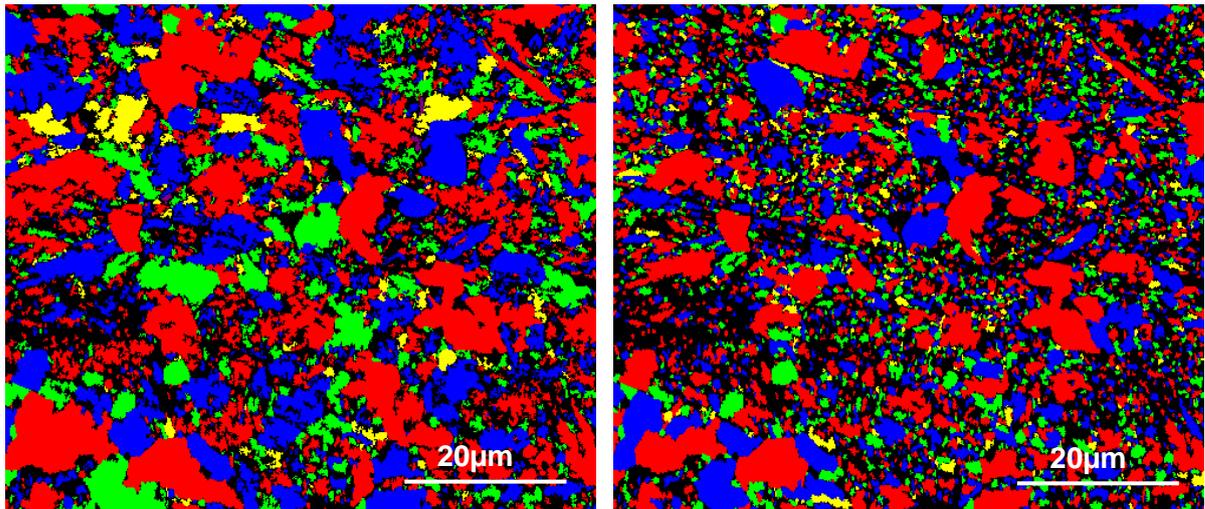
Figura 100 – Análise dos grãos da amostra CD3.



(a): mapa de grãos com contornos de alto ângulo ($>15^\circ$); (b): mapa de grãos com contornos de baixo ângulo ($2^\circ < \theta < 15^\circ$); (c): distribuição de tamanhos de grãos da amostra.

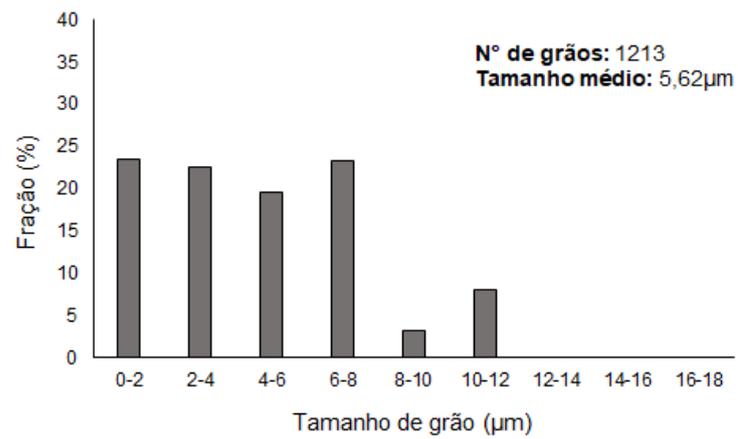
Fonte: próprio autor.

Figura 101 – Análise dos grãos da amostra CC3.



(a)

