



Dissertação de Mestrado

MARIA CLARA MICHEL MARINHO

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
AÇOS TRIP**

Belo Horizonte

Agosto de 2023



MARIA CLARA MICHEL MARINHO

**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE
AÇOS TRIP**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais

Linha de pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização

Orientador: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte, Agosto de 2023.

Marinho, Maria Clara Michel.

M338a Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços trip / Maria Clara Michel Marinho. – 2023.
104 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, 2023.
Bibliografia.

1. Aço de alta resistência. 2. Aço - Propriedades mecânicas. 3. Aço - Tratamento térmico. 4. Microestrutura. 5. Endurecimento por deformação. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Lopes, Wellington. III. Título.

CDD: 620.1125



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 44 / 2023 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.038991/2023-79

Belo Horizonte-MG, 04 de agosto de 2023.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ANÁLISE DA MICROESTRUTURA E DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE AÇOS TRIP

Autora: Maria Clara Michel Marinho

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

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 04 de agosto de 2023 esta Dissertação:

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

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

Prof. Dr. Augusto Cesar da Silva Bezerra (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais ? CEFET-MG

Prof.^a Dr.^a Aline Silva Magalhães (EXAMINADORA EXTERNA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais ? CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 04/08/2023 17:03)
ALINE SILVA MAGALHAES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matricula: 2234454

(Assinado digitalmente em 04/08/2023 17:06)
AUGUSTO CESAR DA SILVA BEZERRA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DET (11.55.11)
Matricula: 2506476

(Assinado digitalmente em 04/08/2023 17:03)
ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matricula: 2506564

(Assinado digitalmente em 04/08/2023 17:03)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matricula: 2579287

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número:
44, ano: **2023**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **04/08/2023** e o código de
verificação: **bb6ce4ec60**

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar gostaria de agradecer a Deus por me conceder saúde e sabedoria para seguir sempre em frente. Por ser a minha força, meu guia e me manter firme neste desafio, com a certeza de que nunca estarei sozinha.

À minha mãe Walmary Michel, pelo apoio, incentivo, carinho e cuidado. Por ser sempre luz nos momentos mais difíceis da caminhada.

Ao meu pai Anselmo Marinho, por acreditar no meu sonho e sonhar junto comigo. Pelos ensinamentos e pela força que sempre me deu.

Ao meu irmão João Vitor Michel Marinho que me ensinou a deixar as coisas mais leves e por me estimular nos momentos difíceis.

Ao meu marido e melhor amigo Lucas Perdigão, por toda a paciência, por ser o meu maior torcedor e incentivador. Obrigada por permanecer ao meu lado e por compreender, ao ser privado em muitos momentos da minha companhia e atenção.

À minha orientadora, Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela oportunidade de realizar este trabalho. Por me receber no CEFET com tanto carinho. Por acreditar e depositar sua confiança em mim ao longo desses anos. Por todo conhecimento compartilhado de forma admirável, nas aulas ou ao longo das orientações. Sem sua orientação, apoio, confiança e amizade em todo caminho percorrido, nada disso seria possível.

Ao meu coorientador, Professor Wellington Lopes, que não mede esforços para ajudar e ensinar. À Professora Aline Silva Magalhães, por estar sempre pronta pra ajudar e com um sorriso no rosto.

A Empresa Alvarez and Marsal e aos colegas de trabalho pela disponibilidade que me proporcionaram para que eu conseguisse realizar este mestrado.

Ao Técnico Jorge pela ajuda na realização dos experimentos no DRX e MEV e pelo auxílio nos diversos contratemplos que surgiram ao longo da realização deste trabalho.

Aos membros da banca examinadora que tão gentilmente aceitaram participar e colaborar com esta dissertação.

Ao Engenheiro Valdecir Siqueira e à empresa Metaltemper pela disponibilidade e suporte na execução dos tratamentos térmicos.

Aos técnicos Geraldo Oliveira, Carlos Alberto e Rogério pela gentileza no auxílio do corte das chapas, amostras e operação dos equipamentos.

Aos colegas de mestrado e iniciação científica Barbara Pena, Cassia Barbosa e Eduardo Dias com quem tive a honra de trabalhar durante o primeiro ano de mestrado, pelo incentivo, companheirismo, troca de conhecimentos e grande ajuda na realização dos experimentos.

Aos técnicos Edilene Braga de Carvalho e André Ribeiro e ao Professor Ubirajara Domingos de Castro da PUC Minas pela realização da microscopia eletrônica de varredura das amostras apresentadas no presente estudo.

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

RESUMO

A indústria automobilística utiliza como um dos seus principais materiais estruturais o aço, por ter, dentre diversas características, boa conformabilidade, elevada resistência mecânica e relativamente baixo custo. Uma das formas de atender a este mercado é investindo no desenvolvimento de ligas como os aços assistidos pelo efeito TRIP, caracterizados pela presença de microestrutura multiconstituída e transformação de fase de austenita para martensita por deformação plástica. Esses materiais metálicos, instrumento deste trabalho, além de boas conformabilidade e resistência mecânica, apresentam a princípio ainda elevadas ductilidade e capacidade de encruamento, aspectos podem ser obtidos a partir de ciclos térmicos e/ou termomecânicos diversos. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho foi analisar quais são os efeitos do ciclo térmico na microestrutura, nas propriedades mecânicas, no encruamento e em determinados aspectos relacionados à estampabilidade do material, bem como algumas características da liga após deformação plástica. Esses efeitos foram analisados por meio de microscopia óptica, difração de raios X, microscopia eletrônica de varredura, ensaios de tração, ensaios de dureza e análise de encruamento. De forma geral maiores tempos e temperaturas de austêmpera aumentaram a proporção de bainita, diminuíram as proporções de MA, enquanto a quantidade de austenita retida exibiu aumento. Maiores tempos de austêmpera resultaram em valores de durezas maiores enquanto maiores temperaturas resultaram em menores valores durezas. Tanto o limite de resistência a tração quanto o limite de escoamento foram maiores em menores tempos e temperaturas. Notou-se que o aumento do tempo de austêmpera teve como efeito o aumento na fração de bainita e austenita retida, além do aumento do teor de carbono nesta última. Essas mudanças resultaram na diminuição da resistência mecânica do aço, porém, em contrapartida, aumentaram a ductilidade e o coeficiente de encruamento. De forma similar, o aumento da temperatura durante o processo de austêmpera acarretou na diminuição da resistência mecânica, mas contribuiu para um aumento tanto na ductilidade quanto no coeficiente de encruamento.

Palavras-chave: aço TRIP; microestrutura; propriedades mecânicas; encruamento.

ABSTRACT

The automobile industry uses steel as one of its main structural materials, as it has, among several characteristics, good formability, high mechanical strength and relatively low cost. One of the ways to serve this market is by investing in the development of alloys such as steels assisted by the TRIP effect, characterized by the presence of a multi-constituted microstructure and transformation from austenite to martensite by plastic deformation. These metallic materials, instrument of this work, in addition to good formability and mechanical resistance, still present high ductility and work hardening capacity, and these aspects can be obtained from different thermal and/or thermomechanical cycles. In this context, the objective of this work was to analyze the effects of the thermal cycle on the microstructure, on the mechanical properties, work hardening coefficient and on certain aspects related to the formability of the material, as well as some characteristics of the alloy after plastic deformation. These effects were analyzed using optical microscopy, X-ray diffraction, scanning electron microscopy, tensile tests, hardness tests and hardening analysis. In general, longer times and higher austempering temperatures increased the proportion of bainite, decreased the proportions of MA and retained austenite also increased. Longer austempering times resulted in higher hardness values while higher temperatures resulted in lower hardness values. Both the tensile strength limit and the yield strength were higher at lower times and temperatures. It was noted that increasing the austempering time had the effect of increasing the collection of retained bainite and austenite, in addition to increasing the carbon content of the latter. These changes resulted in a decrease in the mechanical strength of the steel, however, on the other hand, they increased the ductility and hardening coefficient. Similarly, the increase in temperature during the austempering process led to a decrease in mechanical strength, but contributed to an increase in both ductility and hardening coefficient.

Keywords: TRIP steel, automobile industry, thermal cycle.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação do consumo de combustível com o peso dos veículos ao longo dos anos.	14
Figura 2 - Relação entre ductibilidade e resistência de aços de multifásicos.....	17
Figura 3 - Círculos pretos designando os pontos onde a Austenita se transformou em Martensita.....	20
Figura 4 - Micrografia eletrônica de varredura de emissão de campo do aço TRIP 780 decapado com 2% nital.	21
Figura 5 - Transformação da austenita retida em martensita em um aço assistido pelo efeito TRIP em função da temperatura de deformação e da tensão plástica (Pa). ...	21
Figura 6 - Morfologias da Ferrita.	22
Figura 7 - Dependência do alongamento total e uniforme em relação a fração volumétrica de austenita retida.....	24
Figura 8 - Representação esquemática da transformação da bainita superior e inferior.	26
Figura 9 - Esquema de cisalhamento e inclinação da superfície associado à formação de uma placa de martensita.	27
Figura 10 - Efeito dos elementos de liga no aço TRIP.	29
Figura 11 - Micrografia obtida por microscopia óptica da amostra tratada termicamente.....	31
Figura 12 - Tratamento Térmico para amostras (a) laminadas a frio e (b) amostras totalmente martensítica.	32
Figura 13 - Micrografia da microestrutura (a) equiaxial e (b) lamelar na região bainítica por 100s a 450 °C.	32
Figura 14 - Esquema Tratamento Térmico microestrutura (a) equiaxial (b) lamelar.	33
Figura 15 - Diagrama esquemático dos processos de tratamento térmico de resfriamento em duas etapas.....	34
Figura 16 - Microestruturas final vistas em MEV com o tempo de imersão diferentes. (a) 0 s; (b) 15 s; (c) 30 s; (d) 60 s.	35
Figura 17 - Três estágios potenciais de enriquecimento de austenita com carbono durante o processamento de aços TRIP.	36
Figura 18 - Curvas tensão – deformação de aços TRIP, HSLA e DP.	37

Figura 19 - Curva do expoente de encruamento instantâneo (n) versus deformação verdadeira.	38
Figura 20 - Retirada dos corpos de prova na chapa em relação ao sentido de laminação.	39
Figura 21 - Fluxograma das etapas a serem seguidas no trabalho.	43
Figura 22 - Corpo de prova para os tratamentos térmicos.	44
Figura 23 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de tração para cálculo dos coeficientes de anisotropia.	45
Figura 24 - Representação esquemática dos corpos de prova de tração.	45
Figura 25 - Amostras para caracterização microestrutural.	46
Figura 26 - Análise termodinâmica do aço empregado no trabalho com o auxílio do software Thermo-Calc.	47
Figura 27 - Representação do ciclo térmico direto (CD) utilizado no aço.	48
Figura 28 - Representação do ciclo térmico pré-temperado (CPT) utilizado no aço.	48
Figura 29 - Gráfico da tensão verdadeira até a tensão máxima.	56
Figura 30 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 450°C.	60
Figura 31 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 480°C.	61
Figura 32 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 450°C pré temperada a 860°C.	62
Figura 33 – Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 480°C pré temperada a 860°C.	63
Figura 34 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Direto – 450°C.	65
Figura 35 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Direto – 480°C.	65
Figura 36 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Pré Temperado – 450°C.	66
Figura 37 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Pré Temperado – 480°C.	66
Figura 38 - Difratograma Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.	68
Figura 39 - Difratograma Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.	69
Figura 40 - Difratograma Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.	70

Figura 41 - Difratoograma Ciclo Pré-Temperado com austêmpera a 480°C.....	71
Figura 42 - Variação da Fração Volumétrica de Austenita em função dos tempos de austêmpera.	72
Figura 43 - Variação do teor de carbono na austenita retida em função dos tempos de austêmpera.	73
Figura 44 - Gráfico da variação de dureza Vickers em função dos tempos de austêmpera.	76
Figura 45 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação para amostras do Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.	78
Figura 46 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação para amostras do Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.	79
Figura 47 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação para amostras do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.....	80
Figura 48 - Curvas tensão <i>versus</i> deformação para amostras do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 480°C.....	81
Figura 49 - Gráfico da variação da Resistência a Tração, LRT, em função dos tempos de austêmpera.	82
Figura 50 - Gráfico da variação do Limite de Escoamento, LE, em função dos tempos de austêmpera.	82
Figura 51 - Gráfico da variação do Alongamento Percentual, Au%, em função dos tempos de austêmpera.....	83
Figura 52 - Gráfico da relação dos valores do expoente de encruamento n em função dos tempos de austêmpera.	85
Figura 53 - Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao ciclo direto.	87
Figura 54 - Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao ciclo pré-temperado.	87
Figura 55 - Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo direto.	89
Figura 56 - Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo pré-temperado.	89
Figura 57 - Variação dos coeficientes de anisotropia normal média, r	91
Figura 58 - Variação dos coeficientes de anisotropia planar, Δr	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) inicial do aço TRIP utilizado no trabalho.	43
Tabela 2 - Identificação esquemática das amostras.	49
Tabela 3 - Amostras Ciclo Direto - CD.	49
Tabela 4 - Amostras Ciclo Pré-Têmperado - CT.	50
Tabela 5 - Composição química dos reagentes Nital 3%.	51
Tabela 6 - Propriedades mecânicas do Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.	78
Tabela 7 - Propriedades mecânicas do Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.	79
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.	80
Tabela 9 - Propriedades mecânicas do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 480°C.	81
Tabela 10 - Expoente de encruamento n e o fator de correlação R^2	85
Tabela 11 - Valores de anisotropia média obtida para cada direção.	91

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steel)
AI	Alongamento Uniforme
AR	Austenita Retida
B	Bainita
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CD	Ciclo Direto
CFC	Cúbico de Face Centrada
CP	Fases Complexas (Complex Phase)
CT	Ciclo Pré-Tempêrado
DP	Aço Bifásico (Dual Phase)
DRXs	Difração de raios X
EDS	Espectroscopia de raios X por Dispersão de Energia
HSLA	Aços alta resistência baixa liga (High Strength Low Alloy)
HSS	Aços de elevada resistência (High-Strength Steels)
Fe ₃ C	Cementita
LE	Limite de escoamento
LRT	Limite de resistência à tração
M	Martensita
MA	Martensita + austenita retida
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
M _f	Temperatura de fim da transformação martensítica
M _s	Temperatura de início de transformação martensítica
MO	Microscopia Óptica
RA	Austenita Retida
Si	Silício
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TMT	Tratamento Termomecânico
TRIP	Plasticidade Induzida por Transformação (Transformation Induced Plasticity)
UHSS	Aços de ultra alta resistência (<i>Ultra High-Strength Steels</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Austenita
r	Coeficiente de Anisotropia
$\bar{r}$	Coeficiente de Anisotropia Normal Médio
ΔR	Coeficiente de Anisotropia Planar
k	Coeficiente de Resistência
e	Deformação Convencional
ε_t	Deformação na Espessura da Chapa
ε_w	Deformação na Largura da Chapa
ε	Deformação Real
t_0	Espessura Inicial
t	Espessura Final
n	Expoente de Encruamento
n_{inst}	Expoente de Encruamento Instantâneo
α	Ferrita
α_b	Ferrita Baínítica
α'	Martensita
a	Parâmetro de rede
σ	Tensão Real
T	Tensão Convencional
w_0	Largura Inicial
w	Largura Final

SUMÁRIO

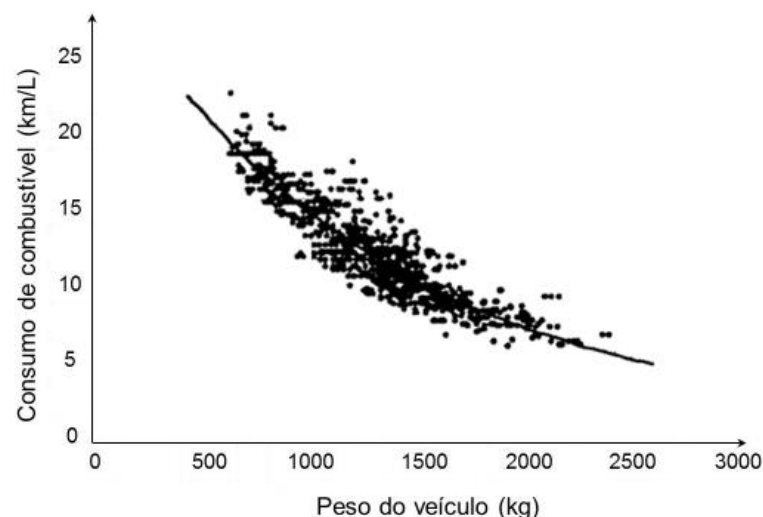
1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVOS.....	16
2.1 Objetivo Geral	16
2.2 Objetivos Específicos.....	16
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1 Aços Multifásicos	17
3.2 Aço TRIP	19
3.2.1 Microestrutura	20
3.2.1.1 Ferrita	22
3.2.1.2 Austenita Retida	23
3.2.1.3 Bainita	25
3.2.1.4 Martensita.....	26
3.3 Aços TRIP	27
3.3.1 Processamento.....	27
3.3.2 Propriedades e Comportamento Mecânico.....	36
3.4 Análise de Anisotropia	39
4 MATERIAIS E MÉTODOS	42
4.1 Descrição Geral do Trabalho	42
4.2 Material	43
4.3 Preparação dos corpos de prova	44
4.4 Processamento Térmico	46
4.5 Caracterização Microestrutural	50
4.5.1 Microscopias ópticas e eletrônica de varredura	50
4.5.2 Difração de Raios X.....	52
4.5.3 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes	52

4.5.4 Cálculo do teor de carbono na austenita retida	52
4.6 Caracterização Mecânica	53
4.6.1 Dureza Vickers.....	54
4.6.2 Ensaio de tração.....	54
4.6.3 Análise de encruamento.....	55
4.6.3.1 Método da Linearização	55
4.6.3.2 Expoente de encruamento instantâneo.....	56
4.6.3.3 Método de Crussard-Jaoul.....	56
4.6.4 Análise de anisotropia	58
5. RESULTADOS.....	59
5.1 Caracterização Microestrutural	59
5.1.1 Microscopias Óptica e Eletrônica de Varredura.....	59
5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes.....	64
5.1.3 Difração de Raios X.....	67
5.2 Caracterização Mecânica	75
5.2.1 Dureza Vickers.....	75
5.2.2 Ensaio de tração.....	77
5.2.3 Análise de encruamento	84
5.2.3.1 Linearização	84
5.2.3.2 Expoente de encruamento instantâneo.....	86
5.2.3.3 Método de Crussard-Jaoul	88
5.2.4 Análise de Anisotropia	90
6 CONCLUSÕES	93
REFERÊNCIAS	96

1 INTRODUÇÃO

Na fabricação de automóveis, o setor automobilístico emprega o aço como um dos principais componentes estruturais. Isso se deve à sua notável capacidade de conformação, excelentes propriedades mecânicas e custo acessível, entre outras qualidades distintas. (RODRIGUEZ et al., 2010; LY; FINDLEY, 2016). Essa indústria, a fim de atender ao mercado globalizado, tem se preocupado com a economia de energia, com a redução da emissão de gases do efeito estufa, com o menor consumo de combustíveis e com maior eficiência, produzindo assim veículos mais leves, como demonstrado na Figura 1, porém mantendo o elevado nível de segurança (MARTINS et al, 2016). Uma das formas de atender a este mercado é investindo no desenvolvimento de aços que tenham ótimas propriedades mecânicas (peças que possam ter espessuras menores devido a sua alta resistência mecânica), boa conformabilidade, baixos custo e tempo de produção (ZHANG et al., 2018). Este cenário levou a indústria automotiva a utilizar mais os aços avançados de alta resistência, AHSS (*Advanced High Strength Steel*), por isso o desenvolvimento de aços de alta resistência é de grande interesse das siderúrgicas (SHOME; TUMULURU, 2015).

Figura 1 - Relação do consumo de combustível com o peso dos veículos ao longo dos anos.



Fonte: FONSTEIN, 2015 (traduzido).

Dentre os diversos materiais, o aço TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), instrumento deste trabalho, se destaca por ser um material capaz de atender as exigências referidas, devido à sua excelente conformabilidade, ductilidade, taxa de

deformação e do coeficiente da taxa de encruamento (MARTINS et al, 2016). O aço TRIP é um aço multifásico, e sua estrutura constitui-se de ferrita, bainita, austenita retida e eventualmente martensita. Durante a deformação plástica, quando uma energia induzida é suficiente para ativação (à diferença na energia livre entre austenita e martensita), a austenita retida (metaestável a temperatura ambiente) se converte em martensita, fenômeno que aumenta significativamente sua resistência mecânica (LY; FINDLEY, 2016). Essa transformação, em geral, resulta em um incremento na ductilidade do material, devido à acomodação plástica nos arredores das placas de martensita (ANAZAWA, et al., 2008).

Além da transformação da austenita metaestável em martensita, as propriedades mecânicas dos aços TRIP são, de uma forma mais ampla, atribuídas ao desenvolvimento das estruturas multifásicas mencionadas (BLONDE et al., 2014). A boa ductilidade é associada tanto à ferrita quanto ao efeito TRIP, enquanto a resistência mecânica é proveniente da bainita e da "recém" transformada martensita.

A fração volumétrica e a estabilidade da austenita retida à temperatura ambiente são características essenciais no projeto dos aços TRIP, controladas por uma série de fatores, como: composição química da liga, partição dos elementos que a compõem, tamanho de grão e morfologia da austenita, demais constituintes formados e por possíveis efeitos relacionados à reversão da austenita (SHEN et al., 2015; CAI et al., 2016). Diversos tipos de processamento têm sido conduzidos para a obtenção de austenita retida estável, envolvendo a rejeição do carbono da martensita ou da bainita para a austenita.

Apesar da relativamente elevada quantidade de trabalhos sobre os aços assistidos pelo efeito TRIP, a compreensão dos parâmetros que controlam a estabilidade da austenita durante o ciclo térmico e na deformação plástica subsequente ainda é considerada limitada (BLONDÉ et al., 2014), assim como a influência tanto da microestrutura multiconstituída como do efeito TRIP na estampabilidade (CHANG et al., 2018). Nesse contexto, o presente projeto de pesquisa foi proposto com o intuito de analisar a influência de distintas microestruturas desenvolvidas a partir de ciclos térmicos diversos no comportamento mecânico e na estampabilidade do material, por meio da determinação dos coeficientes de anisotropia normal médio e de anisotropia planar, dentre outros resultados.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar os efeitos do tipo de ciclo térmico bem como de seus parâmetros na microestrutura, no comportamento mecânico e na conformabilidade de um aço com microestrutura multiconstituída.

2.2 Objetivos Específicos

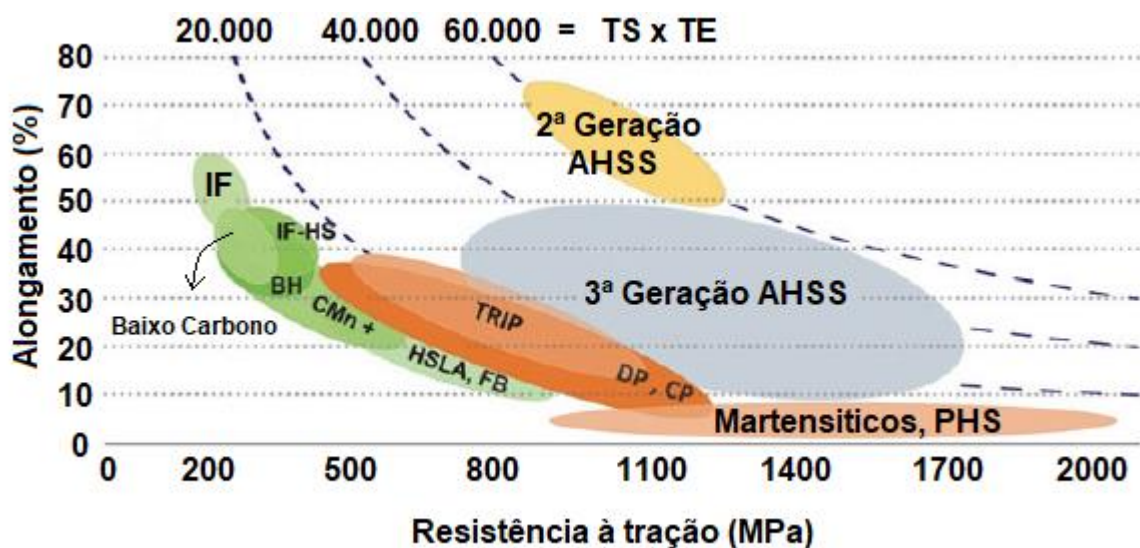
- a) Analisar as diferenças nas morfologias das microestruturas resultantes de diferentes tratamentos térmicos;
- b) Investigar as alterações nas proporções de componentes como ferrita, MA (Martensita-Austenita) e bainita com variações no tempo de austêmpera;
- c) Examinar as influências da temperatura de austêmpera nas proporções de componentes e na quantidade de austenita retida;
- d) Avaliar o impacto do tempo e da temperatura de austêmpera e dos diferentes ciclos térmicos nas propriedades mecânicas, incluindo dureza, limite de resistência à tração e limite de escoamento;
- e) Investigar a influência do tempo e da temperatura de austêmpera na capacidade de encruamento do material;
- f) Estudar como o tempo e a temperatura de austêmpera alteram a anisotropia planar média (parâmetro "r") e o coeficiente de anisotropia planar (Δr) das amostras;
- g) Comparar as características de anisotropia entre os ciclos direto e pré temperado.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Multifásicos

Os aços multifásicos têm relevante interesse e importância comercial principalmente na indústria automobilística porque conseguem combinar a ductilidade com a alta resistência mecânica. Na Figura 2 são exibidos os parâmetros de ductilidade e resistência destes aços. Sua principal aplicação é nas superfícies pintadas e carrocerias, para aumentar a segurança dos passageiros em caso de acidentes. No aspecto microestrutural trata-se de uma matriz ferrítica contínua com dispersões de segunda fase (martensita e bainita) e teores em fração volumétrica acima de 5% de austenita retida (ROSSINIA et al., 2015; CIHANGIR et al., 2020).

Figura 2 - Relação entre ductibilidade e resistência de aços de multifásicos.



Fonte: FONSTEIN, 2015 (traduzido).

Para obter estas estruturas multifásicas, inúmeros tratamentos térmicos podem ser escolhidos com a intenção de obter parcela de ferrita, parcela de bainita, de martensita e austenita retida. Estas fases são as responsáveis por garantir o aperfeiçoamento das propriedades mecânicas e de acordo com o projeto adequa-se a resistência mecânica e a ductilidade a partir da composição química e da rota de processamento escolhidos (KWON et al., 2011; TOROS; FAHRETTIN, 2018).

Estas estruturas multifásicas podem ser obtidas por tratamentos térmicos que consistem em:

- a) Aquecimento até a região intercrítica (formação de austenita junto com ferrita intercrítica), ou austenitização completa;
- b) Resfriamento e suporte na faixa de temperatura da transformação bainítica (parte da austenita se transforma em bainita. A austenita retida não transformada em bainita pode se estabilizar com o carbono desprezado pela ferrita e não se transforma em martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente) (JACQUES et al., 2001; SILVA et al., 2006).

É possível elevar a resistência mecânica sem perda considerável da ductilidade com a fração adequada na composição da estrutura. A resistência mecânica pode aumentar, por exemplo, com a martensita e bainita, que são microconstituintes mais duros (YUKI, T. et al. 2023). Para manter a ductilidade e aumentar a tenacidade a martensita deve estar em quantidade considerável, enquanto a ferrita e a austenita, em quantidades menores e bem divididas (TOROS; FAHRETTIN, 2018). Essa boa relação entre resistência mecânica e ductilidade é atingida também pelo refino dos grãos. O acréscimo de elementos microligados pode beneficiar o refinamento de grão e/ou precipitação, mantendo a tenacidade (EVAN; ZHU, 2017).

Dentro dos aços multifásicos encontram-se os aços bifásicos (*Dual Phase - DP*), os de fases complexas (*Complex Phase – CP*) e os de plasticidade induzida por deformação (*Transformation Induced Plasticity – TRIP*). Os aços bainíticos estão classificados dentro dos aços bifásicos, onde a martensita é trocada pela bainita (ANAZAWA, 2007).

Os aços Dual Phase são aqueles que possuem baixo teor de carbono e que foram tratados termicamente pela tempera intercrítica, resultando em uma microestrutura ferrítica com porções de martensita (ABEDINI et al., 2019).

Aços de fases complexas, como o nome diz, possuem uma microestrutura complexa e bastante fina, formada pela distribuição homogênea de precipitações superfinais de ferrita, bainita e martensita. Possuem ótimas propriedades mecânicas, boa conformabilidade a frio, resistência ao desgaste e boa soldabilidade (ANAZAWA, 2007; United States Patent Patente N° US 9,157,138 B2, Oct. 13, 2015).

O aço TRIP é aquele com baixo teor de elementos de liga (silício, alumínio e magnésio). A obtenção da plasticidade induzida pela transformação requer que o aço seja submetido a tratamentos térmicos específicos. Nesse processo, ocorre a formação de fases estáveis em temperaturas elevadas, denominadas "ilhas" de austenita. Estas ilhas têm a propriedade de evitar a transformação do carbono

quando o aço retorna à temperatura ambiente, devido à sua capacidade de absorção do carbono (PAPADIOTI, I. et al. 2020). Isso resulta na formação da austenita retida, cujo teor deve ser superior a 5%. Esse processo é essencial para garantir as características desejadas de plasticidade ao material. (ANDRADE et al., 2002). Este aço possui uma grande habilidade de absorver energia ao receber impacto, por ser um material que evolui ao ser conformado, ou seja, ao receber uma deformação plástica significativa, o material endurece, porque inicia a transformação martensítica, que acontece abaixo da temperatura ambiente (MUDRY et al., 2004; TOROS et al., 2018).

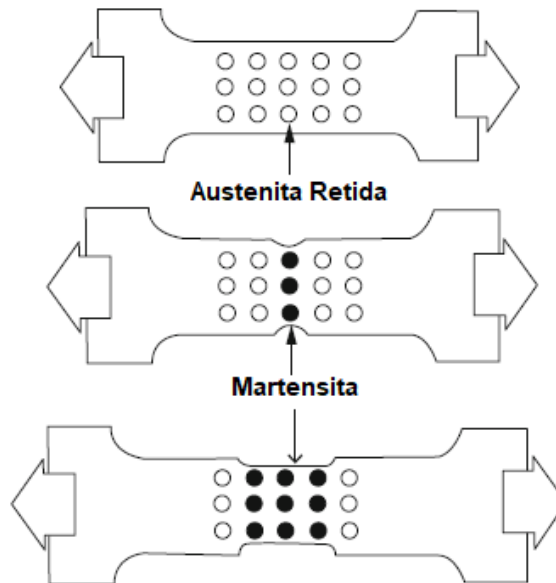
3.2 Aço TRIP

O aço TRIP é atualmente bem estabelecido dentro do grupo dos aços de alta resistência mecânica. Ele é um tipo de aço que vem sendo muito usado na indústria automobilística afim de reduzir o peso dos componentes dos veículos e por ter suas propriedades mecânicas (alta resistência e boa conformabilidade) melhoradas (EMADODDIN et al., 2006; TOROS; FAHRETTIN, 2018).

O efeito TRIP acontece quando a austenita retida metaestável, induzida por uma deformação, se transforma em martensita, resultando em uma taxa de endurecimento maior, maior alongamento uniforme e ótima capacidade de absorção de energia dinâmica, evitando que ocorra uma localização maior da deformação em uma única região (Figura 3). Este efeito depende da quantidade de austenita retida e da sua instabilidade para se transformar quando induzida por uma deformação (BHATTACHARYYA et al., 2011; FONSTEIN, 2015).

O efeito TRIP aumenta as propriedades mecânicas do material por dois motivos: tanto pela formação de ilhas de martensita, que são duras, dispersas na matriz ferrítica, quanto pela formação de discordâncias (defeito ou irregularidade na estrutura cristalina) em torno da martensita nova, resultado da expansão volumétrica da transformação da austenita em martensita (BHATTACHARYYA ET AL., 2011, ZUO, H. et. al., 2023).

Figura 3 - Círculos pretos designando os pontos onde a Austenita se transformou em Martensita.



Fonte: FONSTEIN, 2015.

3.2.1 Microestrutura

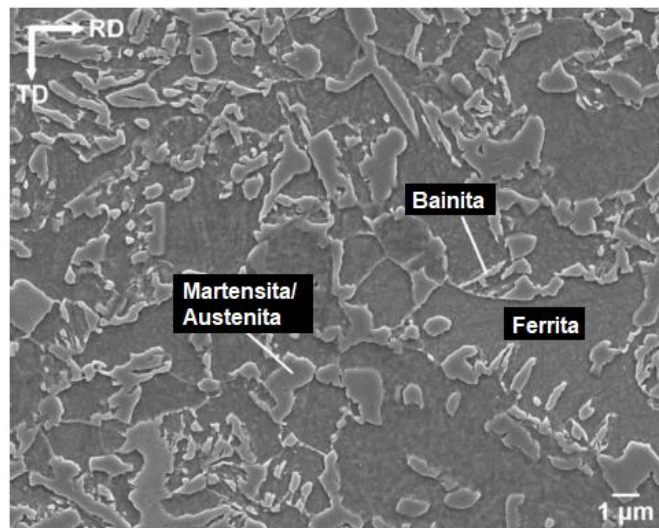
O aço TRIP é um aço multifásico apresentando matriz ferrítica (aproximadamente 55 a 65%), com bainita em cerca de 25 a 35% e austenita retida metaestável em 5 a 20% dispersas na matriz (BHATTACHARYYA et al., 2011). Uma microestrutura típica do aço TRIP é mostrada na Figura 4 (ferrita, bainita e ilhas de martensita / austenita são indicadas na figura. O teor de ferrita no aço foi de 73,3% vol.), obtida por microscopia eletrônica de varredura. A região mais funda é a matriz ferrítica. A região mais elevada e em formato de glóbulos são as ilhas de martensita e austenita (constituente MA). Nas regiões em formato de agulhas observa-se a bainita (LY; FINDLEY, 2016).

O mecanismo de endurecimento por deformação (encruamento), que aumenta a resistência mecânica do aço TRIP, pode ser explicado pelo aumento do volume de uma segunda fase (martensita ou austenita). Para obter este comportamento a deformação deve ser realizada acima de M_s (temperatura de início de transformação martensítica) e abaixo da instabilidade mecânica da austenita (WIEWIÓROWSKA, S. et al. 2023). Esta transformação promove uma deformação homogênea porque alivia a concentração das tensões e aumenta a taxa de endurecimento, por isso há grande melhora na ductilidade, resistência e na sua tenacidade (MOULIN, 2001; BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2017). Na Figura 5 é mostrado o gráfico referente à

transformação da austenita retida em martensita em função da temperatura de deformação e da tensão plástica.

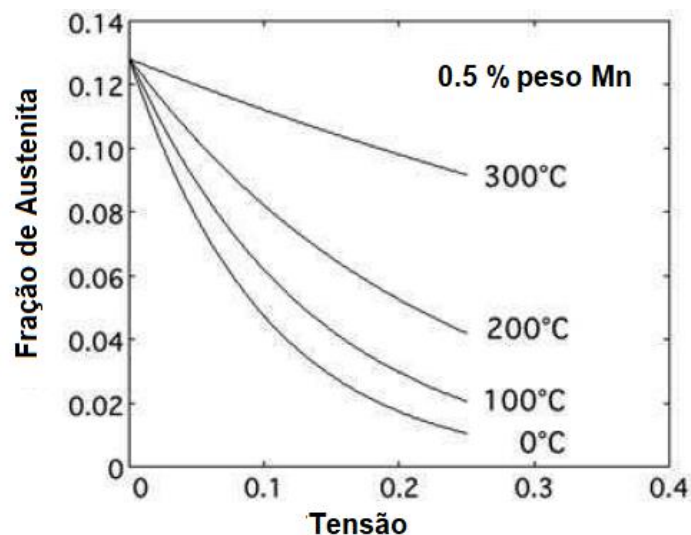
Quando a austenita se transforma em martensita o arranjo das discordâncias é afetado, mudando a sua forma de propagação e deslizamento. Isso favorece a transformação martensítica nos sítios preferenciais (PIERCE, D.T. et al. 2022). Quando uma tensão é aplicada ou quando ocorre uma deformação há um grande aumento no número de defeitos cristalinos na austenita, principalmente a quantidade de discordâncias, aumentando os sítios onde será iniciada a transformação martensítica (BHADESHIA, 2001).

Figura 4 - Micrografia eletrônica de varredura de emissão de campo do aço TRIP 780 decapado com 2% nital.



Fonte: LY, 2016.

Figura 5 - Transformação da austenita retida em martensita em um aço assistido pelo efeito TRIP em função da temperatura de deformação e da tensão plástica (Pa).



Fonte: BHADESHIA, 2006.

3.2.1.1 Ferrita

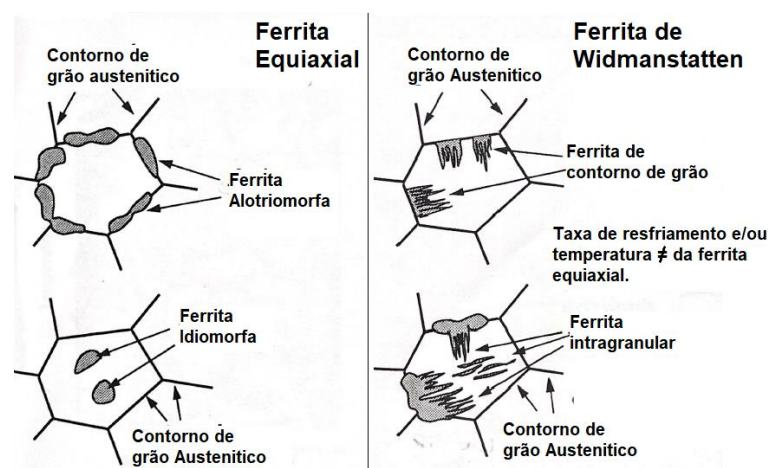
Ferrita ou ferro alfa é o ferro puro monofásico na configuração cúbica de corpo centrado CCC que é formado de modo difusional durante o resfriamento contínuo dos aços carbono. A nucleação dessa fase ocorre preferencialmente no contorno de grão austenítico e pode se apresentar em várias formas dependendo da forma que resfriar, do teor de carbono e do teor da liga. Quando a taxa de resfriamento aumenta, a ferrita começa a nuclear também dentro do grão austenítico.

A ferrita pode ser encontrada em várias estruturas, com diversos arranjos. Na perlita, a ferrita tem formato de lamelas que alternam com lamelas de cementita (Fe_3C), enquanto na bainita ela tem forma acicular ou de ripas formando feixes (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; SILVA; MEI, 2010; NOGUEIRA, 2013).

Com relação aos tipos de ferrita, na Figura 6 é possível identificar detalhadamente um dos diferentes tipos. A ferrita Alotriomórfica possui cristais que irão nuclear à altas temperaturas ($800\text{-}850^\circ\text{C}$) nos contornos de grãos austeníticos. Quando a ferrita possui formato de placas ou de agulhas, ela é conhecida como ferrita de Widmanstatten, condição essa em que elas podem alongar, iniciando no limite dos grãos como placas laterais primárias e crescem ao longo da matriz, ou crescem diretamente dos alotriomorfos do limite dos grãos já existentes como placas laterais secundárias.

A ferrita intragranular possui contornos irregulares e os cristais equiaxiais nuclearão nos grãos da austenita (KRAUSS, 2005; ARANAS et al., 2015).

Figura 6 - Morfologias da Ferrita.



Fonte: SILVA, 2010 (Adaptado).

Existe também a ferrita idiomorfa, aquela que vai nuclear dentro do grão austenítico que se forma no contorno ou no interior dos grãos. Quando se formam no contorno do grão precisam de menor energia para nuclear, porque usam as interfaces desordenadas do contorno de grão, que já é muito energético. Quando formadas no contorno de grão, precisam de energia interfacial maior, por isso são vistas mais raramente em grãos de austenita (KRAUSS, 2005).

A ferrita acicular é conhecida por ser desordenada. A partir da nucleação as placas da ferrita acicular irradiam em diversas direções, de forma heterogênea. Assim as rachaduras e trincas são desviadas ao se encontrar com essa microestrutura (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

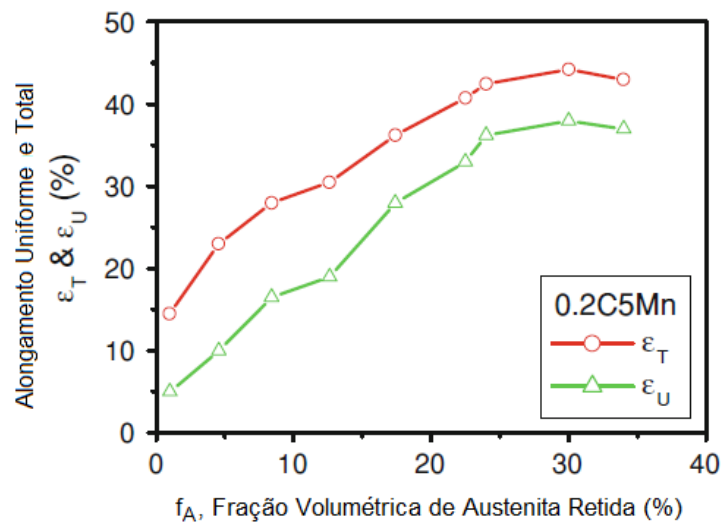
3.2.1.2 Austenita Retida

A essência dos aços TRIP é a existência da austenita retida na microestrutura final. A austenita, também conhecida como ferro gama, é a transformação polifórmica da ferrita CCC para ferrita CFC à 912° C. Esta estrutura se mantém até os 1.394° C. As ligas metálicas têm grande influência na formação da austenita o que justifica que ela esteja estável a temperatura ambiente em alguns aços. Por isso é indispensável ter o máximo possível de carbono na austenita final, para conseguir reduzir M_s (temperatura de início de transformação martensítica) a temperaturas abaixo da temperatura ambiente. A austenita apresenta grande resistência ao desgaste e é pouco dura. Ela é benéfica nos aços bifásicos e normalmente é gerada durante a retenção isotérmica, após o resfriamento do composto ferrita-austenita. (FONSTEIN, 2015).