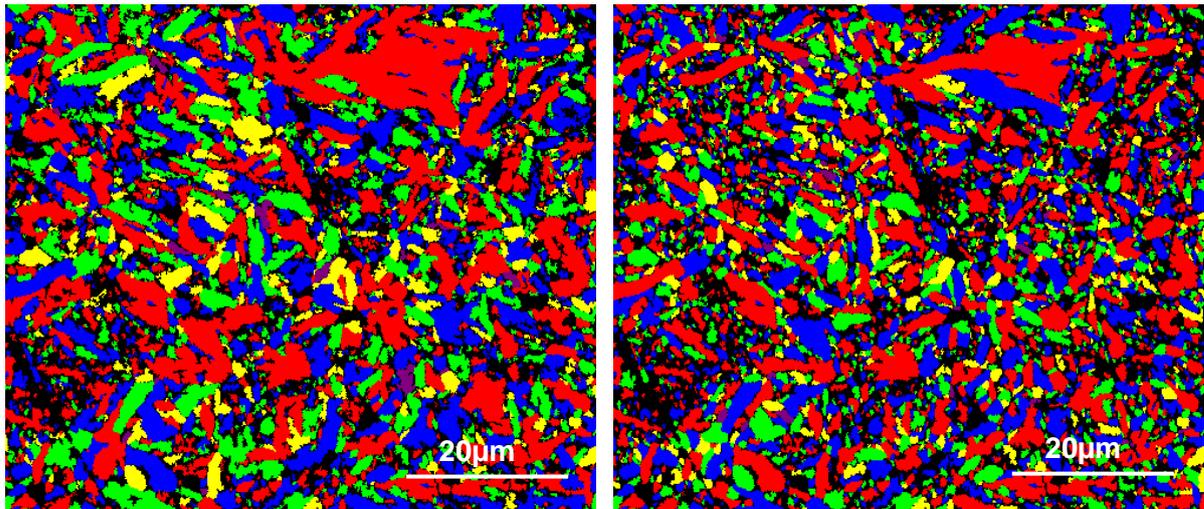
(b)



(c)

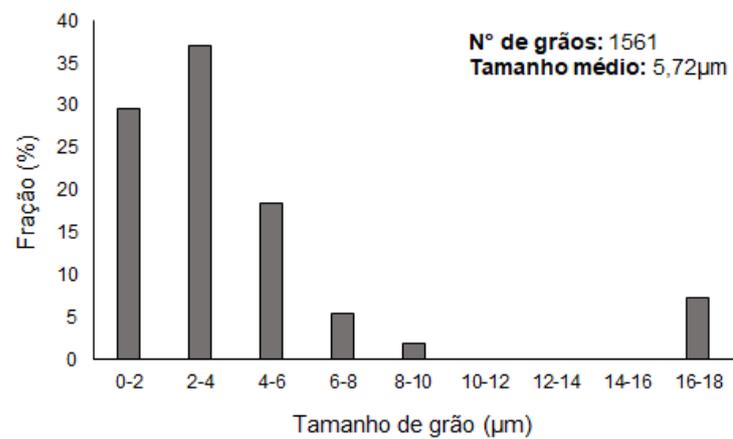
(a): mapa de grãos com contornos de alto ângulo ($>15^\circ$); (b): mapa de grãos com contornos de baixo ângulo ($2^\circ < 15^\circ$); (c): distribuição de tamanhos de grãos da amostra.
 Fonte: próprio autor.

Figura 102 – Análise dos grãos da amostra CT3.



(a)

(b)



(c)

(a): mapa de grãos com contornos de alto ângulo ($>15^\circ$); (b): mapa de grãos com contornos de baixo ângulo ($2^\circ < 15^\circ$); (c): distribuição de tamanhos de grãos da amostra.
 Fonte: próprio autor.

6 CONCLUSÕES

1) Considerando os efeitos do tipo de tratamento térmico e dos seus parâmetros na microestrutura no material, foi observado que:

- Em geral, independentemente do tipo de ciclo térmico considerado e da temperatura da etapa intercrítica, a elevação no tempo de austêmpera levou ao aumento na proporção de bainita e redução na quantidade de constituinte MA. Foi verificada também a elevação da quantidade de austenita retida com esse parâmetro, assim como o teor de carbono dessa.
- Quanto à temperatura intercrítica empregada, a proporção de ferrita para a temperatura de 730°C foi superior à observada para 770°C e a quantidade de bainita, para os três tipos de processamentos térmicos investigados. A proporção de austenita retida, assim como seu teor de carbono, foi reduzida com a diminuição da temperatura intercrítica analisada.
- Ciclos térmicos distintos resultaram em microestruturas cujos constituintes apresentaram distribuição e morfologias diferentes entre si. O ciclo direto levou ao desenvolvimento de uma microestrutura composta de grãos equiaxiais de ferrita, além da presença de bainita com ripas aparentemente mais espessas e do constituinte MA em forma de blocos. O ciclo contínuo originou regiões de bainita e grãos de ferrita de dimensões superiores, sendo que no caso específico da bainita, suas ripas se apresentaram mais finas. O ciclo com têmpera prévia levou a uma estrutura mais fina e acicular, com grãos alongados de ferrita e MA, além de bainita com agulhas menores, mais curtas e também descontínuas. Por fim, quanto à análise quantitativa, verifica-se que a proporção dos constituintes sofreu variação de acordo com o tipo de ciclo térmico.

2) Considerando os efeitos do tipo de tratamento térmico e dos seus parâmetros nas propriedades mecânicas do material, verificou-se que:

- A elevação do tempo de austêmpera levou à redução na dureza do material, assim como a diminuição da temperatura intercrítica. Para a temperatura de 770°C, o ciclo direto resultou nos maiores valores de dureza e para a temperatura de 730°C esse fenômeno foi observado para o ciclo com têmpera prévia.

- De maneira geral, com a elevação do tempo de transformação bainítica foi verificada a tendência de redução nos valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento, além do aumento do alongamento uniforme. O ciclo com têmpera prévia resultou nos maiores valores de ductilidade. A elevação da temperatura intercrítica resultou em maiores níveis de resistência mecânica para os ciclos direto e contínuo. Para o ciclo CT, além de não ser observada tendência de comportamento, a temperatura não influenciou de forma acentuada.

3) Com relação à capacidade de encruamento do aço, analisada por meio de quatro métodos distintos, foi observado que:

- A elevação da temperatura intercrítica provocou uma queda no expoente de encruamento na análise considerando um único expoente de encruamento para todos os ciclos e na abordagem de dois estágios não foi observado comportamento padrão. O método de linearização mostrou não ser adequado para descrever o comportamento do aço TRIP, dado que esses aços apresentam microestrutura multiconstituída, o que torna complexa a avaliação do encruamento em apenas um ou dois valores.

- Considerando a taxa de encruamento, em todos os ciclos, a elevação do tempo de austêmpera levou a menores taxas de encruamento iniciais quando comparadas às amostras com menor tempo de encharque na temperatura de transformação bainítica para todos os ciclos e para ambas as temperaturas intercríticas analisadas.

- Com relação ao valor do n instantâneo, em geral, um tempo mais longo de austêmpera resultou em valores inferiores de expoente de encruamento instantâneo.

- O método de Crussard-Jaoul não mostrou ser o mais indicado para a análise do comportamento do encruamento, já que não foi possível identificar três estágios de encruamento para todas as condições analisadas, o que caracteriza este método.

4) Considerando a avaliação do comportamento mecânico das fases de maneira isolada por meio de técnica de penetração instrumentada, verificou-se que:

- O método adotado para avaliar a dureza individual dos constituintes por meio de penetração instrumentada não foi eficaz. Dessa forma, uma nova análise deve ser realizada visando caracterizar cada constituinte da microestrutura de maneira individual.

5) Quanto ao estudo da relação entre textura e transformação de fases, conclui-se que:

- Os resultados obtidos por EBSD se mostraram insuficientes para avaliar a textura do material, tornando necessário o aprofundamento do estudo da técnica e nova execução das análises.

REFERÊNCIAS

- 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, 2016.
- ALHARBI, Fayez. **Microstructure, crystallography and mechanical properties of low-Si TRIP steels**. 2014. 249f. Dissertation (Doctor) – University of Wollongong, Wollongong, Australia.
- 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 E562**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken, 2011.
- ARLAZAROV, A.; BOUAZIS, O.; MASSE, J. P.; KEGEL, F. Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 620, p. 293-300, 2015.
- BANDOH, 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.
- BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; SIKDAR, S.; BHATTACHARYYA, S.; BLECK, W.; BHATTACHARJEE, D. Microstructural prediction through artificial neural network (ANN) for development of transformation induced plasticity (TRIP) aided steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 565, p. 148-157, 2013.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**: transformations, microstructure and properties. 2ed. Cambridge: IOM Communications Ltd, 2001. 454p.
- BHADESHIA, H. K. D. H. TRIP-Assisted Steels? **ISIJ International**, v. 42, n. 9, p. 1059-1060, 2002.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p.895-907, 1979.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels**: microstructure and properties. 3ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 360p.
- BILLUR, Eren; ALTAN Taylan. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I: The first generation. *Stamping Journal*, [S.l.], p.16-17, nov/dec. 2013.
- BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. **Niobium in dual phase and TRIP steels**. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/237801499>> Acesso em: 13 de junho de 2018.