A parte da austenita que pode se manter retida a temperatura ambiente nos aços é muito importante para melhorar as propriedades mecânicas (resistência e tenacidade) nos aços TRIP. Estas propriedades são resultado da transformação induzida da austenita retida metaestável em martensita durante a deformação. A austenita retida presente no aço TRIP, que se transforma em martensita, vai ser responsável por retardar o início da estricção, elevar a taxa de encruamento e atingir maiores níveis de deformação e consequentemente ter alongamentos também maiores. Por esta razão a austenita retida é um dos fatores fundamentais para o entendimento das propriedades finais do aço TRIP (CHATTERJEE, 2006; WENG,

2011; CHIANG; BOYD; PILKEY, 2015). A Figura 7 mostra como as propriedades mecânicas dependem da fração volumétrica de austenita retida em relação ao alongamento uniforme e total.

Figura 7 - Dependência do alongamento total e uniforme em relação a fração volumétrica de austenita retida.



Fonte: WENG, 2011.

Inicialmente o aço TRIP tem cerca de 5 a 20% vol de austenita retida, com estabilidade de transformação de 50% durante a deformação. Essa estabilidade da austenita retida é controlada por quatro fatores: o seu conteúdo de carbono (alto suficiente para que a austenita retida seja termicamente estável e tenha boa estabilidade mecânica), o tamanho de grão (mais estável com menor tamanho de grão devido à redução da densidade dos locais de nucleação da martensita), o formato do grão (não devem ter formatos de ripas pois ficam sobre estabilizados. Quando os grãos são excessivamente alongados em uma direção específica, pode afetar negativamente a uniformidade das propriedades do material). O formato ideal é o equiaquixial e a fase que a circunda (se for ferrita, ela se deformará e irá transferir a carga para a austenita retida, deformando-a. Porém se a austenita retida for circundada por uma fase mais dura como a bainita, ela não se deformará e protegerá a austenita retida, que pode não se deformar ou deformar muito lentamente) (NOGUEIRA, 2013; CHIANG; BOYD; PILKEY, 2015; DONG, X.X. et al., 2022).

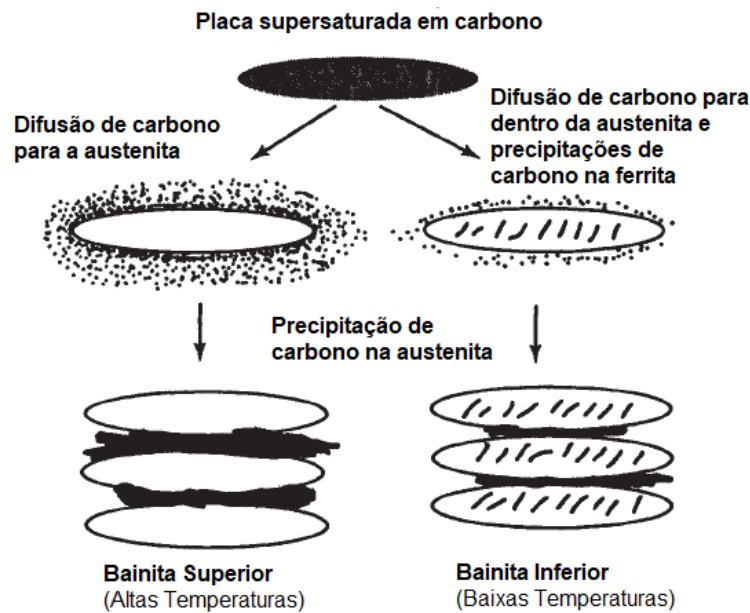
3.2.1.3 Bainita

A bainita é uma forma decomposta da austenita tipicamente encontrada em alguns aços. Ela se forma na faixa de temperatura de $\sim 250-550^\circ$, onde nem a perlita nem a martensita se formam, e também em tratamentos atérmicos, onde a taxa de resfriamento é alta para formar a perlita porém ainda baixa para formar a martensita. Pode ter formato de placas ou de partículas aciculares de carbonetos, e assim como a austenita, o seu intervalo de formação pode ser afetado pela adição de elementos de liga. O elemento de liga que realiza maior influência sobre a bainita é o carbono (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Existem dois tipos de bainita, representadas na Figura 8 que mudam com a redução da temperatura:

- a) A superior, que são placas finas de ferrita com carbonetos em seu contorno. Elas crescem em feixes, que são unidades com placas paralelas e orientação cristalográfica igual. Entre as unidades de ferritas, a cementita precipita nas camadas residuais de austenita. Quando a concentração de carbono é maior, as camadas de cementita são contínuas. Quando sua concentração é mais baixa, apenas pequenas e discretas partículas se formam (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006);
- b) E a inferior, que apresenta os carbonetos no contorno e também no seu interior. Ela possui as características bem parecidas com a superior, com a diferença que as partículas de cementita vão precipitar no interior das placas de ferrita. A cementita pode se precipitar de duas formas: crescendo a partir da austenita enriquecida com o carbono ou a partir da ferrita supersaturada (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

Figura 8 - Representação esquemática da transformação da bainita superior e inferior.



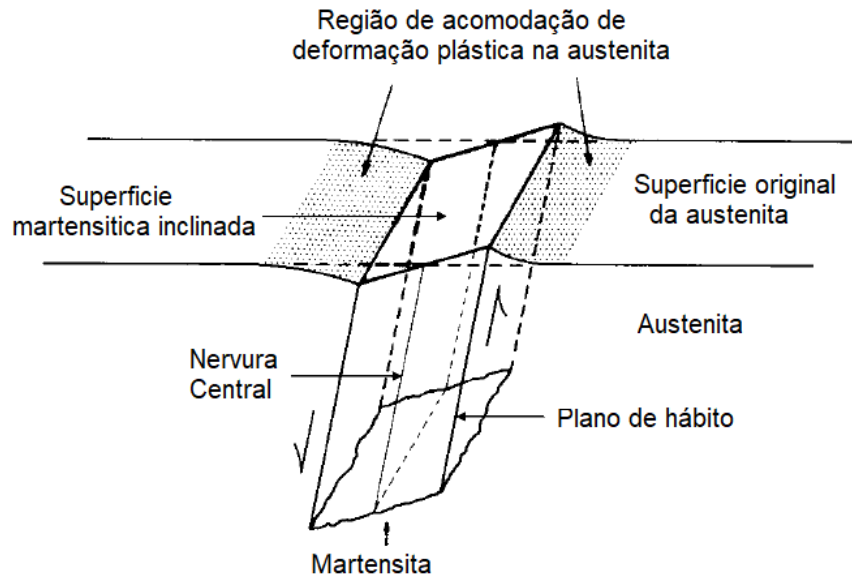
Fonte: BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006 (traduzido).

3.2.1.4 Martensita

A martensita é uma estrutura dura e frágil formada geralmente pelo resfriamento rápido da austenita, em uma taxa que seja alta o suficiente para não deixar que as outras transformações de estado sólido ocorram. Essa transformação, diferente do que ocorre na ferrita e na perlita, é adifusional, onde a austenita tem sua estrutura deformada por um mecanismo de cisalhamento, mudando a forma da região transformada, e aumentando o volume, representada na Figura 9. A estrutura se forma quando essa temperatura de resfriamento é inferior à de transformação bainítica e então todo o carbono fica preso na solução sólida supersaturada. A quantidade excessiva de carbono vai causar uma distorção na estrutura cristalina, transformando-a em TCC, tetragonal de corpo centrado (BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006; COSTA; SILVA, 2010).

No caso de a formação da martensita ser limitada, para minimizar a energia de deformação, ela se forma em ripas ou placas finas. Essa mudança ocorre somente na forma, a estrutura do cristal permanece a mesma (BHADSHIA; HONEYCOMBE, 2006).

Figura 9 - Esquema de cisalhamento e inclinação da superfície associado à formação de uma placa de martensita.



Fonte: KRAUSS, 2005.

O que define a quantidade de austenita que se transformará em martensita é a queda da temperatura. Quanto maior a queda de temperatura, maior será a quantidade de austenita transformada em martensita, e ela ocorre independente do tempo, dependendo apenas do número de sítios ativados. Como não há uma temperatura definida para o fim das transformações martensíticas, pode-se dizer que a transformação ocorreu completamente quando 95% da austenita tiver transformado em martensita (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

A parte da austenita que não se transforma em martensita, quando resfriada até temperatura ambiente, é denominada austenita retida (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017).

3.3 Aços TRIP

3.3.1 Processamento

Para obtenção do aço TRIP é necessário utilizar a liga correta e passar pelo processo de fabricação apropriado para o material ter a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas. A composição química mais usual é Fe – 0.12C – 1.5Si – 1.5Mn % em peso. Os elementos presentes na liga são: Carbono, Silício, Manganês, Enxofre, Fósforo, Alumínio e Cobre e ela passa pelo processo de

recozimento contínuo. A austenita retida com alto carbono e bainita em grande quantidade também são particularidades do aço TRIP (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; PEREIRA; BUSTAMANTE; FERREIRA, 2015).

O carbono e o manganês são elementos gamagêneos, que aumentam o campo austenítico. No diagrama ferro carbono, Figura 10, as temperaturas A1 e A3 ficam mais baixas, retardando assim as transformações de austenita em ferrita, pois a austenita é mais estável. O carbono é o elemento de liga capaz de controlar as propriedades mecânicas e possibilitar a existência de austenita. O manganês, cada 1% dele na composição, pode diminuir em 50 °C a temperatura de Ms. O silício é um elemento alfa-gênico, que aumenta a estabilidade da ferrita, e é o responsável pela promoção da reação bainítica, onde o carbono vai para a austenita aumentando a estabilidade dela, e evitando a precipitação da cementita, deixando a austenita mais estável pois o fluxo de carbono na ferrita será menor. A presença de silício também está associada à algumas desvantagens industriais, como a baixa soldabilidade e baixa qualidade da superfície de placas que forem laminadas (PEREIRA; BUSTAMANTE; FERREIRA, 2015; HOSSEINI; HANZAKI; YUE, 2015). Esses efeitos indesejados resultantes da presença de silício estão principalmente associados à formação de óxidos, à propensão a deformações (incluindo ondulações, estrias e marcas visíveis na superfície) e à diminuição da capacidade de resistência à corrosão. Os efeitos dos elementos de liga podem ser vistos na Figura 10.

Alguns estudos foram feitos a fim de analisar diversos parâmetros de processamento e também qual é o efeito que a microestrutura obtida tem nas propriedades mecânicas finais do material. Alguns estudos consideram até que o aço TRIP é obtido por processamento termomecânico, por ocorrer deformação acima da temperatura de não recristalização da austenita, ou por considerar o efeito dos elementos de liga (JACQUES; GODET, 2015; ZUO, H. et. al., 2023).

A estabilidade da austenita é resultado de uma interação complexa de fatores, e entre esses, os elementos de liga desempenham um papel de destaque:

- Carbono (C): A quantidade de carbono influencia diretamente a temperatura em que a transformação da austenita acontece. Um aumento no teor de carbono mantém a estabilidade da austenita a temperaturas mais baixas, o que resulta em aços de alta resistência.

- Manganês (Mn): O manganês é frequentemente empregado para estabilizar a austenita e ampliar a faixa de temperatura na qual essa estrutura cristalina é

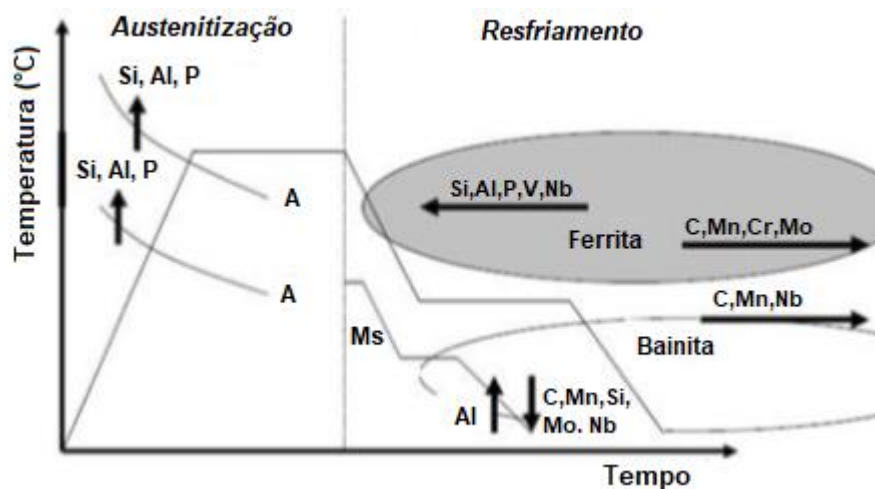
mantida. No entanto, a presença de manganês tende a diminuir a temperatura em que ocorre a transformação para outras fases.

- Silício (Si): A inclusão de silício retarda a transformação da austenita, aumentando assim a faixa de temperaturas em que essa fase permanece estável. Esse efeito é particularmente benéfico em aplicações que requerem maior resistência durante processos de deformação.

- Nióbio (Nb) e Titânio (Ti): Esses elementos têm a função de estabilizar a austenita e atrasar a transformação para outras fases, especialmente em temperaturas mais baixas. Essa abordagem pode ser vantajosa para aprimorar as propriedades do aço em temperaturas ambiente e abaixo delas.

- Cromo (Cr) e Níquel (Ni): O cromo e o níquel também influenciam a temperatura de estabilidade da austenita. Por exemplo, a adição de cromo pode manter a austenita estável em temperaturas mais elevadas, contribuindo para maior resistência a altas temperaturas.

Figura 10 - Efeito dos elementos de liga no aço TRIP.



Fonte: BLECK, 2002 (traduzido).

Alguns estudos foram feitos a fim de analisar diversos parâmetros de processamento e também qual é o efeito que a microestrutura obtida tem nas propriedades mecânicas finais do material. Alguns estudos consideram até que o aço TRIP é obtido por processamento termomecânico, por ocorrer deformação acima da temperatura de não recristalização da austenita, ou por considerar o efeito dos elementos de liga (JACQUES; GODET, 2015; HUANG CHENGPENG, 2021; YIN, W. et al. 2022).

Diversos autores têm estudado o aço TRIP, suas propriedades mecânicas e seu processamento térmico. Chatterjee (2006) analisou um conjunto de amostras que passaram por tratamentos térmicos distintos, escolhidos com base em dados já publicados, criando modelos de redes neurais que são capazes de relacionar os parâmetros microestruturais, a composição química e as condições de tratamento térmico. As amostras A foram temperadas a 300°C por 1h, 2h e 4h. Na sequência o conjunto A e B passou por tratamentos térmicos em duas etapas:

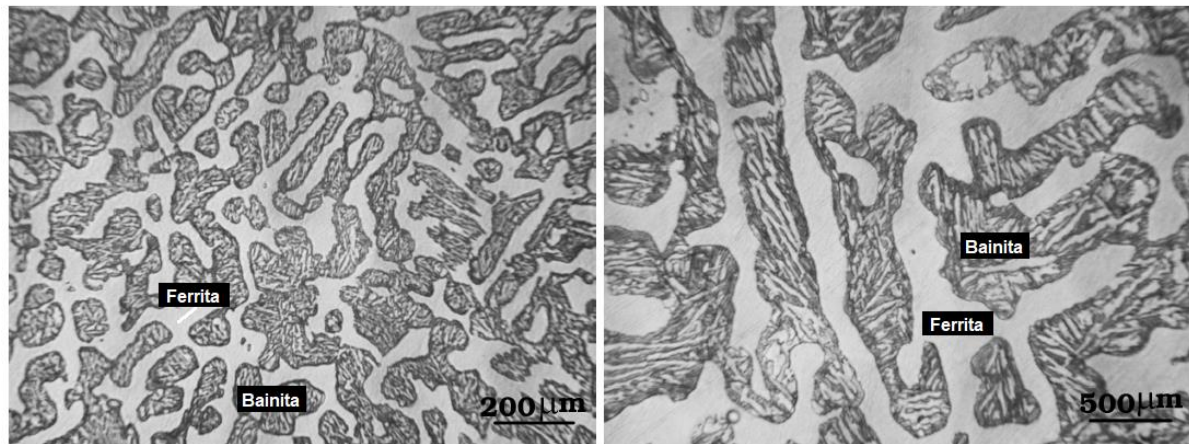
- a) Aquecimento a 810°C para as amostras A e a 940°C para as amostras B ambos por 12h;
- b) Seguindo para a transformação bainítica, ficando por 6h para amostra A e 3h para amostra B, ambos na temperatura de 300°C.

O tratamento realizado em duas etapas tem como objetivo gerar uma microestrutura que contenha ferrita α , bainita e austenita. Chatterjee (2006) não comparou os resultados obtidos entre os tratamentos realizados, mas os comparou com o esperado em relação as redes neurais criadas. Para os diversos parâmetros por ele arbitrado, o aço TRIP obteve resultados muito próximo dos previamente calculados. Na Figura 11 são apresentadas as micrografias obtidas. Com isso, pode-se concluir que o aço TRIP possui grande alongamento uniforme e alta resistência mecânica, e por esse motivo seria ideal para uso na fabricação de carros mais leves e com níveis de segurança adequados.

Neste contexto, o responsável por essas excelentes propriedades é a transformação da austenita retida em martensita durante a deformação, sendo a fração volumétrica e o teor de carbono da austenita retida na microestrutura são fatores fundamentais para determinar as propriedades finais destes aços (CHATTERJEE, 2006).

Posteriormente, Chiang et al. (2011) afirmaram que o aço TRIP pode ser produzido de maneiras diferentes que proporcionam microestruturas distintas devido à diferença na microestrutura inicial: laminado a frio (equiaxial) e totalmente martensítico (lamelar). A diferença no tratamento térmico é que amostras totalmente martensíticas necessitam de um aquecimento na temperatura de 950°C por 1000s na região totalmente austenítica e posteriormente são resfriadas em água (LESLIE, 1981; CHIANG et al., 2011)

Figura 11 - Micrografia obtida por microscopia óptica da amostra tratada termicamente.

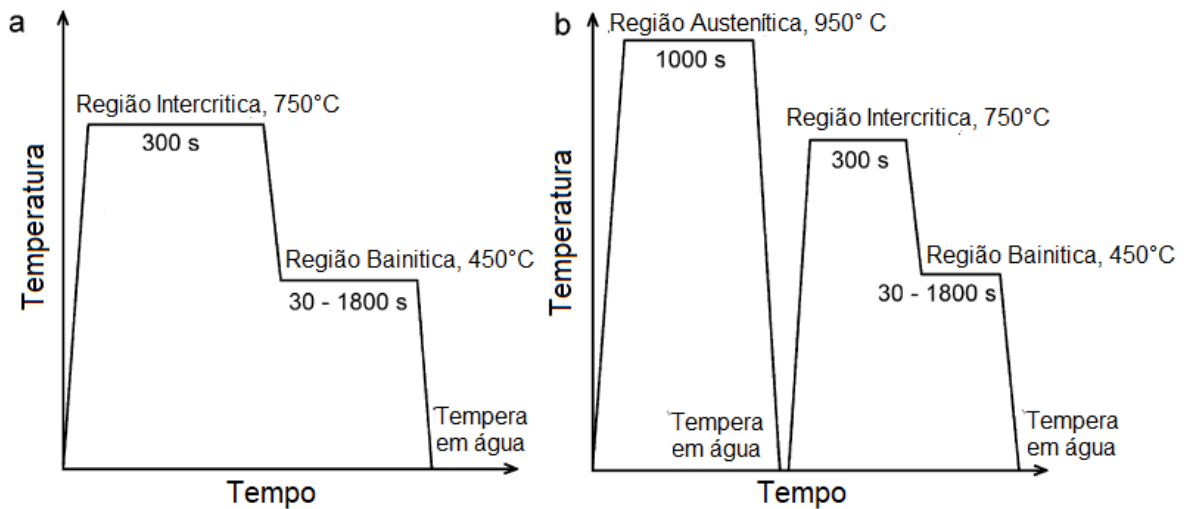


Fonte: CHATTERJEE, 2006.

Chiang et al. (2011) realizaram o mesmo tratamento térmico para ambas as microestruturas, consistindo no aquecimento até 750°C (região intercrítica) durante 300s seguido de resfriamento rápido até a região da bainita, 450°C (temperatura que foi a que proporcionou maior volume de austenita) com variações entre 30 e 1.800s e têmpera na água até atingir a temperatura ambiente. Tais tratamentos térmicos são esquematizados na Figura 12 (CHIANG et al., 2011).