BLECK, W. GUO, X., MA, Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. **Steel Research International**, v. 88, n. 10, p. 1-21, 2017.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed (1 digital). Campinas: EPUSP, 2011. 258p. Disponível em: www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf. Acesso em: 13 fev. 2019.

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.

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 and Engineering A**, v. 654, p. 359-367, 2016.

CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Ciências e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. São Paulo: LTC, 2015. 817p

CHATTERJEE, Sourabh. **Transformations in TRIP-assisted steels: microstructure and properties**. 2006. 182f. Dissertation (Doctor) - University of Cambridge, Cambridge, United Kingdom.

CHATTERJEE, S.; BHADESHIA, H.K.D.H. TRIP-assisted steels: cracking of high-carbon martensite. **Materials Science and Technology**, v. 22, n. 6, p. 645-649, 2006.

CHEN, H.C.; ERA, H. SHIMIZU, M. Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 20A, p. 437-445, 1989.

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 and Engineering A**, v. 638, p. 132-142, 2015.

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 and Engineering A**, v. 528, p. 4516-4521, 2011.

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

CULLITY, Bernard Dennis. **Elements of X-ray Diffraction**. Addison-Wesley Publishing, 1956.

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

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 and Engineering A**, v. 630, p. 27-35, 2015.

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

DIETER, G.E. **Workability testing techniques**. Ohio: American Society for Metals ASM, 1984. 324p.

DIJK, N.H.; BUTT, A.M.; ZHAO, L.; SIETSMA, J.; OFFERMAN, E.; WRIGTH, J.P.; ZWAAG, S. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. **Acta Materialia**, v.53, 2005. p. 5439-5447.

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 and Engineering A**, v. 674, p. 151-157, 2016.

EBNER, S.; SUPPAN, C.; SCHNITZER, R.; HOFER, C. Microstructure and mechanical properties of a low C steel subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments. **Materials Science and Engineering A**, v. 735, p. 1-9, 2018.

FERREIRA, Rafaela Nepomuceno e Vidigal. **Influência do estado inicial e dos parâmetros de processamento na microestrutura e no comportamento mecânico de um aço assistido pelo efeito TRIP após processamentos térmicos diversos**. 2018. 161f. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, CEFET-MG, Belo Horizonte.

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

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 and Engineering A**, v. 603, p. 134-140, 2014.

GRONOSTAJSKI, Z.; NIECHAJOWICZ, A.; KUZIAK, R.; KRAWCZYK, J.; POLAK, J. The effect of the strain rate on the stress-strain curve and microstructure of AHSS. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 242, p. 246–259, 2017.

HAJIANNIA, I.; SHAMANIAN, M.; ATAPOURI, M.; GHASSEMALI, E.; SAEIDI, N. Development of ultrahigh strength TRIP steel containing high volume fraction of martensite and study of the microstructure and tensile behavior. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 71, n. 6, p. 1363-1370, 2018.

HOFER, C.; WINKELHOFER, F.; CLEMENS, H.; PRIMIG, S. Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 664, p. 236-246, 2016.

HUANG, J. N.; TANG, Z. Y.; DING, H.; ZHANG, H.; BI, L. L.; MISRA, R. D. K. Combining a novel cyclic pre-quenching and two-stage heat treatment in a low-alloyed TRIP-aided steel to significantly enhance mechanical properties through microstructural refinement. **Materials Science and Engineering A**, v. 764, p. 1-9, 2019.

JACQUES, P.J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, p. 259-265, 2004.

JACQUES, P.J.; FURNE´MONT, Q.; LANI, F.; PARDOEN, T.; DELANNAY, F. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**, v. 55, p. 3681–3693, 2007.

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.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced High-Strength Steel Application Guidelines Version 6.0**. World Auto Steel, 2017. Disponível em: <<https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>>. Acesso em: 14 de junho de 2018.

KIM, D. H.; SPEER, J. G.; KIM, H. S.; DE COOMAN, B. C. Observation of an Isothermal Transformation during Quenching and Partitioning Processing. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40A, p. 2048-2060, 2009.