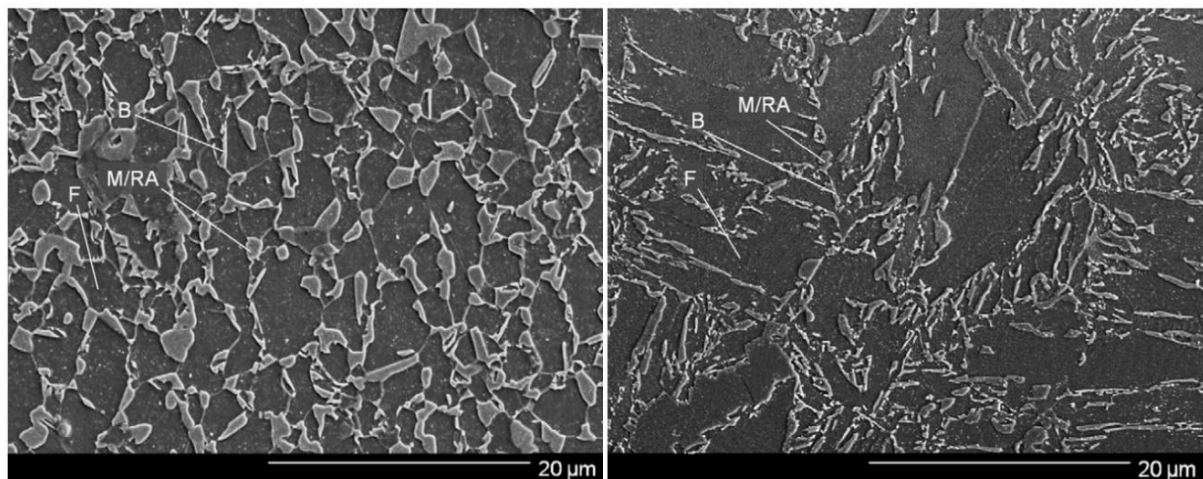
Com este estudo, Chiang et al. (2011) puderam perceber que a austenita presente no aço TRIP está diretamente ligada com o tempo que ele permanece na região bainítica durante o tratamento térmico. E que existe um tempo ótimo para obter a máxima quantidade de austenita retida na microestrutura a temperatura ambiente. A permanência do aço TRIP além desse tempo ótimo implicará na substituição da austenita retida pela bainita, além da possível formação de carbonetos que diminuem o carbono concentrado na austenita. Na Figura 13 é exibida a microestrutura equiaxial e lamelar com o tempo de 100s na região bainítica a 450°C. Além disso, ensaios de tração provaram que a microestrutura equiaxial apresenta maior resistência quando comparada aos resultados da lamelar, no caso, de 100 segundos, para as amostras avaliadas por esses autores. (CHIANG et al., 2011).

Figura 12 - Tratamento Térmico para amostras (a) laminadas a frio e (b) amostras totalmente martensítica.



Fonte: CHIANG et al., 2011 (traduzido).

Figura 13 - Micrografia da microestrutura (a) equiaxial e (b) lamelar na região bainítica por 100s a 450 °C.



(a) Microestrutura Equiaxial

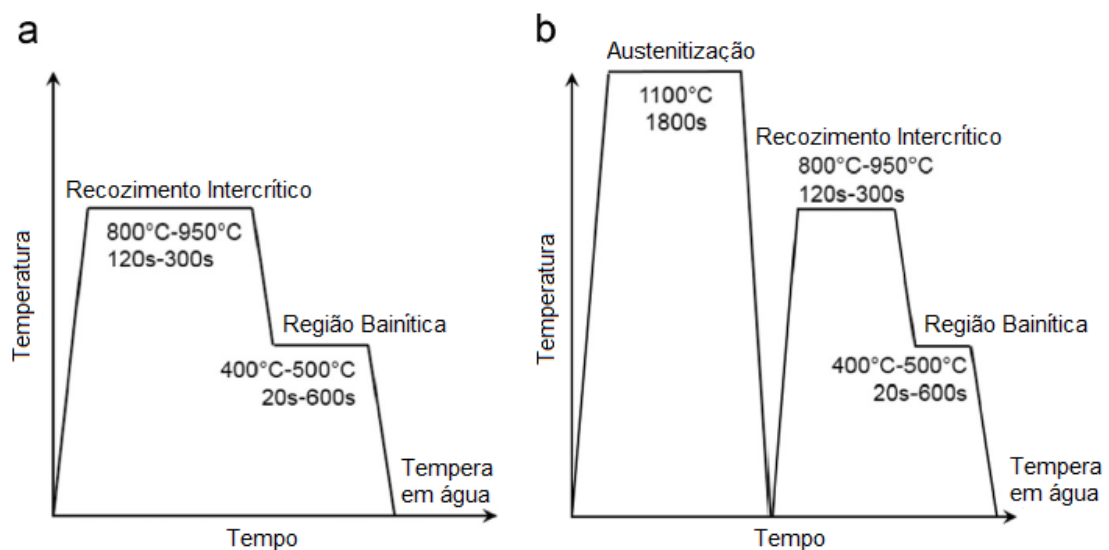
(b) Microestrutura Lamelar

Fonte: CHIANG et al., 2011.

Posteriormente, Chiang et al. (2015) realizaram um outro estudo também com as duas microestruturas distintas, lamelar e equiaxial. Ambas as microestruturas passaram por tratamento de recozimento intercrítico entre 800°C e 950°C por 120s a 300s e pela região bainítica entre 400°C e 500°C variando de 20s a 600s, seguidas de têmpera em água. A microestrutura lamelar passa por uma austenitização prévia. Os parâmetros foram estabelecidos com base em um estudo preliminar de forma que houvesse maior fração volumétrica de austenita retida (RA) na microestrutura em temperatura ambiente. Na Figura 14 o esquema de tratamento térmico realizado. Com os estudos realizados, Chiang et al. confirmaram o que já haviam citado em 2011, que

existe um valor ótimo para cada uma das variáveis de processamento, de modo a se obter maior fração de austenita retida na microestrutura final. A temperatura e o tempo de recozimento intercrítico são os responsáveis pela formação da austenita. O tempo e temperatura da região bainita são os responsáveis pela distribuição do carbono na austenita, mas é importante ter atenção ao tempo, para que não haja substituição da austenita retida pela bainita e, haja a maior porcentagem de austenita retida na microestrutura final resfriada (CHIANG et al., 2015).

Figura 14 - Esquema Tratamento Térmico microestrutura (a) equiaxial (b) lamelar.



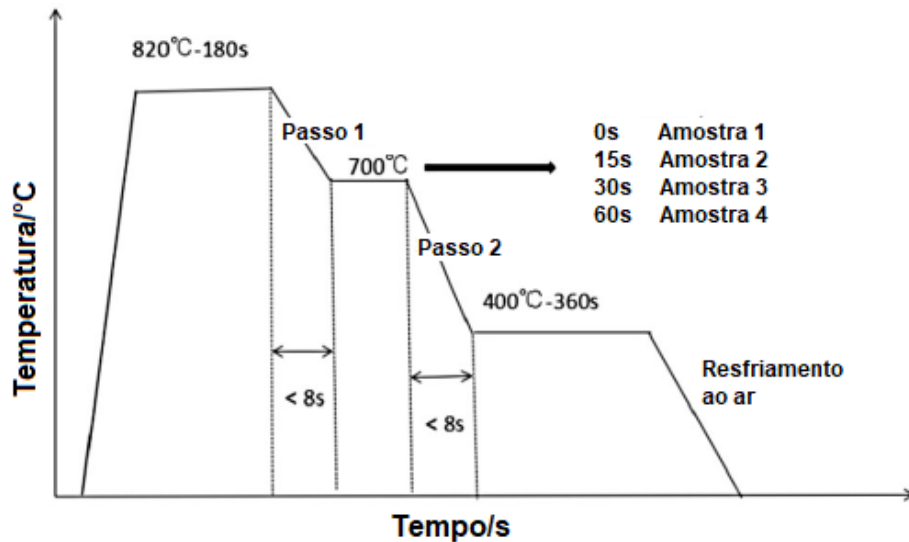
Fonte: CHIANG, 2015 (traduzido).

Um dos estudos mais recentes, realizado por Li et al. (2017), teve o tratamento térmico de resfriamento em duas etapas, mostradas na Figura 15, onde o aço teve sua segunda temperatura de imersão em 700°C, e variou-se o tempo de encharque em 0, 15, 30 e 60 segundos.

Neste estudo, o aço TRIP obteve melhores resultados de resistência mecânica na amostra 2 (tempo de encharque de 15s). Este comportamento foi observado devido à formação de perlita (ferrita e cementita) quando o tempo de encharque em 700°C foi maior que 30s. A formação de perlita reduz a estabilidade da austenita retida, devido ao menor teor de carbono, resultando em mais precipitações de cementita. Assim, a amostra 4 (encharque de 60 segundos) foi a que obteve as piores propriedades mecânicas. A justificativa da amostra 2 obter melhores resultados que a amostra 1, é o aumento da transformação da austenita em ferrita proeutetoide na amostra 2, retardando a transformação da bainita no resfriamento. Isso implica no

aumento da estabilidade da austenita retida, e consequentemente na melhoria das propriedades mecânicas.

Figura 15 - Diagrama esquemático dos processos de tratamento térmico de resfriamento em duas etapas.



Fonte: LI, 2017.

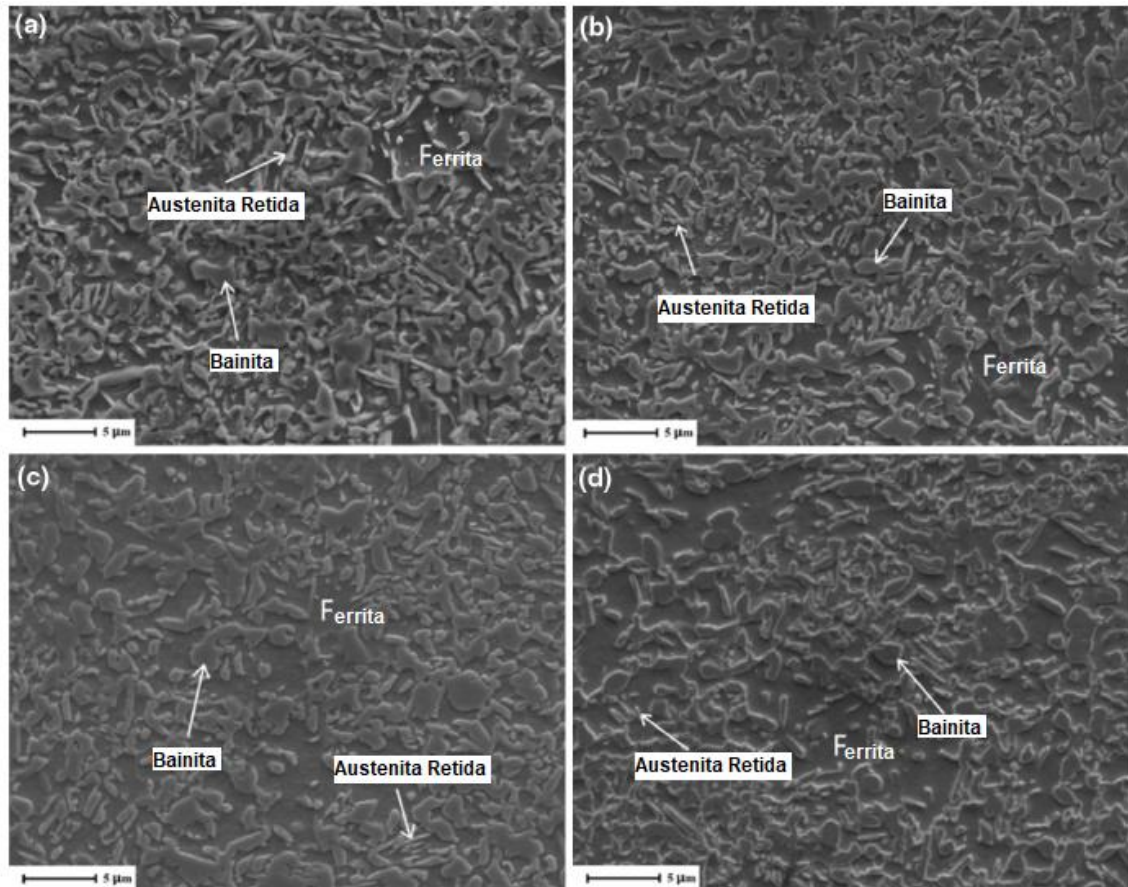
Na Figura 16 podem ser observadas as microestruturas obtidas ao final deste tratamento para diferentes tempos de imersão (LI et al., 2017).

As condições iniciais da ferrita, a fração volumétrica da austenita retida, a sua morfologia e o percentual de carbono são fundamentais para a formação da microestrutura final dos aços TRIP, uma vez que essas variáveis serão os responsáveis pelo efeito TRIP durante a deformação. Nos tratamentos térmicos objetiva-se a completa transformação da cementita em austenita rica em carbono e a recuperação da ferrita inicial. Por exemplo, a recuperação da ferrita pode ser acelerada por porções altas de martensita na microestrutura inicial do aço laminado a quente, uma vez que elas aumentam a energia armazenada (KIM et al, 2008; FONSTEIN, 2015).

A microestrutura inicial também influencia na rapidez da dissolução da cementita na austenitização, saturando a austenita com o carbono. Quando a cementita está no formato de finas agulhas ela vai conseguir se dissolver mais rapidamente, e então vai ter mais carbono e de modo mais rápido na austenita. O resfriamento rápido após a laminação gera uma microestrutura mais refinada e é capaz de acelerar a austenitização e a saturação do carbono na austenita durante o próximo reaquecimento, aumentando a resistência à tração e o alongamento do aço

TRIP no final do processo. A dissolução da cementita também pode ser acelerada quando a redução é feita a frio, aumentando a relação superfície específica – volume, acelerando a dissolução da cementita, devido ao alongamento das colônias de perlita (FONSTEIN, 2015).

Figura 16 - Microestruturas final vistas em MEV com o tempo de imersão diferentes. (a) 0 s; (b) 15 s; (c) 30 s; (d) 60 s.

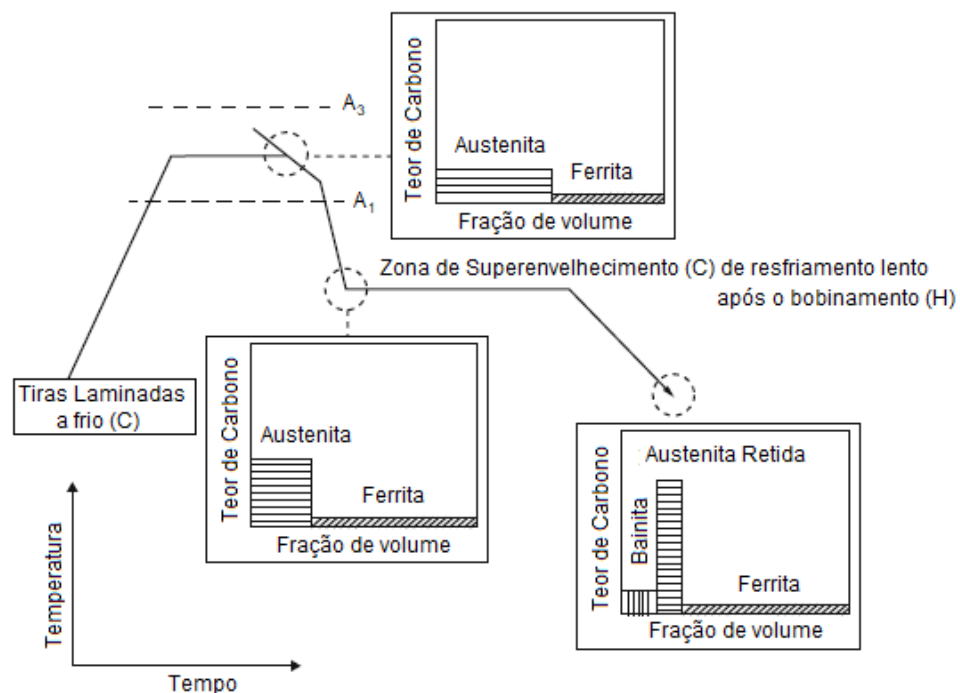


Fonte: LI et al, 2017.

A explicação para a ocorrência do efeito TRIP é a existência da austenita retida rica em carbono na microestrutura final. O aumento da deformação plástica transforma a austenita retida final em martensita, que é uma microestrutura dura, junto com a geração de deslocamentos e de tensões internas nas fases que a envolvem (CHIANG et al, 2015). Por isso, nos aços que tem até 0,2% de C é importante ter o maior nível de carbono possível na última fase da austenita, reduzindo a temperatura de M_s abaixo da temperatura ambiente. Por isso, durante todas as transformações de fase, são usadas formas de enriquecimento da fase γ com carbono. Este enriquecimento pode ocorrer em três etapas durante o tratamento térmico, como visto na Figura 17. Uma forma é durante a manutenção do aço na região da ferrita e austenita, realizado

em duas fases devido à partição do carbono na austenita (a temperatura de recozimento que produziria 50% de austenita vai dobrar a concentração do carbono na austenita em relação ao teor total no aço). A segunda forma de enriquecimento é durante o resfriamento inicial lento, quando uma parte da austenita vai se transformar em ferrita. A ferrita irá rejeitar o carbono enriquecendo a austenita. E um terceiro enriquecimento ocorre quando é feito o banho isotérmico na região da bainita. Grande parte da austenita livre se transforma em bainita com teor de carbono baixo, e então praticamente todo o carbono presente no aço fica concentrado na austenita retida que restou (FONSTEIN, 2015; ZUO, H. et. al., 2023).

Figura 17 - Três estágios potenciais de enriquecimento de austenita com carbono durante o processamento de aços TRIP.



Fonte: FONSTEIN, 2015 (traduzido).

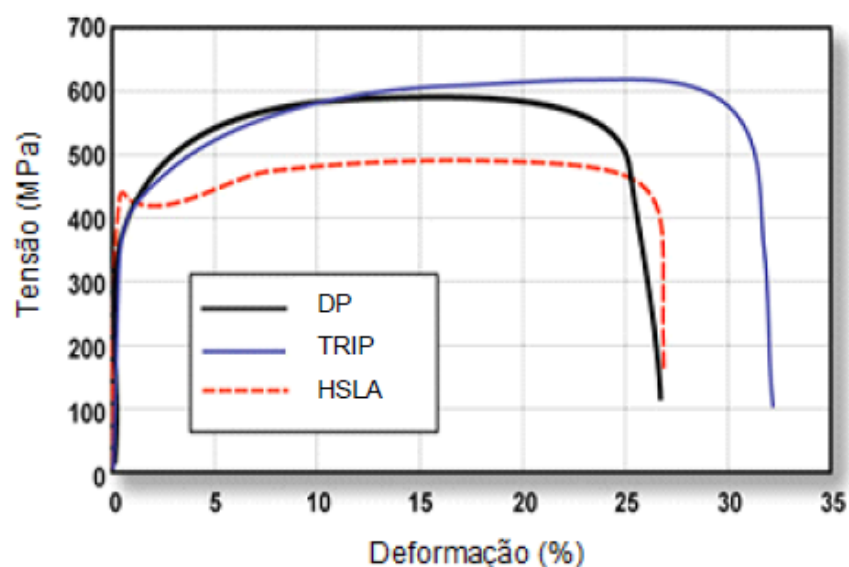
3.3.2 Propriedades e Comportamento Mecânico

A partir da realização de tratamentos térmicos é possível ajustar as propriedades mecânicas finais dos aços. O tratamento intercrítico (ocorre a recristalização da ferrita, a dissolução da cementita e a formação da austenita) e o isotérmico são os que viabilizam a geração de microconstituintes ou fases como a ferrita/perlita, bainita, martensita e austenita retida. Estes microconstituintes são

responsáveis pela obtenção das propriedades mecânicas necessárias ao aço TRIP (ANAZAWA et al., 2006; SHENGRUI, S. et al., 2023).

O aço TRIP é um aço que oferece uma combinação ímpar de propriedades: resistência mecânica, absorção de energia e conformabilidade (CHIANG et al., 2015) propiciada pela sua microestrutura complexa multifásica de ferrita, bainita, austenita retida (RA) e martensita (FU et al., 2014). Quando a austenita retida se transforma em martensita, é como se ocorresse um encruamento localizado que vai ser o responsável por adiar a sua estricção, por isso, o aço TRIP possui maiores valores de alongamento uniforme, de alongamento total e consequentemente de ductilidade (CHIANG et al., 2015). Também a baixa densidade de discordâncias nos grãos de ferrita, devido à formação de bainita no lugar da martensita, que será incapaz de induzir as discordâncias na ferrita tão efetivamente, justifica o seu escoamento descontínuo (HAJIANNIA et al., 2018). Essa capacidade de distribuir as tensões favorece a obtenção de maiores valores de alongamento uniforme quando comparados aos aços HSLA (*Alta Resistência e Baixa Liga*) e DP (*Dual Phase*). Na Figura 18 a comparação das curvas de tensão – deformação entre o aço TRIP, HSLA e DP. Onde o aço TRIP atinge níveis mais elevados de resistência mecânica e maior ductilidade (YA, 2010; WORLD AUTO STEEL, 2017) demonstrando que o aço TRIP possui elevada resistência mecânica e boa plasticidade (HAJIANNIA et al., 2018).