KOBAYASHI, Junya. **A basic study on the microstructure and mechanical properties of ultrahigh-strength TRIP-aided martensitic steel**. 2014. 156f. Dissertation (Doctor) - Shinshu University, Nagano, Japan.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: ASM International, 2005. 613p.

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

LAQUERBE, L; NEUTJENS, J.; HARLET, P.; CAROFF, F.; CANTINIEAUX, P. New processing route for the production of silicon-free TRIP assisted cold-rolled and galvanized steels. **41st MWSP Conference Proceedings**, ISS, Vol XXXVII, 1999, p. 89–99.

LESCH, C.; KWIATON, N.; KLOSE, F. B. Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications: tailored properties by smart microstructural adjustments. **Steel Research International**, v. 87, n. 9999, p. 1-21, 2017.

LI, X.; CHEN, L.; ZHAO, Y.; MISRA, R. D. K. Influence of manganese content on ϵ -/ α' -martensitic transformation and tensile properties of low-C high-Mn TRIP steels. **Materials and Design**, v. 142, p. 190-202, 2018.

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 and Engineering A**, v. 672, p. 161-169, 2016.

LI, M.L.; JIANG, H.; HE, Y.L.; CHEN, L.B.; ZHANG, G.T.; WANG, H.; LU, X.G.; LI, L. Effect of two-step cooling process on mechanical properties of TRIP steel with high performance. **Journal of Iron and Steel Research International**, v.25, p. 426-432, 2018.

LIU, L.; HE, B.; HUANG, M. The role of transformation-induced plasticity in the development of advanced high strength steels. **Advanced Engineering Materials**, v. 20, p.1-17, 2018.

LUO, Q.; KITCHEN, M.; ABUBAKRI, S. Effect of austempering time on the microstructure and carbon partitioning of ultrahigh strength steel 56NiCrMoV7. **Metals**, 2017. v.7, p.258

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

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

MORALES-RIVAS, L.; GARCIA-MATEO, C.; KUNTZ, M.; SOURMAIL, T.; CABALLERO, F. G. Induced martensitic transformation during tensile test in nanostructured bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 662, p. 169-177, 2016.

PERELOMA, E.; GAZDER, A.; TIMOKHINA, I. Retained Austenite: transformation-induced plasticity. In: TOTTEN, G. E.; COLAS, R. **Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys**. Boca Raton: CRC Press, 2016. p. 3088-3103.

PERELOMA, E. V., GONÇALVES N.E, SANTOS, B. G., BARTULICI, E., BARBOSA, R. Caracterização Microestrutural de Um Aço C-Mn Multiconstituído Laminado a Frio de Alta Resistência Mecânica. **61° Congresso Anual da ABM – Rio de Janeiro**, 2006.

RANJAN R.; BHATTACHARYYA, T. e SINGH, S. B. An overview on structure–property relationship of TRIP-aided steel. **Advanced High Strength Steel**, p. 27-38, 2018.

SAEIDI, N.; RAEISSI, M.; VAGHEI, H. R.; ABDAR, M. Extraordinary strength and ductility obtained in transformation-induced plasticity steel by slightly modifying its chemical composition. **Materials Science and Engineering A**, v. 702, p. 225-231, 2017.

SAKUMA, Y.; MATLOCK D.K.; KRAUSS, G. Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 pct C steels containing 1.2 pct Si-1.5 pct Mn and 4 pct Ni: part I. Transformation, microstructure, and room-temperature mechanical properties. **Metallurgical Transactions A**, v. 23A, p. 1221-1231, 1992.

SAMEK, L. e KRIZAN, D. **Steel: material of choice for automotive lightweight applications**. Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/259850559>> Acesso em: 10 de junho de 2018.

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 and Engineering A**, v. 636, p. 551-564, 2015.

SILVA, André L. da C. e; MEI, Paulo. **Aços e Ligas Especiais**. 2ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. 512p.

SOARES, G. C.; GONZALEZ, B. M.; SANTOS, L. A. Strain hardening behavior and microstructural evolution during plastic deformation of dual phase, non-grain oriented electrical and AISI 304 steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 684, p. 577-585, 2017.

SOJKA, J.; VÁNOVÁ, P.; VODÁREK, V.; SOZANSKA, M. Diffusion of hydrogen in the TRIP 800 steel. **Procedia Materials Science**, v. 12, p. 66-71, 2016.