Figura 18 - Curvas tensão – deformação de aços TRIP, HSLA e DP.

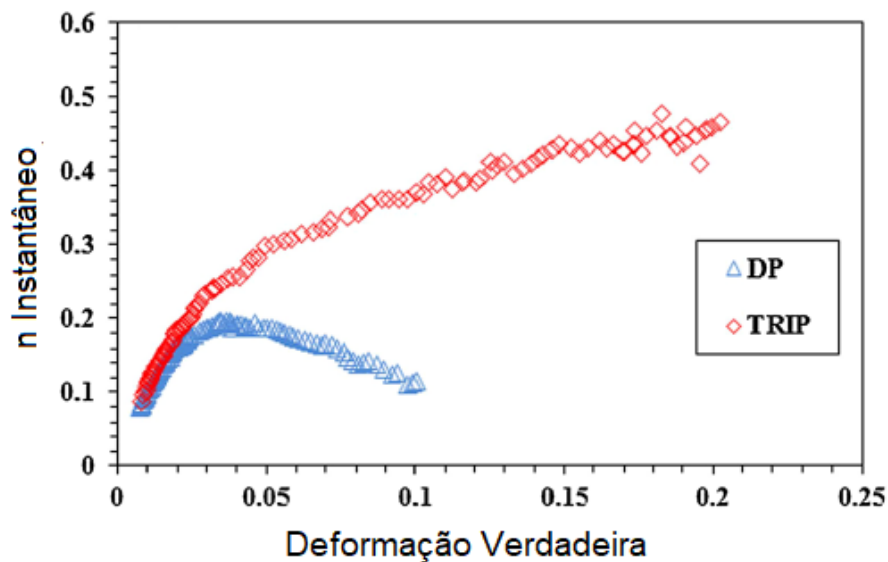


Fonte: WORLD AUTO STEEL, 2017 (Traduzido).

O aço TRIP também apresenta maiores expoentes de encruamento quando comparado ao aço DP com mesmo limite de escoamento, como pode ser visto na Figura 19 em que é exibida a curva do expoente de encruamento instantâneo *versus* a deformação verdadeira de um aço TRIP e de um aço DP (SHENGRUI, S. et al., 2023).

Esta curva é justificada pelo comportamento do aço TRIP, onde seu expoente de encruamento cresce rapidamente com baixas deformações e continua subindo com menor velocidade até que inicie a estricção, coincidindo com o que foi mostrado na curva e provando que ele tem a capacidade de ter alongamento total maior, maior limite de resistência a tração e maior encruamento (HAJIANNIA, 2018). Esse maior encruamento ocorre porque quando aço TRIP é deformado, as fases duras dispersas na ferrita macia vão elevar a taxa de encruamento e diminuir a deformação. Essa deformação (aumento da tensão) induz a transformação da austenita retida em martensita, elevando ainda mais as taxas de encruamento e o grau de deformação (WORLD AUTO STEEL, 2015; HAJIANNIA et al., 2018).

Figura 19 - Curva do expoente de encruamento instantâneo (n) versus deformação verdadeira.



Fonte: HAJIANNIA, 2018 (Traduzido)

O aço TRIP também possui resistência à corrosão, até mesmo em ambientes marinhos, devido à adição de pequenas quantidades de elementos de liga que atrasam o crescimento da oxidação e também diminuí a condutividade da oxidação (ZHANG; WU; LI, 2012).

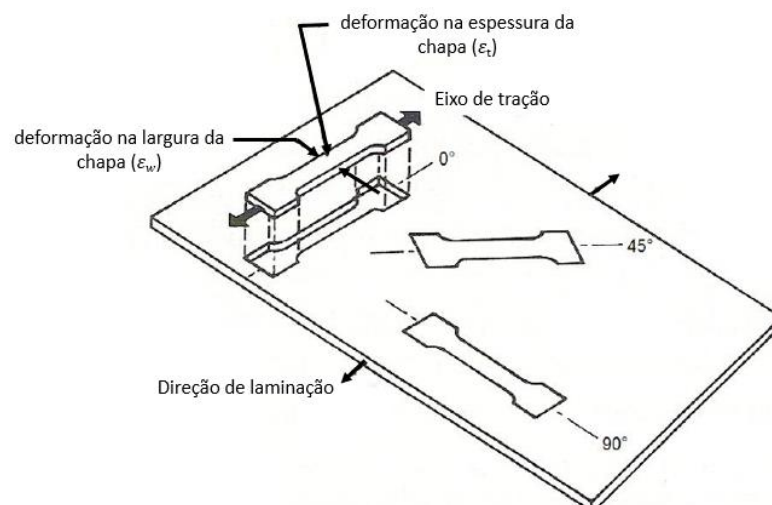
3.4 Análise de Anisotropia

Materiais policristalinos formam texturas decorrentes tanto de processos de conformação mecânica como de tratamentos térmicos e apresentam propriedades distintas dependendo das diferentes direções do corpo metálico, característica chamada de anisotropia (BRESCIANI FILHO et al., 2011).

O aço assistido pelo efeito TRIP pode apresentar comportamento anisotrópico, ou seja, suas propriedades mecânicas podem variar conforme a direção em que se retira o corpo de prova para ensaio. Este fenômeno ocorre em função da orientação preferencial dos grãos no metal depois de uma deformação mecânica ou pela existência de inclusões, segregações, vazios ou precipitações de fases (ALTAN et al., 2010).

Para auxiliar na avaliação da anisotropia em chapas deformadas plasticamente e na previsão de parâmetros relativos ao estudo da estampabilidade dos materiais faz-se o cálculo dos coeficientes de anisotropia (r) para cada direção em relação à direção de laminação (0° , 45° e 90°) - na Figura 20 demonstra-se como devem ser retirados os corpos de prova na chapa em relação ao sentido de laminação - a partir dos quais podem ser calculados os valores dos coeficientes de anisotropia normal médio ($\bar{r}$), na direção da espessura da chapa, e de anisotropia planar (ΔR), no plano da chapa (ASTM E517, 2000).

Figura 20 - Retirada dos corpos de prova na chapa em relação ao sentido de laminação.



Fonte: DIETER, 1984 (Adaptado).

O coeficiente de anisotropia (r) ou coeficiente de Lankford pode ser medido através da razão entre a deformação verdadeira na largura e espessura do corpo de prova como mostrado na Equação 12 (ALTAN et al., 2003). Para mensurar a deformação o corpo de prova é submetido a um valor de deformação convencional que tipicamente varia de 10 a 20%.

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} \quad (12)$$

Onde r é o coeficiente de anisotropia, ϵ_w a deformação verdadeira na largura e ϵ_t a deformação verdadeira na espessura.

Devido às diferenças das propriedades mecânicas ao longo do plano, calcula-se o coeficiente de anisotropia normal, Equação 13, que indica a resistência da espessura da chapa, uma relação do comportamento médio da deformação ao longo do plano, que é determinado a partir das medidas nas diferentes direções de laminação: 0° , 45° e 90° , como visto na Figura 20.

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (13)$$

Onde, $\bar{r}$ é o coeficiente de anisotropia normal ou média, r_{0° o coeficiente de anisotropia na direção de laminação, r_{45° coeficiente de anisotropia à 45° da direção de laminação e r_{90° o coeficiente de anisotropia à 90° da direção de laminação (FERREIRA, 2005).

Quando analisados os valores de $\bar{r}$ e ele é maior que os valores médios encontrados para a resistência nos diferentes lugares da chapa, ele será maior que 1. Isso significa que o material é resistente ao afinamento e possui alta resistência da tensão biaxial. Quando menores que 1 o material tem maior tendência ao afinamento. Se o material não tem diferentes comportamentos em direções distintas ele é chamado isotrópico e o coeficiente de anisotropia é igual a 1 (ALTAN et al., 2010). O material tem melhor escoamento, maior resistência ao afinamento e maior eficiência aos esforços de deformação nas direções com maior índice de anisotropia (TIGRINHO, 2011).

Outro importante parâmetro é a variação da deformação nos diferentes planos da chapa, e é mensurado pela Equação 14, coeficiente de anisotropia planar (ΔR):

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2} \quad (14)$$

Onde Δr é coeficiente de anisotropia planar.

É importante ressaltar que normalmente o valor do coeficiente de anisotropia é calculado a partir das medidas de largura e comprimento, considerando que o volume se mantém constante antes e depois da deformação plástica, já que é mais fácil medir as variações de comprimento que as de espessura (BRESCIANI FILHO, 2011).

A análise da anisotropia foi realizada com o intuito de determinar qual o efeito dos ciclos térmicos nos coeficientes de anisotropia normal e anisotropia planar do material, com base na norma ASTM E517 (2000). Os corpos de prova confeccionados das chapas do aço estudado com ângulos de 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação foram empregados. Os equipamentos e velocidade de ensaio foram similares àqueles utilizados nos testes para a determinação do comportamento mecânico e das propriedades do aço estudado. Nesse caso, no entanto, os ensaios não foram conduzidos até a ruptura da amostra, mas sim até um determinado nível de deformação cuja escolha se deu de acordo com os resultados de alongamento uniforme obtidos na etapa anterior. A determinação dos valores dos coeficientes de anisotropia normal e de anisotropia planar do material foram realizadas conforme mencionado anteriormente.

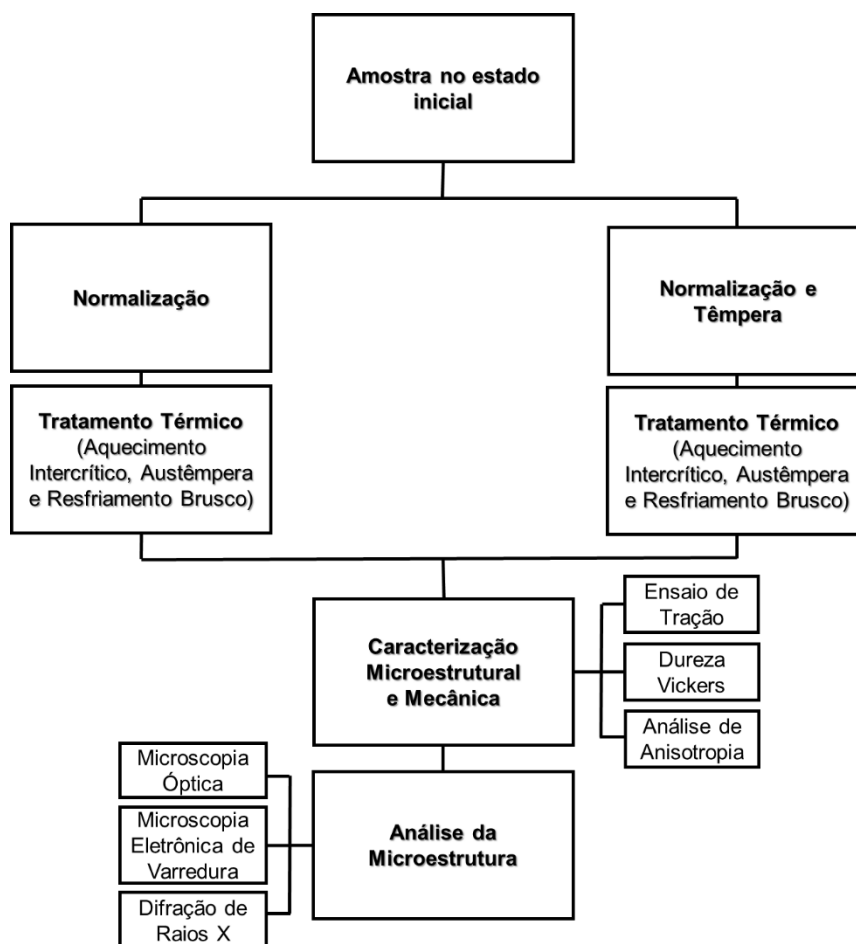
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho

Neste trabalho foram analisadas a microestrutura, as propriedades mecânicas e os parâmetros relacionados à conformabilidade de um aço originalmente assistido pelo efeito TRIP depois de passar por ciclos térmicos diversos, sem deformação plástica subsequente. Foram definidas duas rotas térmicas que geraram, a princípio, microestruturas distintas, mostradas no fluxograma da Figura 21. Esses ciclos térmicos se diferenciam na primeira e na segunda etapa. Na primeira etapa um grupo de amostras foi apenas normalizado e o outro grupo foi normalizado e temperado. Na segunda etapa o grupo de amostras que foi somente normalizado recebeu uma austenitização prévia, e todas as amostras (dos dois grupos) seguiram para aquecimento intercrítico, composto por austêmpera e resfriamento brusco.

Para caracterizar o material mecanicamente foram conduzidos ensaios de tração e microdureza Vickers, bem como ensaios de tração envolvendo metodologia para análise da anisotropia planar e a anisotropia normal das amostras. A influência dos tratamentos térmicos na microestrutura foram analisados por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX). Na Figura 22 é exibido o fluxograma das etapas de caracterização das amostras.

Figura 21 - Fluxograma das etapas a serem seguidas no trabalho.



Fonte: Próprio Autor.

4.2 Material

O material analisado neste trabalho foi um aço originalmente TRIP 800, microligado que possui baixo teor de carbono. Esse material foi recebido na forma de chapas com espessura 1,5mm, que foram laminadas a frio e galvanizadas com revestimento de zinco, obtidos como doação. A composição química (% peso) deste material foi obtida por espectrometria de emissão óptica feita por Ferreira (2018) e é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) inicial do aço TRIP utilizado no trabalho.

Elemento	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
% em Peso	96.02	0.230	1.59	1.71	0.0199	0.0185	0.0252	0.0127
Elemento	Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
% em Peso	0.0181	0.0667	0.0217	0.0078	0.0073	0.0045	0.0095	0.0057

Fonte: FERREIRA, 2018 (Adaptado).

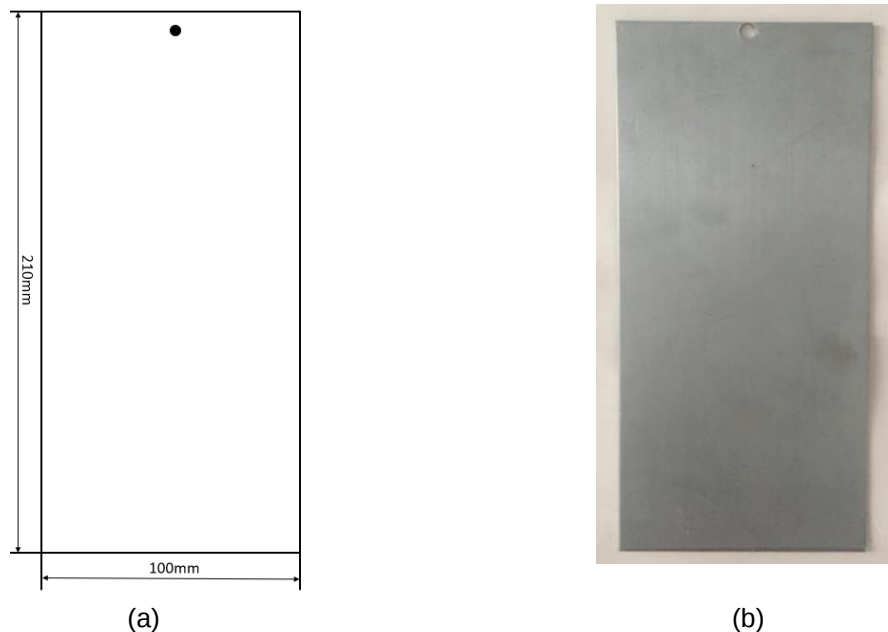
4.3 Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova utilizados no trabalho tiveram três formatos distintos, projetados de acordo com a finalidade do experimento.

Para a realização dos tratamentos térmicos foram preparados corpos de prova retangulares, ilustrados na Figura 22, medindo 210 mm x 100 mm, e com um furo de 5 mm de diâmetro no centro da parte superior, para auxiliar a manipulação das amostras durante a realização dos tratamentos térmicos

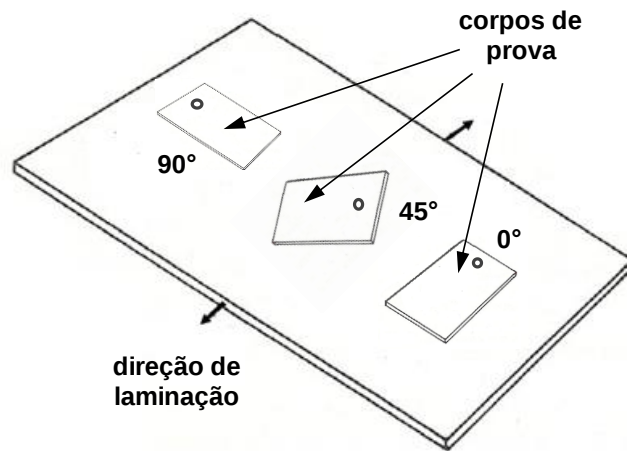
Ainda em relação aos corpos de prova para os tratamentos térmicos, para a análise da microestrutura e das propriedades mecânicas as amostras foram preparadas considerando a direção de laminação com comprimento de 210mm, ou seja, o comprimento a 0° da direção de laminação. No entanto, uma vez que neste trabalho, para a avaliação da anisotropia, ensaios de tração foram conduzidos mediante a aplicação de esforços em diferentes direções em relação à de laminação original do material, corpos de prova foram também preparados segundo a norma ASTM E517 (2000), ou seja, foram retirados das chapas do aço estudado com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação, como está ilustrado na Figura 23.

Figura 222 - Corpo de prova para os tratamentos térmicos.



(a) representação esquemática e (b) imagem do corpo de prova preparado.
Fonte: Próprio Autor.

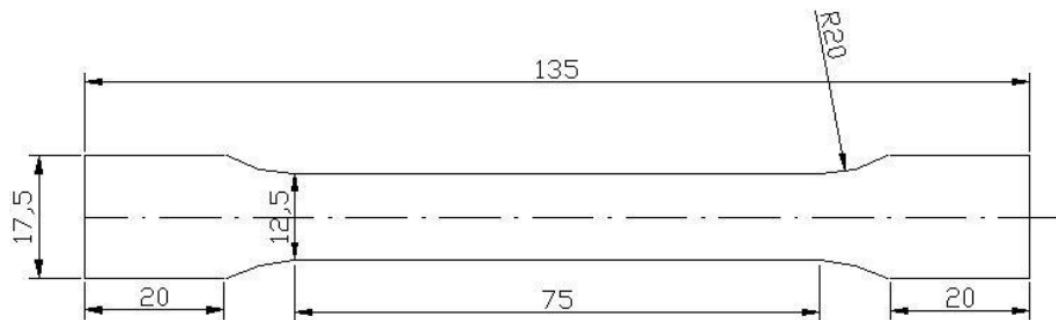
Figura 23 - Representação esquemática da retirada de corpos de prova de tração para cálculo dos coeficientes de anisotropia.



Fonte: Próprio Autor.

Após os tratamentos térmicos, esses corpos de prova em formato de chapas deram origem a dois novos tipos de amostras, em dois formatos. O primeiro, para a realização dos ensaios de tração, consistiu em corpos de prova cujo formato e dimensões estavam de acordo com a norma ASTM E8 (2009), conforme representação mostrada na Figura 24. Nesse caso, foram confeccionadas três peças para cada condição, que foram usinados por corte por jato de água.

Figura 24 - Representação esquemática dos corpos de prova de tração.

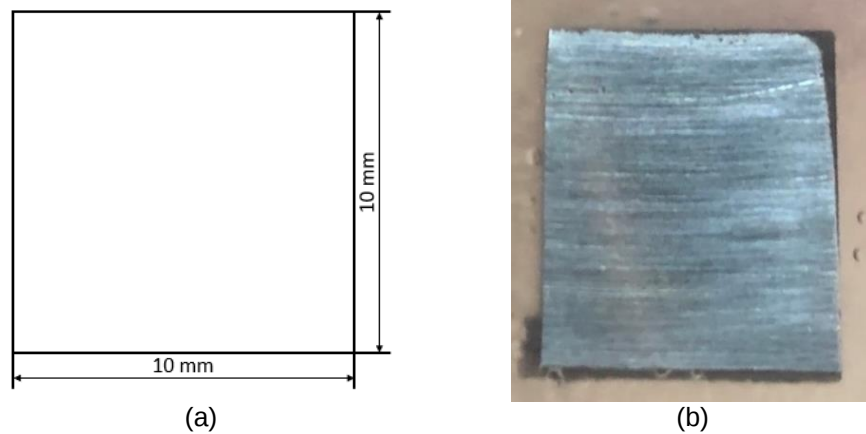


Dimensões em mm.
Fonte: Próprio Autor.