SUGIMOTO, K. e MUKHERJEE, M. TRIP aided and complex phase steels. In: RANA R., SINGH, S.B. **Automotive steels: design, metallurgy, processing and applications**. Woodhead Publishing, 2017. cap.8, p. 217-257.

VIANA, C. S. C. **Textura Cristalográfica**. Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2002. 35 p.

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, Z. J.; REN, Y. Q.; ZHOU, W. H.; YANG, J. R.; SHANG, C. J.; MISRA, R. D. K. Stability of retained austenite in multi-phase microstructure during austempering and its effect on the ductility of a low carbon steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 603, p. 69-75, 2014.

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.

YI, H.L. Review on δ -transformation-induced plasticity (TRIP) steels with low density: the concept and current progress. **Journal of the Minerals, Metals & Materials Society**, v. 66, n. 9, p. 1759-1769, 2014.

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.45, p.3512-3518, 2014.

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

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, J.; XI, Y.; SHI W.; LI, L. Microstructure and mechanical properties of high manganese TRIP steel. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 19, n. 4, p. 57-62, 2012.

ZHAO, J.; JIANG, Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress in Materials Science**, v. 94, p. 174-242, 2018.

ZINSAZ-BORUJERDI, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; ABEDI, H. R.; KARAM-ABIAN, M.; DING, H.; HAN, D.; KHERADMAND, N. Room temperature mechanical properties and microstructure of a low alloyed TRIP-assisted steel subjected to one-step and two-step quenching and partitioning process. **Materials Science and Engineering A**, v. 725, p. 341-349, 2018.

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.

ANEXO 1 - Valores médios de expoente de encruamento e fator de correlação para análise de encruamento obtidos pelo método de linearização da curva $\sigma \times \epsilon$.

Amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CD1 | CPA | 0,2563 | 0,9908 | 0,2774 | 0,9971 | 0,1727 | 0,998 |
| | | CPB | 0,2563 | 0,9908 | 0,2774 | 0,9971 | 0,1727 | 0,998 |
| | | Média | 0,2563 | | 0,2774 | | 0,1727 | |
| 120 | CD2 | CPA | 0,2409 | 0,996 | 0,3312 | 0,9995 | 0,2357 | 0,9969 |
| | | CPB | 0,2428 | 0,9961 | 0,3157 | 0,9987 | 0,236 | 0,9971 |
| | | Média | 0,2419 | | 0,3235 | | 0,2359 | |
| 360 | CD3 | CPA | 0,2238 | 0,9991 | 0,2851 | 0,9979 | 0,2198 | 1,00 |
| | | CPB | 0,2282 | 0,9987 | 0,2851 | 0,9968 | 0,2225 | 1,00 |
| | | Média | 0,226 | | 0,2851 | | 0,2212 | |

Fonte: Próprio autor.

Amostras submetidas ao ciclo CD, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CD4 | CPA | 0,2788 | 0,9921 | 0,1532 | 0,999 | 0,2802 | 0,9915 |
| | | CPB | 0,2738 | 0,9928 | 0,1421 | 0,9989 | 0,2757 | 0,9921 |
| | | Média | 0,2763 | | 0,1477 | | 0,278 | |
| 120 | CD5 | CPA | 0,3104 | 0,9938 | 0,0928 | 0,99 | 0,3155 | 0,9953 |
| | | CPB | 0,2917 | 0,9933 | 0,1756 | 0,991 | 0,2922 | 0,9919 |
| | | Média | 0,3011 | | 0,1342 | | 0,3039 | |
| 360 | CD6 | CPA | 0,2754 | 0,995 | 0,2716 | 0,9967 | 0,2611 | 0,993 |
| | | CPB | 0,2665 | 0,9959 | 0,2755 | 0,9969 | 0,2433 | 0,9949 |
| | | Média | 0,271 | | 0,2736 | | 0,2522 | |

Fonte: Próprio autor.

Amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CC1 | CPA | 0,1866 | 0,9863 | 0,2453 | 0,9944 | 0,157 | 0,9973 |
| | | CPB | 0,1741 | 0,986 | 0,2414 | 0,9927 | 0,1499 | 0,9977 |
| | | Média | 0,1804 | | 0,2434 | | 0,1535 | |
| 120 | CC2 | CPA | 0,1533 | 0,9909 | 0,2859 | 0,9978 | 0,1457 | 0,9973 |
| | | CPB | 0,1536 | 0,9918 | 0,2398 | 0,9928 | 0,1421 | 0,9994 |
| | | Média | 0,1535 | | 0,2629 | | 0,1439 | |
| 360 | CC3 | CPA | 0,1498 | 0,9973 | 0,216 | 0,9927 | 0,1456 | 0,9993 |
| | | CPB | 0,1558 | 0,992 | 0,2089 | 0,9971 | 0,1542 | 0,9995 |
| | | Média | 0,1528 | | 0,2125 | | 0,1499 | |

Fonte: Próprio autor.

Amostras submetidas ao ciclo CC, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CC4 | CPA | 0,2158 | 0,973 | 0,2835 | 0,9978 | 0,1751 | 0,9986 |
| | | CPB | 0,2143 | 0,9738 | 0,2968 | 0,9957 | 0,1599 | 0,9905 |
| | | Média | 0,2151 | | 0,2902 | | 0,1675 | |
| 120 | CC5 | CPA | 0,2051 | 0,9857 | 0,2941 | 0,9977 | 0,1821 | 0,9933 |
| | | CPB | 0,2023 | 0,985 | 0,2957 | 0,9974 | 0,18 | 0,9932 |
| | | Média | 0,2037 | | 0,2949 | | 0,1811 | |
| 360 | CC6 | CPA | 0,1789 | 0,9946 | 0,2906 | 0,9983 | 0,172 | 0,9983 |
| | | CPB | 0,181 | 0,995 | 0,2921 | 0,9986 | 0,1748 | 0,9981 |
| | | Média | 0,180 | | 0,2914 | | 0,1734 | |

Fonte: Próprio autor.

Amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 770°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CT1 | CPA | 0,2252 | 0,9974 | 0,1988 | 0,9987 | 0,241 | 0,9999 |
| | | CPB | 0,2136 | 0,9977 | 0,1955 | 0,9989 | 0,2377 | 0,9999 |
| | | Média | 0,2194 | | 0,1972 | | 0,2394 | |
| 120 | CT2 | CPA | 0,2105 | 0,9933 | 0,1745 | 0,9983 | 0,2365 | 0,9989 |
| | | CPB | 0,2069 | 0,9935 | 0,1664 | 0,9991 | 0,2277 | 0,9984 |
| | | Média | 0,2087 | | 0,1705 | | 0,2321 | |
| 360 | CT3 | CPA | 0,1877 | 0,9701 | 0,1833 | 0,9979 | 0,2185 | 0,9976 |
| | | CPB | 0,1854 | 0,9666 | 0,1887 | 0,9984 | 0,2375 | 0,9978 |
| | | Média | 0,1866 | | 0,186 | | 0,228 | |

Fonte: Próprio autor.

Amostras submetidas ao ciclo CT, com temperatura de aquecimento intercrítico de 730°C.

| Tempo de encharque (segundos) | Identificação da amostra | Um estágio | | Dois estágios | | | | |
|-------------------------------|--------------------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------|
| | | n | R ² | n ₁ | R ² | n ₂ | R ² | |
| 60 | CT4 | CPA | 0,2801 | 0,9962 | 0,1773 | 0,9906 | 0,2875 | 0,9971 |
| | | CPB | 0,268 | 0,9661 | 0,2013 | 0,9977 | 0,2712 | 0,9947 |
| | | Média | 0,2741 | | 0,1893 | | 0,2794 | |
| 120 | CT5 | CPA | 0,2662 | 0,9985 | 0,1988 | 0,9912 | 0,2693 | 0,9987 |
| | | CPB | 0,2702 | 0,9983 | 0,1841 | 0,9942 | 0,2758 | 0,9992 |
| | | Média | 0,2682 | | 0,1915 | | 0,2726 | |
| 360 | CT6 | CPA | 0,2626 | 0,998 | 0,1837 | 0,9983 | 0,2698 | 0,9996 |
| | | CPB | 0,2579 | 0,9972 | 0,196 | 0,996 | 0,2703 | 0,9999 |
| | | Média | 0,2603 | | 0,1899 | | 0,2701 | |

Fonte: Próprio autor.