O segundo tipo de corpo de prova consistiu em amostras quadradas, medindo cerca de 10mm x 10mm, como mostrado na Figura 25. Esses foram cortados em uma cortadora metalográfica da marca Arotec, modelo COR80, com disco abrasivo da marca Fortel modelo FI, próprio para materiais ferrosos com dureza entre 15HRC e 35HRC. Essas amostras foram destinadas aos ensaios de microdureza Vickers (ao menos duas para cada condição), à análise metalográfica (ao menos três para cada

condição) por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura e à difração de raios X.

Figura 25 - Amostras para caracterização microestrutural.



(a) representação esquemática e (b) imagem do corpo de prova preparado.
Fonte: Próprio Autor.

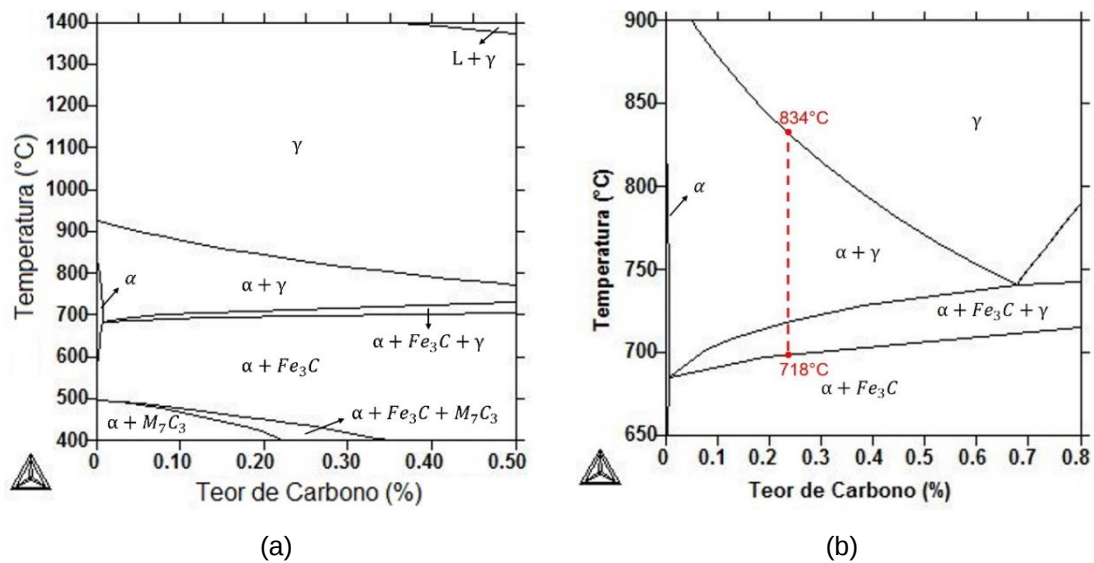
Depois de cortadas, as amostras foram lixadas com lixas de granulometria #600 para retirar a camada galvanizada original da chapa e os eventuais óxidos desenvolvidos nos tratamentos térmicos. Em seguida, as amostras foram decapadas com ácido clorídrico P.A. por cerca de 120 minutos. Essa operação teve como finalidade retirar eventuais efeitos de deformação decorrentes do processo de lixamento na microestrutura do material, de forma a evitar a transformação da austenita retida em martensita durante a preparação das amostras.

4.4 Processamento Térmico

No aço pesquisado foram utilizados dois processamentos térmicos. A escolha desses dados foi baseada em resultados de um trabalho desenvolvido anteriormente, no qual foi elaborado o diagrama de fases específico para a composição química do aço investigado com o auxílio do software ThermoCalc, conforme a Figura 26 (FERREIRA, 2018). Nota-se que para a composição do material, as temperaturas que delimitam o campo intercrítico de fases encontradas foram 834°C e 718°C. O denominado ciclo direto (CD) foi realizado em dois estágios: aquecimento intercrítico (aquecimento até uma temperatura tal que duas fases – α e γ – estarão coexistindo), austêmpera e resfriamento brusco na água. O ciclo denominado pré-temperado (CPT) foi conduzido com aquecimento envolvendo austenitização completa e têmpera em

água, seguido de aquecimento intercrítico, austêmpera e resfriamento brusco na água. Em adição aos efeitos da natureza dos ciclos térmicos realizados, foi verificada a influência tanto da temperatura no campo intercrítico de fases como do tempo de austêmpera nos resultados. Nesse caso, foram consideradas duas temperaturas e dois tempos.

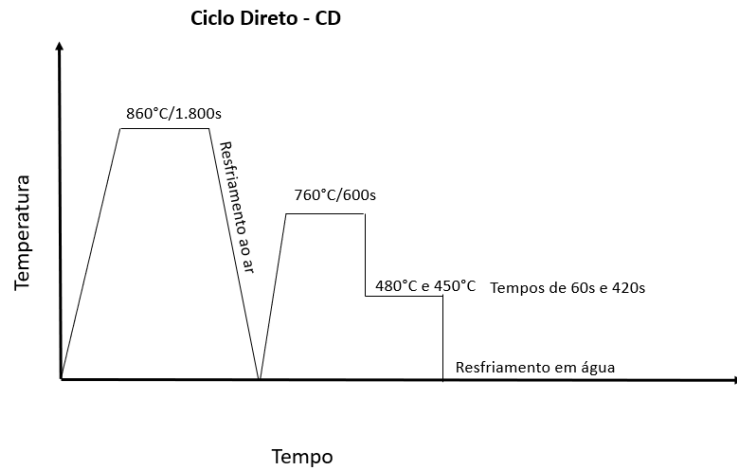
Figura 26 - Análise termodinâmica do aço empregado no trabalho com o auxílio do software Thermo-Calc.



(a) diagrama de fases metaestável; (b) ampliação da região com temperaturas indicadas.
Fonte: FERREIRA, 2018.

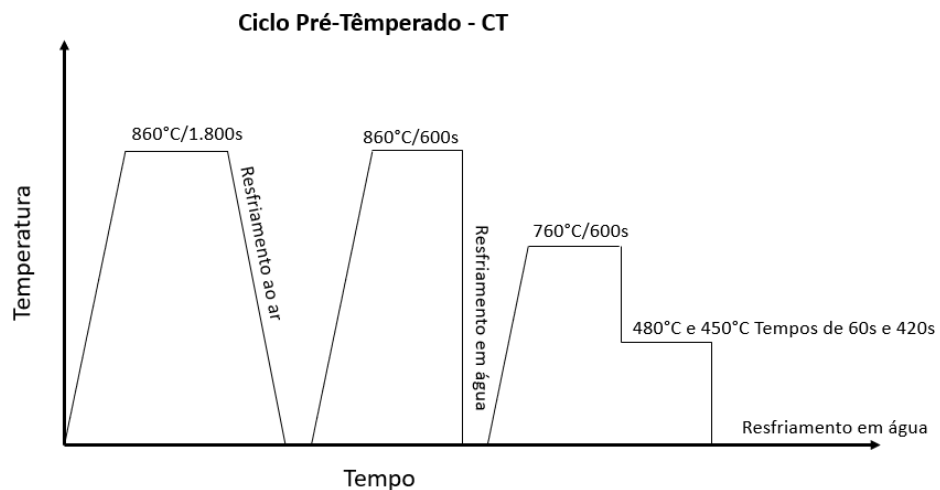
Os ciclos térmicos dos dois grupos de amostras são mostrados nas Figuras 27 e 28. Nota-se que a temperatura escolhida para austêmpera foi de 450°C e 480°C e os tempos de austêmpera foram de 60s e 420s, variáveis a serem investigadas no trabalho. Para todas as condições, o tempo na temperatura intercrítica foi de 600s e a temperatura de campo intercrítico de fases será 760°C. Ressalta-se que antes da realização dos tratamentos térmicos, todas as amostras foram normalizadas a 860°C por 30 minutos e resfriadas ao ar, para que todos os possíveis efeitos de tratamentos térmicos e termomecânicos já realizados nas chapas originais sejam eliminados.

Figura 27 - Representação do ciclo térmico direto (CD) utilizado no aço.



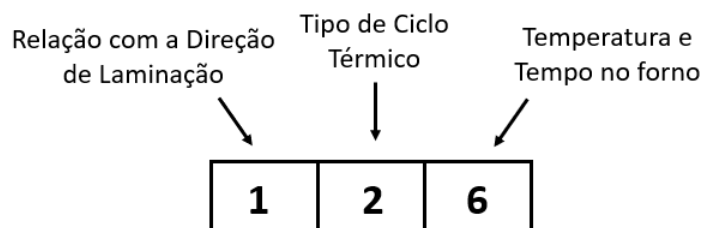
Fonte: Próprio Autor.

Figura 28 - Representação do ciclo térmico pré-temperado (CPT) utilizado no aço.



Fonte: Próprio Autor.

Todas as amostras receberam uma numeração antes dos tratamentos, que indicou a relação com a direção de laminação, o tipo de ciclo térmico, as temperaturas e os tempos de permanência associados às etapas dos tratamentos. Na Tabela 2 pode ser observado o esquema das numerações. Nas Tabelas 3 a 4 são exibidas as nomenclaturas das amostras e as condições detalhadas dos ciclos térmicos que foram realizados, onde TIA é a temperatura de aquecimento intercrítico, tIA o tempo de permanência no aquecimento intercrítico, TIB é a temperatura de austêmpera, tIB o tempo de permanência na austêmpera, TA a temperatura de têmpera prévia e tA tempo de permanência na têmpera prévia.

Tabela 2 - Identificação esquemática das amostras.

Direção Laminação		Tipo de Ciclo		Temperatura e Tempo no Forno			
1	0°			480°C		450°C	
2	45°	1	CD	1	60s	4	60s
3	90°	3	CT	2	420s	5	420s

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 3 - Amostras Ciclo Direto - CD.

Ciclo Direto - CD					
Amostra	Grau	TIA(°C)	<u>tIA</u> (s)	TIB (°C)	TIB (s)
111	0	750	600	480	60
112	0	750	600	480	420
211	45	750	600	480	60
212	45	750	600	480	420
311	90	750	600	480	60
312	90	750	600	480	420
114	0	750	600	450	60
115	0	750	600	450	420
214	45	750	600	450	60
215	45	750	600	450	420
314	90	750	600	450	60
315	90	750	600	450	420

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4 - Amostras Ciclo Pré-Têmperado - CT.

Ciclo Pré-Têmperado - CT							
Amostra	Grau	TA (°C)	tA (s)	TIA(°C)	tIA (s)	TIB (°C)	TIB (s)
131	0	860	1.800	750	600	480	60
132	0	860	1.800	750	600	480	420
231	45	860	1.800	750	600	480	60
232	45	860	1.800	750	600	480	420
331	90	860	1.800	750	600	480	60
332	90	860	1.800	750	600	480	420
134	0	860	1.800	750	600	450	60
135	0	860	1.800	750	600	450	420
234	45	860	1.800	750	600	450	60
235	45	860	1.800	750	600	450	420
334	90	860	1.800	750	600	450	60
335	90	860	1.800	750	600	450	420

Fonte: Próprio Autor.

Todos os tratamentos térmicos foram conduzidos em fornos com banho de sal do tipo fosso com controle de temperatura. Para cada temperatura de tratamento foi utilizado um tipo de sal adequado para a temperatura desejada. A 860°C o sal foi do tipo neutro para aquecimento TEC 750. Para 750°C foi utilizado o sal TEC 450. Já para as temperaturas de 480°C e 450°C foi utilizado o sal TEC 140.

4.5 Caracterização Microestrutural

A microestrutura do material após os tratamentos térmicos, sem e com deformação subsequente, foram caracterizadas por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX) a fim de obter informações qualitativas e semiquantitativas das microestruturas obtidas, verificar seus constituintes e suas proporções.

4.5.1 Microscopias ópticas e eletrônica de varredura

Para realizar as análises por MO e MEV, as amostras foram a decapadas e em seguida embutidas a frio em moldes de silicone, empregando resina de polimetilmetacrilato.

Após o embutimento, as peças foram lixadas suavemente, empregando lixa de #600 e água como fluido refrigerante e lubrificante e em seguida polidas com pasta de diamante de 9 μ m, de 3 μ m e de 1 μ m, empregando etanol como fluido lubrificante. O lixamento foi realizado em uma lixadeira semiautomática da marca Arotec modelo Aropol-VV. Após o lixamento as amostras foram lavadas com água e sabão e posteriormente com álcool, e foram secadas com o auxílio de ar quente. O polimento foi realizado em politrizes semiautomáticas da marca Arotec modelo Aropol 2V. Entre uma etapa e outra do lixamento e polimento as amostras também foram lavadas.

As amostras que foram analisadas por MO passaram por ataque químico com o reagente Nital 3%, conforme a Tabela 5 (COLPAERT, 2008). Com a realização de NITAL 3%, o microconstituente ferrita aparece com cor clara e os demais constituintes aparecem escuros.

Tabela 5 - Composição química dos reagentes Nital 3%.

Reagente	Composição
Nital 3%	ácido nítrico 3% em solução alcoólica

Fonte: COLPAERT, 2008.

As amostras ficaram imersas no reagente entre 5 a 15 segundos, até que a superfície adquira cor fosca, e então foram lavadas com álcool e secadas com ar quente. As amostras atacadas foram então analisadas no microscópio óptico da FORTEL que possui sistema de digitalização Kontrol.

As amostras que foram analisadas por MEV eram as mesmas empregadas para a avaliação por MO. A técnica de MEV foi utilizada tanto para a análise qualitativa da microestrutura como para a realização na análise semi-quantitativa dos microconstituintes pelo método da contagem por pontos, descrita na norma ASTM E 562 (2011). Nesse caso, a técnica envolve a superposição de uma rede com o número de nós/interceptos conhecido. A proporção dos constituintes foi determinada a partir da contagem de nós que incidem nos constituintes: se a intercessão da rede sobrepor uma região de uma única fase (uma cor) será contada como um ponto, se coincidir com uma região de interface será contado como meio ponto para cada constituinte.

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada em um microscópio da marca Shimadzu modelo SSX-550 com geração de imagens por elétrons secundários.

4.5.2 Difração de Raios X

A análise da presença e quantidade de austenita retida no material foi feita por difração de raios X (DRX). As amostras devidamente decaçadas no ácido clorídrico, sem realização de lixamento foram utilizadas nesta etapa. O difratômetro utilizado foi da marca Shimadzu modelo XRD-7000 e a operação foi conduzida com os seguintes parâmetros de operação: radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,54056 \text{ \AA}$), tensão de 40kV, corrente de 30mA, ângulo de varredura 2θ variando de 40° a 120° e tempo fixo de 5s por passo. A partir dos dados obtidos, os picos foram identificados utilizando o método de comparação direta, e foi realizada uma avaliação para estimar a quantidade de austenita retida no material, sem e com deformação plástica posterior, utilizando o software Origin 2019b, o qual permitiu a integração das áreas dos picos de difração para análise. Essa avaliação considerou as áreas dos picos obtidos nos difratogramas gerados pela técnica.

4.5.3 Cálculo da fração volumétrica dos constituintes

Com as imagens obtidas através da MO, a análise semiquantitativa dos constituintes ferrita, bainita e MA (martensita + austenita retida) foi realizada através do método de contagem de pontos, onde uma rede com número de pontos pré-determinada foi sobreposta sobre uma área da microestrutura. Esse procedimento foi realizado várias vezes em diferentes regiões para obter uma medida representativa.

O valor estimado da fração volumétrica de um constituinte foi calculado dividindo os pontos incidentes em cada constituinte ou fase pelo número total de pontos da rede da amostra. Quando um ponto não estiver sobre um constituinte específico ou quando houver dúvida quanto a região o ponto contabilizado pela metade (PADILHA, 2000; ASTM E 562, 2011). Para atender aos requisitos da norma as medições foram realizadas em 10 imagens de MEV na ampliação de 2000x para cada uma das condições do trabalho com uma rede de 63 pontos sobreposta.

4.5.4 Cálculo do teor de carbono na austenita retida

Os cálculos do teor de carbono na austenita retida foram feitos a partir do teor de manganês presente no MA, obtidos através da Difração de Raios X por Dispersão de Energia (EDS) acoplado ao MEV. Duas medições pontuais no constituinte MA foram feitas para cada amostra.

O parâmetro de rede (a) para os planos principais da austenita foram calculados com a Equação 15 utilizando os valores obtidos com a difração de raios X de espaçamento interplanar (d_{hkl}) dos principais planos da austenita.

$$a = d_{hkl} \times \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (15)$$

O parâmetro de rede (a) e o espaçamento interplanar (d) se relacionam com o ângulo de difração θ da Lei de Bragg através da Equação 16.

$$n\lambda = 2d \sin\theta \quad (16)$$

Para estruturas cúbicas, segundo Cullity (1978), o valor de a é associado em um gráfico com o valor do $\cos^2\theta$, resultando em uma reta. E o valor de a é determinado com a extrapolação. Foram usados na extrapolação somente os valores de a referente aos picos $2\theta > 60^\circ$. Quanto mais valores acima de 80° maior a precisão.

O teor de carbono na austenita se relaciona com o parâmetro de rede (a_γ) segundo a Equação 17 (ZHAO, et al, 2009). O valor de a_0 foi calculado utilizando o método da extrapolação do parâmetro de rede e o teor de manganês obtido por análise de EDS.

$$a_\gamma = 3,556 + 0,0453\%C + 0,00095\%Mn \quad (17)$$

4.6 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica do estudo envolveu a avaliação das propriedades do aço, por meio de ensaios de dureza e tração, assim como a análise de seu comportamento quanto ao encruamento, cujos resultados também foram obtidos a partir dos testes de tração. A avaliação da ductibilidade dos componentes e a análise

da conformabilidade foram conduzidas através do estudo da anisotropia do material, empregando novamente testes de tração.

4.6.1 Dureza Vickers

Considerando os ensaios de microdureza, a preparação das amostras foi similar à preparação das amostras para MEV. Os ensaios foram executados em um microdurômetro da Shimadzu modelo HMV-2T, com penetrador Vickers. A carga empregada foi de 1kgf, capaz de abranger uma região multiconstituída representando a estrutura como um todo, e a penetração por 15 segundos. Foram utilizados dois corpos de prova para cada condição e realizadas dez endentações em cada, por fim, foram realizadas análises com o valor médio das durezas.

4.6.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3 utilizando extensômetro do tipo agulhas, também da marca Instron modelo 2630-106 com base de medida de 25mm. A velocidade de movimentação do travessão móvel do equipamento foi de 4,5mm/min, gerando uma taxa de deformação inicial de 10^{-3}s^{-1} , seguindo a norma ASTM A370 realizados em três corpos de prova para cada tratamento térmico proposto.

Com os dados obtidos, baseando na norma NBR ISO 6892 (2018), foram elaboradas as curvas de tensão - deformação convencionais, a partir das quais foram avaliadas as propriedades mecânicas, resistência mecânica e ductilidade, por meio da determinação do limite de resistência à tração (LRT), do limite de escoamento (LE) e do alongamento uniforme percentual (AU%). Nesse caso, os ensaios de tração foram realizados até a ruptura das amostras. A partir das curvas convencionais, foram elaboradas curvas tensão – deformação reais, por meio das quais foram conduzidas as avaliações do encruamento do aço. A análise foi realizada por três diferentes técnicas: a avaliação pelo Método da Linearização (oriundo da Equação de Hollomon), pelo expoente de encruamento instantâneo e também pelo Método de Crussard-Jaoul. A técnica que melhor se ajustou ao trabalho foi considerada.

4.6.3 Análise de encruamento

As curvas de tensão *versus* deformação verdadeiras foram adotadas com uso da Equação 18 e 19, com os dados de área real da seção transversal e as medidas instantâneas da deformação do corpo de prova a partir dos dados de tensão e deformação convencionais e reais.

$$\sigma = T (e + 1) \quad (18)$$

$$\varepsilon = \ln (e + \varepsilon) \quad (19)$$

Onde, σ e ε são os valores de deformação real, e é a deformação convencional e T a tensão convencional.

Foram escolhidas três técnicas para análise do encruamento:

4.6.3.1 Método da Linearização

No método da linearização o expoente de encruamento (n), da equação de Hollomon (Equação 20), é determinado através da linearização da curva $\sigma \times \varepsilon$ pela construção de um gráfico logarítmico, segundo as equações 21 e 22 e representação na Figura 29, da tensão e deformação verdadeira até a tensão máxima (FONSTEIN, 2015; DIETER, 1981).

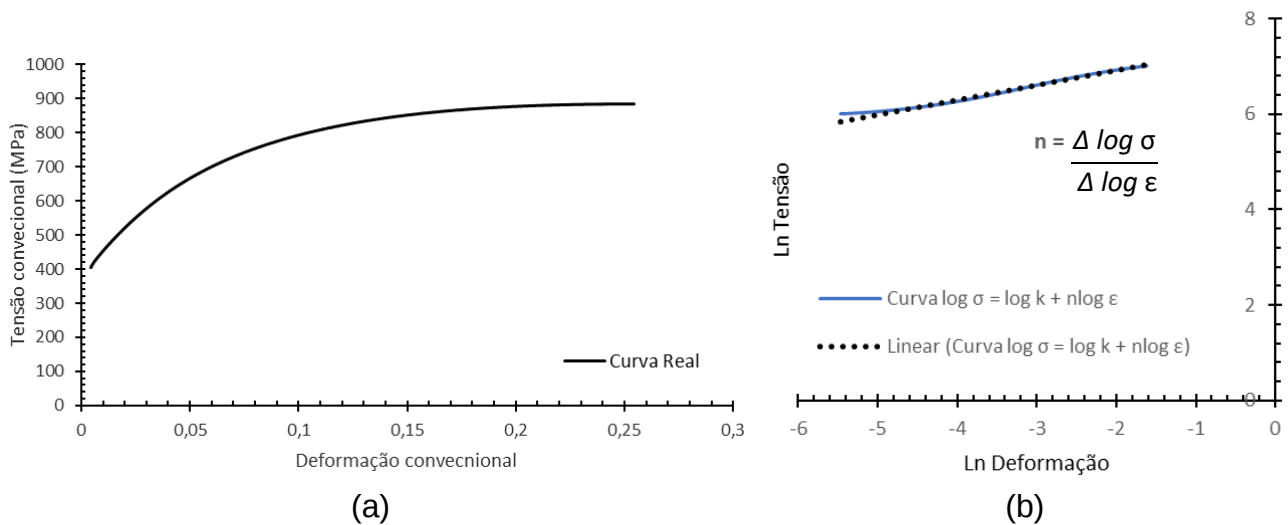
$$\sigma = k \varepsilon^n \quad (20)$$

$$\log \sigma = \log k + n \log \varepsilon \quad (21)$$

$$n = \Delta \log \sigma / \Delta \log \varepsilon \quad (22)$$

Onde k é o coeficiente de resistência do material e n o expoente de encruamento, σ e ε são a tensão e deformação reais. Os valores do coeficiente de determinação R^2 foram feitos após a linearização das curvas considerando o estágio de deformação para verificar o grau da relação linear entre os valores. Essa abordagem é mais representativa quando mais próximo de 1 é o seu valor.

Figura 29 - Gráfico da tensão verdadeira até a tensão máxima.



(a) Curva real – deformação plástica; (b) linearização da curva

Fonte: Próprio Autor.

4.6.3.2 Expoente de encruamento instantâneo

A análise do expoente de encruamento instantâneo é uma técnica muito usada para indicar a capacidade de deformação de chapas de metal (propriedade de endurecimento de um material) (HAJIANNIA et al., 2018). A capacidade de deformação do material é maior quanto maior for o valor de n_{inst} , que é calculado pela diferenciação da equação de Hollomon (Equação 8) (CHIANG, BOYD E PILEY, 2015). A equação que relaciona a tensão com a deformação plástica pode ser escrita como na Equação 23:

$$n_{inst} = \frac{\ln(\sigma_m / \sigma_{m-1})}{\ln(\varepsilon_m / \varepsilon_{m-1})} \quad (23)$$

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

4.6.3.3 Método de Crussard-Jaoul

A análise do encruamento pelo expoente de encruamento n é muito empregada para análise de encruamento dos aços bifásicos. No entanto algumas referências refutam os resultados encontrados através dessa técnica devido à diferença no

comportamento elástico e plástico da ferrita na martensita, ocorrendo a separação na da deformação das fases, que muitas vezes são estudadas em momentos específicos de cada um dos constituintes (COLLA et al 2009; DIONG et al. 2016). Por isso, a equação de Hollomon seria capaz de calcular apenas a taxa inicial de encruamento em uma pequena parcela de deformação, mas não seria possível de analisar o encruamento em vários estágios.

Por isso, o encruamento também foi avaliado pelo Método de Crussard-Jaoul, por ser possível de avaliar as variações do encruamento para cada microestrutura presente no material (XIE et al., 2014).

O método de Crussard-Jaoul é baseado na relação de Ludwik (Equação 24), onde σ_0 e K são constantes do material.

$$\Sigma = \sigma_0 + K * \varepsilon^n \quad (24)$$

Derivado a Equação 24 em relação à deformação, aplicando a função logarítmica em relação à deformação tem-se a Equação 25:

$$\ln \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) = \ln(kn) + (n - 1) * \ln \varepsilon \quad (25)$$

Com inclinação da curva em relação à equação 11 tem-se $(n - 1)$ e o seu encontro com o eixo X fornece $\ln(kn)$. Assim, n e K podem ser definidos (CAI et al., 2013) e com regressão linear as inclinações podem ser analisadas para avaliar os diferentes estágios do encruamento.

Este método consiste então em analisar a curva experimental $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ em função de $\ln(\varepsilon)$ (COLLA et al., 2009; DAS e CHATTOPADHYAY, 2009; XIONG et al., 2015; RASTEGARI et al., 2015). Assim, é possível a visualização das mudanças de estágios de encruamento devido às variações de defeitos internos, presença de discordâncias e fração de volume de maclas, (DIONG et al. 2016) muito presente em materiais que a sua microestrutura evolui de acordo com a deformação, como é o caso do aço assistido pelo efeito TRIP, em que a martensita é induzida pela transformação da austenita a partir da deformação plástica sofrida pelo aço (DINI et al., 2010; WU et al., 2013), o que não é visível nos outros métodos de avaliação do encruamento.

4.6.4 Análise de anisotropia

O aço TRIP é um material anisotrópico, ou seja, suas propriedades mecânicas podem variar conforme a direção em que essas propriedades são medidas. Para avaliar o efeito desse comportamento foi realizada a análise de anisotropia a partir de ensaio de tração em corpos de prova seguindo o formato e a dimensão indicados pela norma ASTM E8 (2009), representados na Figura 25, usinados com corte por jato de água e retirados da chapa nas direções 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa, como demonstrado na Figura 20 (ASTM E517, 2000). Todos os ensaios foram realizados na máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3 utilizando extensômetro do tipo agulhas, também da marca Instron modelo 2630-106 com base de medida de 25mm. O ensaio foi realizado em pelo menos três corpos de prova para cada direção de laminação em todos os ciclos térmicos propostos.

De acordo com os resultados de alongamento uniforme obtidos no ensaio de tração, foi definido um valor de deformação convencional máximo de 10% para cada CP, para realização dos cálculos dos índices de anisotropia. Os corpos de prova tiveram sua espessura e comprimento medidos antes e após o ensaio. De acordo com os resultados de alongamento uniforme obtidos no ensaio de tração, foi definido um alongamento máximo de 10% para cada CP, para realização dos cálculos dos índices de anisotropia. Os corpos de prova tiveram sua espessura e comprimento medidos antes e após o ensaio.

O coeficiente de anisotropia (r) ou coeficiente de Lankford foi calculado através da razão entre a deformação verdadeira na largura e espessura do corpo de prova, como indicado pela Equação 12.

O coeficiente de anisotropia normal ($\bar{r}$), indica a capacidade da chapa de resistir ao afinamento, foi calculado, este utilizando a Equação 13. O coeficiente de anisotropia planar (ΔR), mede a variação da deformação nos diferentes planos, sendo calculado a partir da Equação 14.

5. RESULTADOS

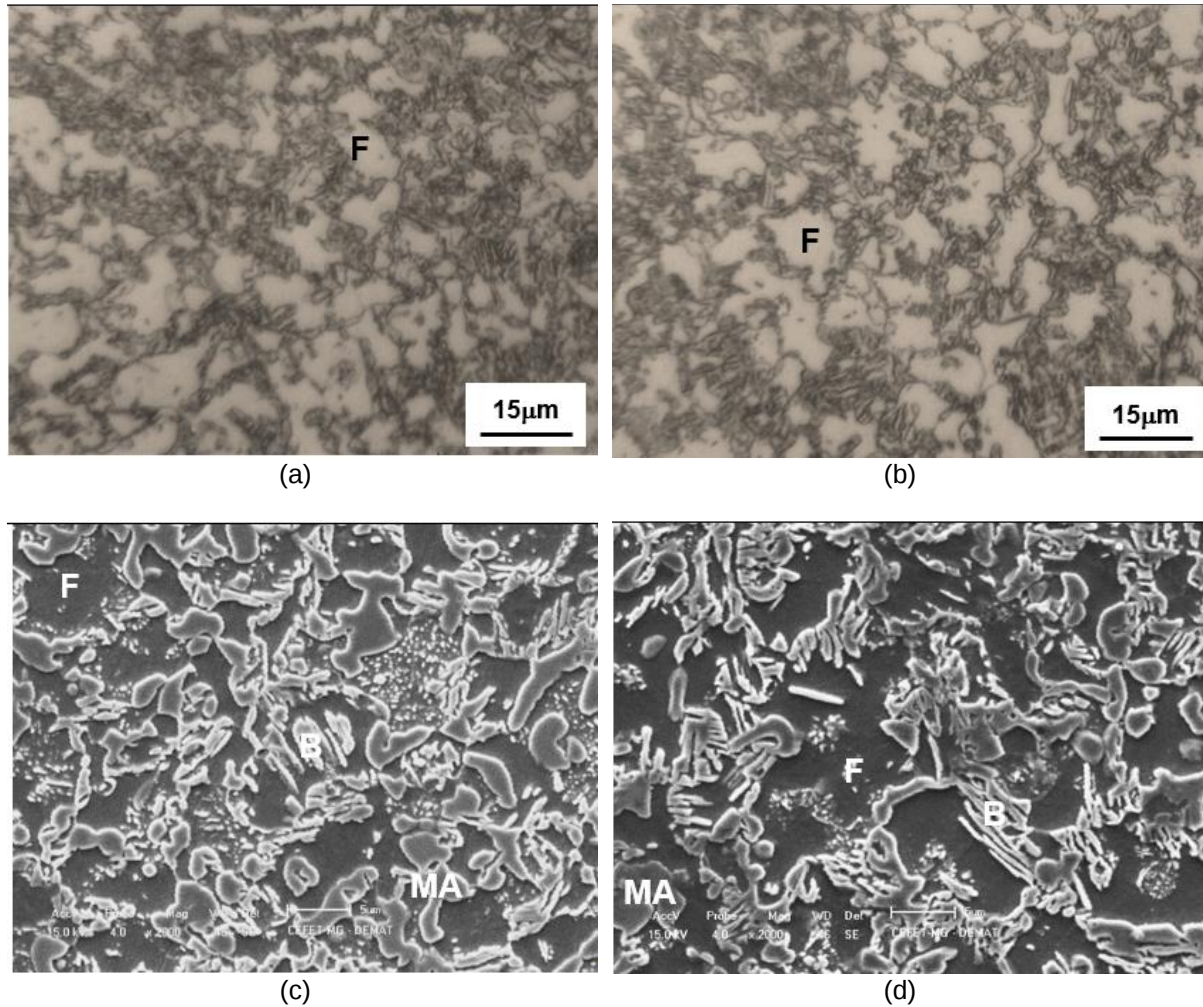
5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Microscopias Óptica e Eletrônica de Varredura

As Figuras 30, 31, 32 e 33 são imagens de micrografias obtidas por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) das amostras após a realização dos tratamentos térmicos de recozimento intercrítico a 760°C seguido de austêmpera a 450°C e a 480°C com tempos de 60s e 420s. As amostras exemplificadas nas Figuras 30 e 31 representam o material submetido apenas à normalização antes do ciclo descrito anteriormente e as amostras exemplificadas nas figuras 32 e 33 representam o aço normalizado e pré-temperado (860°C por 600s com resfriamento brusco em água). Para representar o comportamento do material como um todo, as características foram observadas em diversas regiões aleatórias do material.

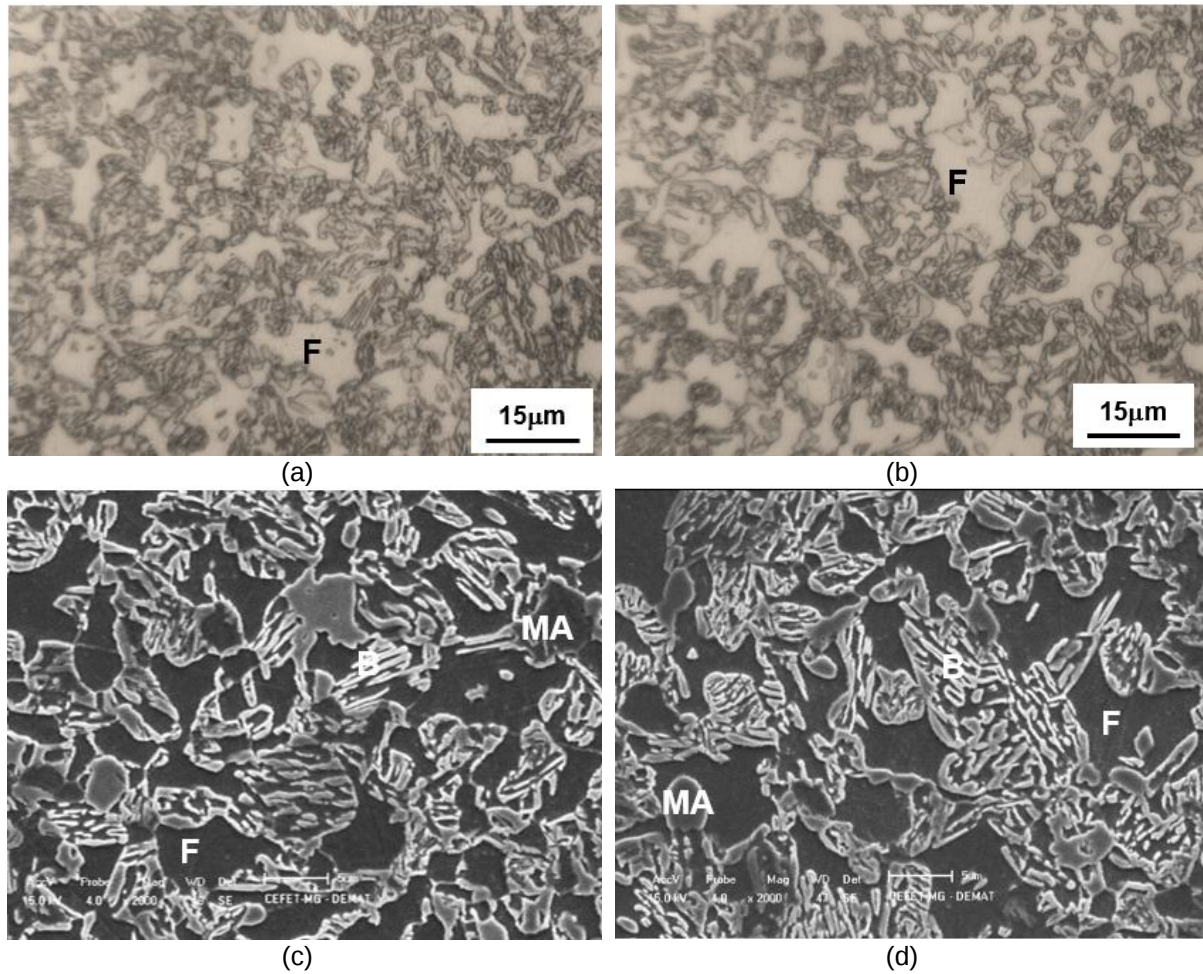
Nas micrografias obtidas por MO é possível identificar a ferrita (α) nas regiões claras da imagem e o restante, nas partes escuras, são os demais constituintes (bainita e martensita)(ANAZAWA, 2007). Nas micrografias obtidas por MEV, a identificação das microestruturas foi baseada na morfologia. A ferrita é a matriz da estrutura, a bainita é identificada pela estrutura em forma de ripas e o constituinte MA (martensita/austenita retida) tem a forma de blocos. Observando as microestruturas podem ser identificadas, em todas as situações, a ferrita, a bainita e o constituinte MA. Estes constituintes estão presentes e dispostos de formas diferentes de acordo com o tratamento térmico, em função da transformação bainítica, e são sinalizados nas imagens obtidas através de MO e MEV.

Figura 30 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 450°C.



(a) MO - 60s; (b) MO - 420s; (c) MEV - 60s; (d) MEV - 420s.
 Fonte: Próprio Autor.

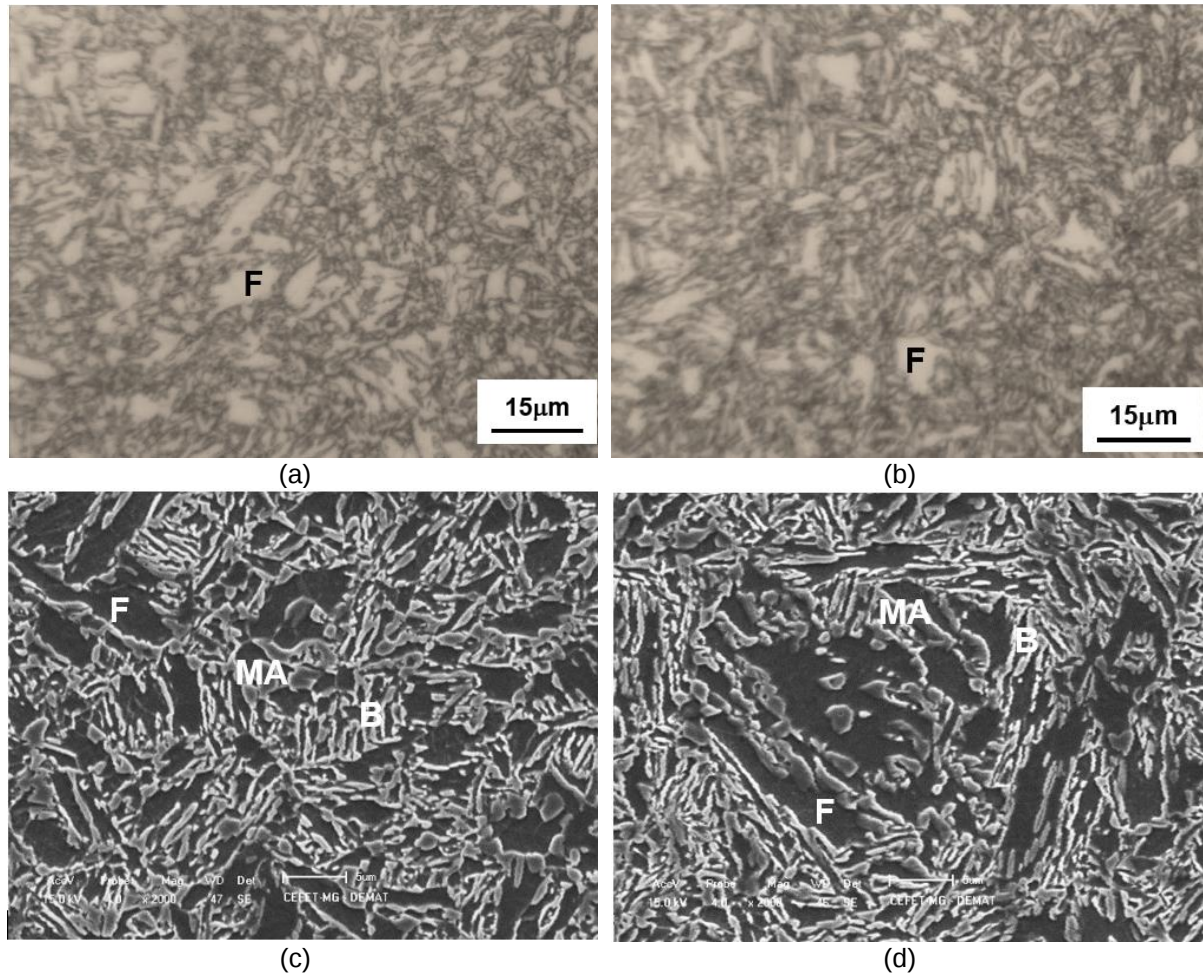
Figura 31 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 480°C.



MO - 60s; (b) MO - 420s; (c) MEV - 60s; (d) MEV - 420s.

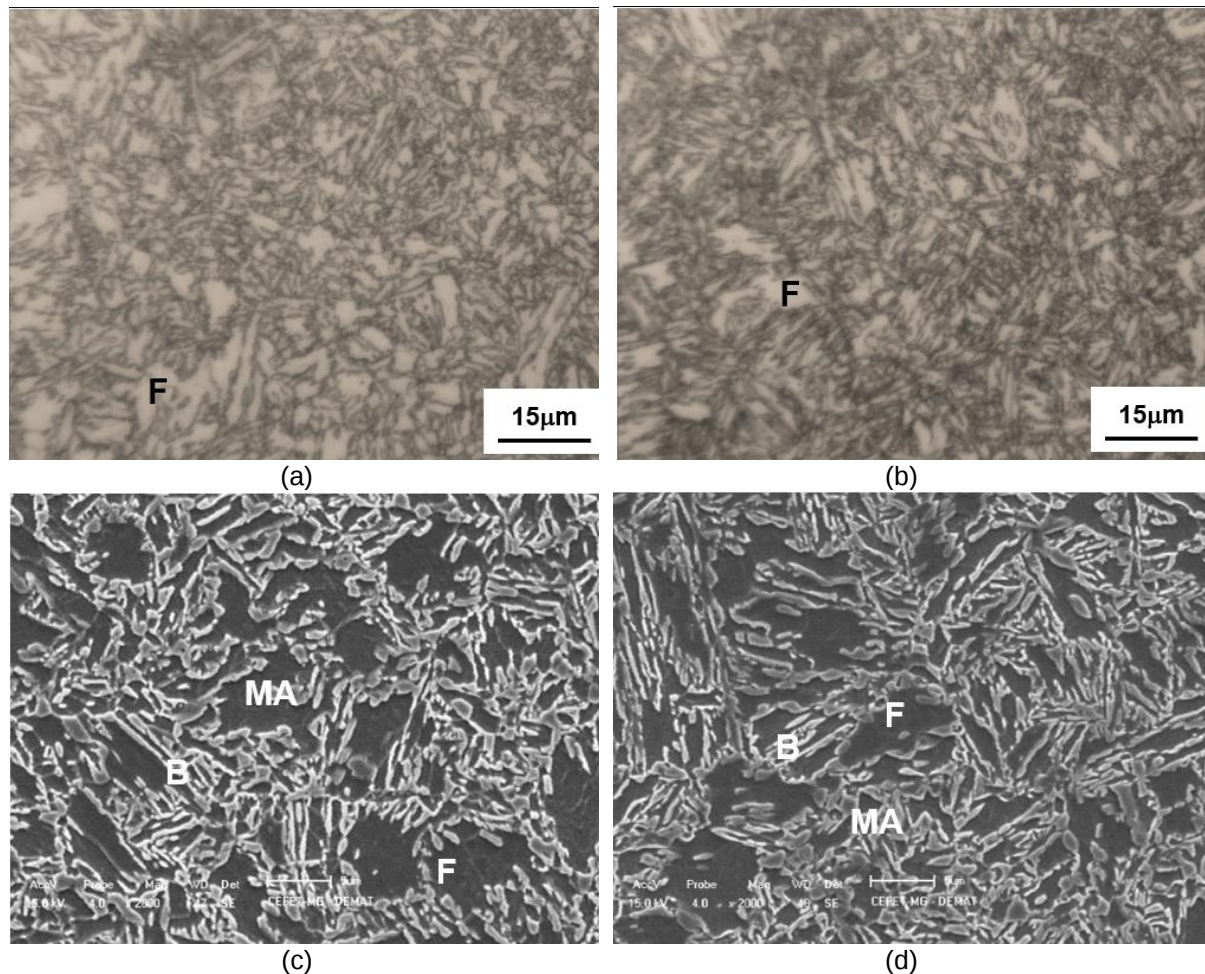
Fonte: Próprio Autor.

Figura 32 - Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 450°C pré temperada a 860°C.



(a) 60s; (b) 420s; (c) MEV - 60s; (d) MEV - 420s.
Fonte: Próprio Autor.

Figura 33 – Imagens do material após tratamento térmico de recozimento intercrítico a 750°C seguido de austêmpera a 480°C pré temperada a 860°C.



(a) 60s; (b) 420s; (c) MEV - 60s; (d) MEV - 420s.

Fonte: Próprio Autor.

Observando as microestruturas obtidas ao final de cada tratamento térmico percebe-se que os constituintes têm morfologias e proporções distintas. Diferenças essas causadas pela microestrutura pré-existente na fase intercrítica e pelos parâmetros de austêmpera - tempo e temperatura. No denominado ciclo direto são observados grãos equiaxiais de ferrita, blocos de MA e bainita. Esses constituintes advêm de uma microestrutura inicial de ferrita + perlita do material normalizado. Nesse, com a elevação da temperatura, a perlita e parte da ferrita se transformam em austenita e ainda é mantida uma proporção da ferrita “original”. Por outro lado, nos ciclos pré-temperados, a estrutura vista é mais acicular e fina, a ferrita tem grãos alongados assim como MA e também tem bainita, que vieram de uma martensita acicular, devido à tempera. Parte dessa microestrutura transforma em austenita e a outra parte em ferrita (provavelmente com precipitação de carbonetos e difusão do carbono para a austenita). Nesse caso, a ferrita tem o formado levemente acicular,

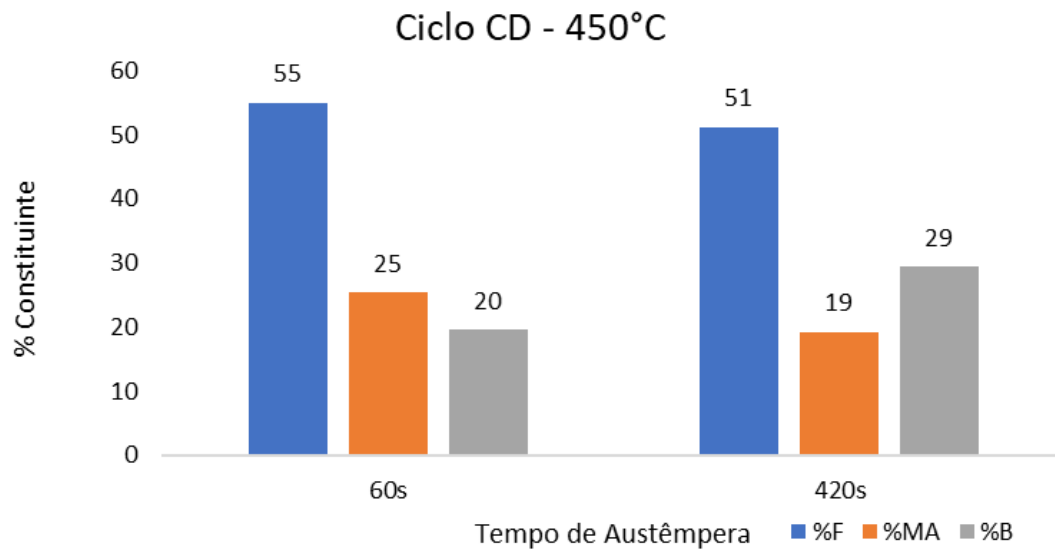
em consequência da transformação da estrutura original tetragonal de corpo centrado para cúbica de corpo centrado e ainda, em geral, de maneira qualitativa, uma tendência de elevação na proporção de bainita com a elevação do tempo de austêmpera para os dois tipos de ciclos térmicos.

Chiang et al. (2011) propuseram diversas variações de temperaturas e tempos para descobrir qual seria a melhor condição para obtenção da maior quantidade de bainita. Para os tempos estudados variando de 30 e 1800s, verificou-se um aumento nas proporções de bainita com o aumento do tempo de austêmpera, chegando à proporção máxima em 1000s. Em tempos superiores a 1000s as proporções começam a decrescer. Uma tendência semelhante pôde ser observada neste trabalho, onde foi vista uma elevação na proporção de bainita com tempos maiores de austêmpera. Chiang et al. (2011) obtiveram ainda bainita com morfologias aciculares ao estudar o aço TRIP 0,17%C-1,53%Si-1,5%Mn que foi submetido a um tratamento térmico semelhante ao ciclo pré temperado proposto neste trabalho. Segundo esses autores, o recozimento intercrítico prévio seguindo de austêmpera seria o causador desta morfologia, uma vez que evita que a austenita da microestrutura se transforme em martensita. Huang et al. (2019) compararam as microestruturas do aço 0,21%C-1,40%Si-1,47%Mn-0,025%Nb obtidas após ciclo térmico convencional e após ciclo térmico com têmpera prévia. As microestruturas encontradas na amostra com a têmpera preliminar eram mais finas e com formato mais acicular do que as encontradas no ciclo sem têmpera previa, resultado semelhante ao encontrado neste trabalho. As variações no refinamento da bainita, segundo Bhadeshia (2001), são devido à taxa de nucleação, relacionada à resistência à deformação da austenita adjacente e à força geradora da bainita.

5.1.2 Análise semiquantitativa dos constituintes

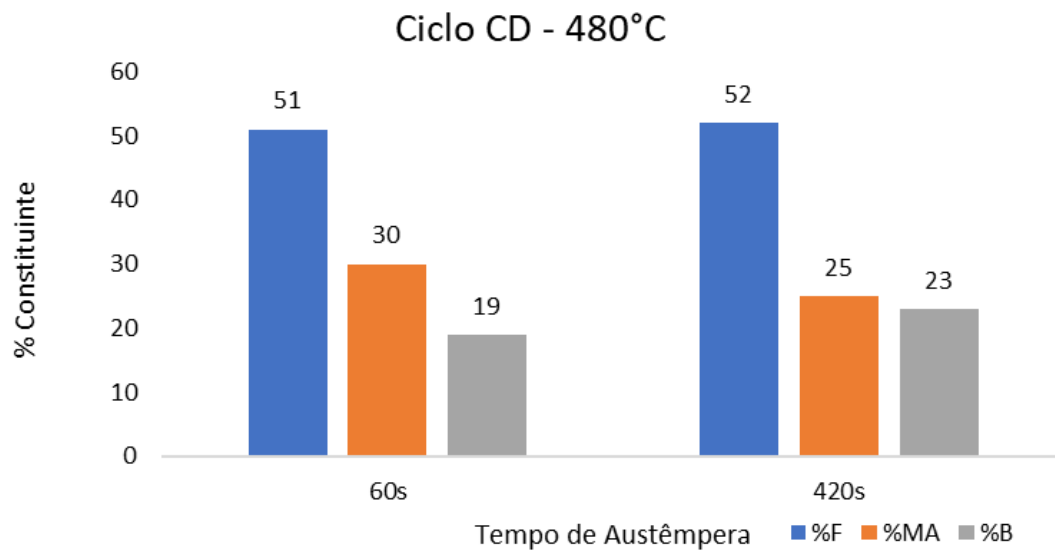
A análise semiquantitativa dos constituintes ferrita, bainita e MA é mostrada nas Figuras 34, 35, 36 e 37 obtidas por meio do método de contagem de pontos. Nos gráficos a variação da fração volumétrica de cada constituinte está em função dos tempos de cada ensaio nas temperaturas de transformação bainítica.

Figura 34 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Direto – 450°C



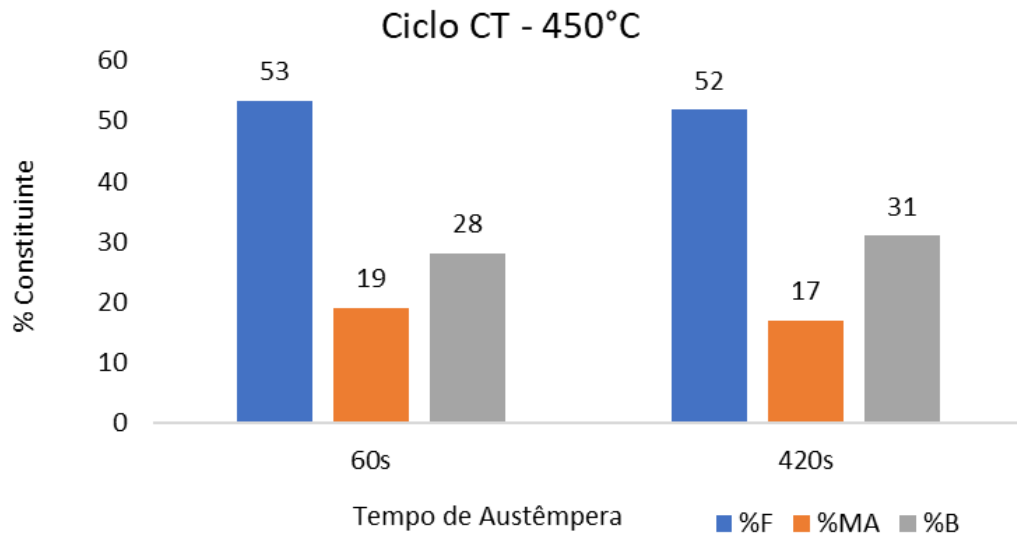
Fonte: Próprio Autor.

Figura 35 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Direto – 480°C.



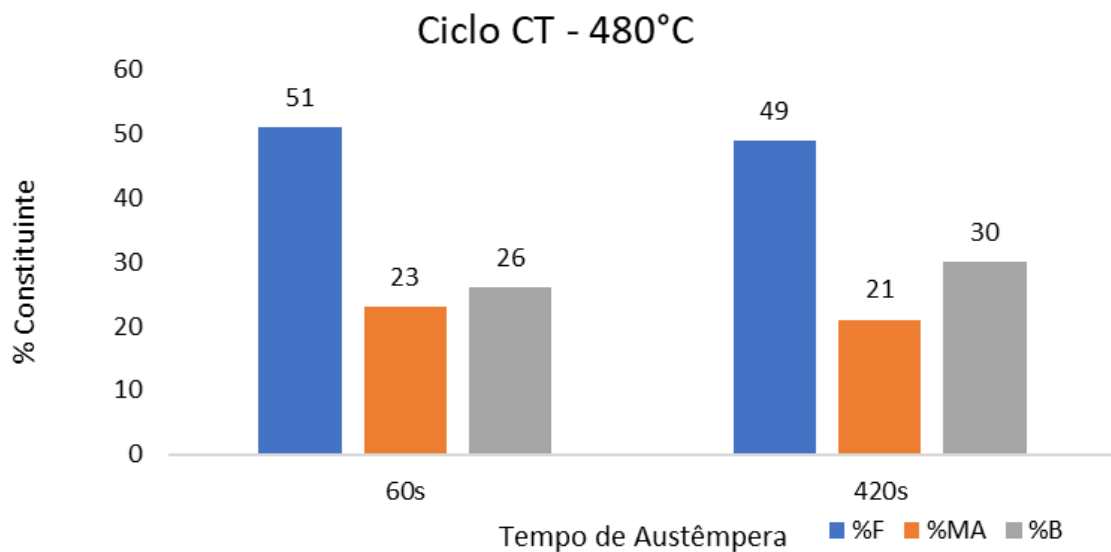
Fonte: Próprio Autor.

Figura 36 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Pré Temperado – 450°C.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 37 - Análise da variação semiquantitativa dos constituintes em função do tempo de austêmpera das amostras do Ciclo Pré Temperado – 480°C.



Fonte: Próprio Autor.

Verificando os dados apresentados, de modo geral, nota-se uma tendência de aumento na fração de bainita e diminuição de MA com a elevação do tempo de austêmpera em todos os ciclos propostos. O tempo de permanência do material na temperatura bainítica é a etapa decisiva do processamento térmico do aço TRIP. É nesse momento que ocorre a partição do carbono da bainita para a austenita ainda não transformada, podendo tornar essa mais estável termicamente, possibilitando sua permanência ao final do tratamento, caracterizando a austenita retida. A elevação da

fração volumétrica da bainita observada com o aumento do tempo de permanência na austêmpera foi também verificada por outros autores, como Fonstein (2015).

Zhu et al. (2012), após estudar um aço TRIP (0,3%C-1,5%Mn-1,5%) processado convencionalmente e tratado de forma similar ao ciclo direto desse trabalho, afirmam que com o aumento do tempo de austêmpera a produção de bainita também aumenta até que atinja o seu máximo. E que o aumento da temperatura diminui o volume de bainita quando comparados os mesmos tempos de permanência.

Nesse caso, quanto menores as temperaturas de austêmpera, maior é o nível de super-resfriamento, levando a uma maior força motriz de transformação bainítica. Dessa forma, mais rápida é a velocidade da transformação bainítica e mais rápido ela atinge o limite máximo de transformação, justificando os maiores percentuais de bainita alcançados quando confrontados com os resultados de maior temperatura de austêmpera (BHADESHIA; EDMONDS, 1980; JACQUES et al., 1998; CABALLERO et al., 2009; ZHAO et al., 2014).

Verificando as proporções do constituinte MA, com o aumento do tempo de austêmpera tem-se uma diminuição de sua fração. Segundo Ding et al. (2016), esse fenômeno está associado ao fato de que quanto maior o tempo, mais bainita é formada, portanto menor fração de austenita estará disponível para transformar em MA (LI, G.Q. et al., 2022)

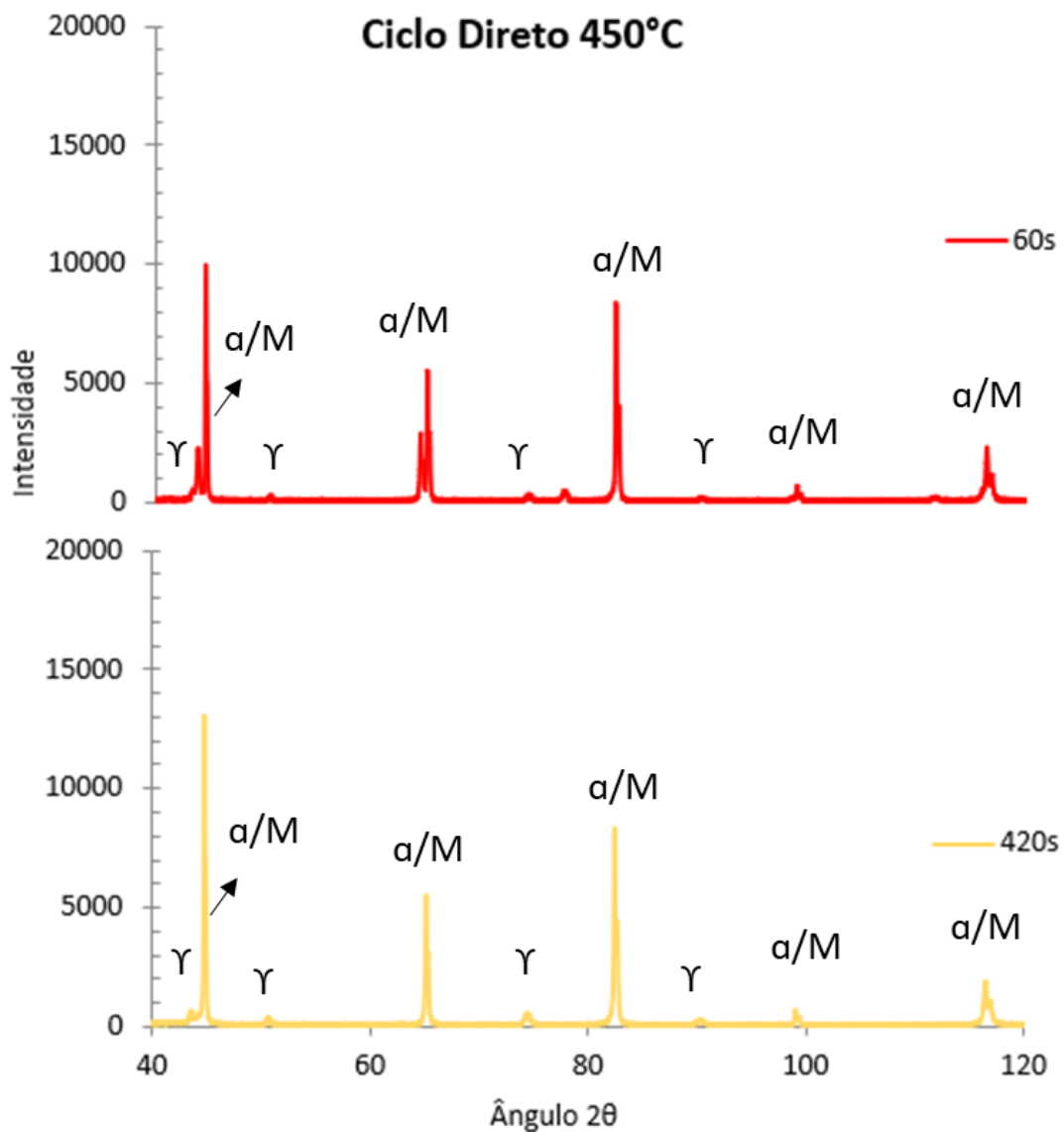
Não foram observadas variações significativas na proporção de ferrita quando alterado os tempos de permanência na austêmpera. Este comportamento já era esperado pois este microconstituinte é formado ou está presente na etapa intercrítica, e as alterações no tempo de austêmpera, a princípio, não modificariam a sua formação. As alterações observadas são decorrentes do fato de que se trata de uma análise semi-quantitativa.

5.1.3 Difração de Raios X

Nas Figuras 38, 39, 40 e 41 estão apresentados os difratogramas das amostras processadas nas condições térmicas propostas, onde podem ser identificados os picos de austenita (γ) e de ferrita/martensita (α'/M). A princípio, pela técnica empregada, a ferrita e a martensita não podem ser diferenciadas por DRX porque exibem o mesmo padrão de difração.

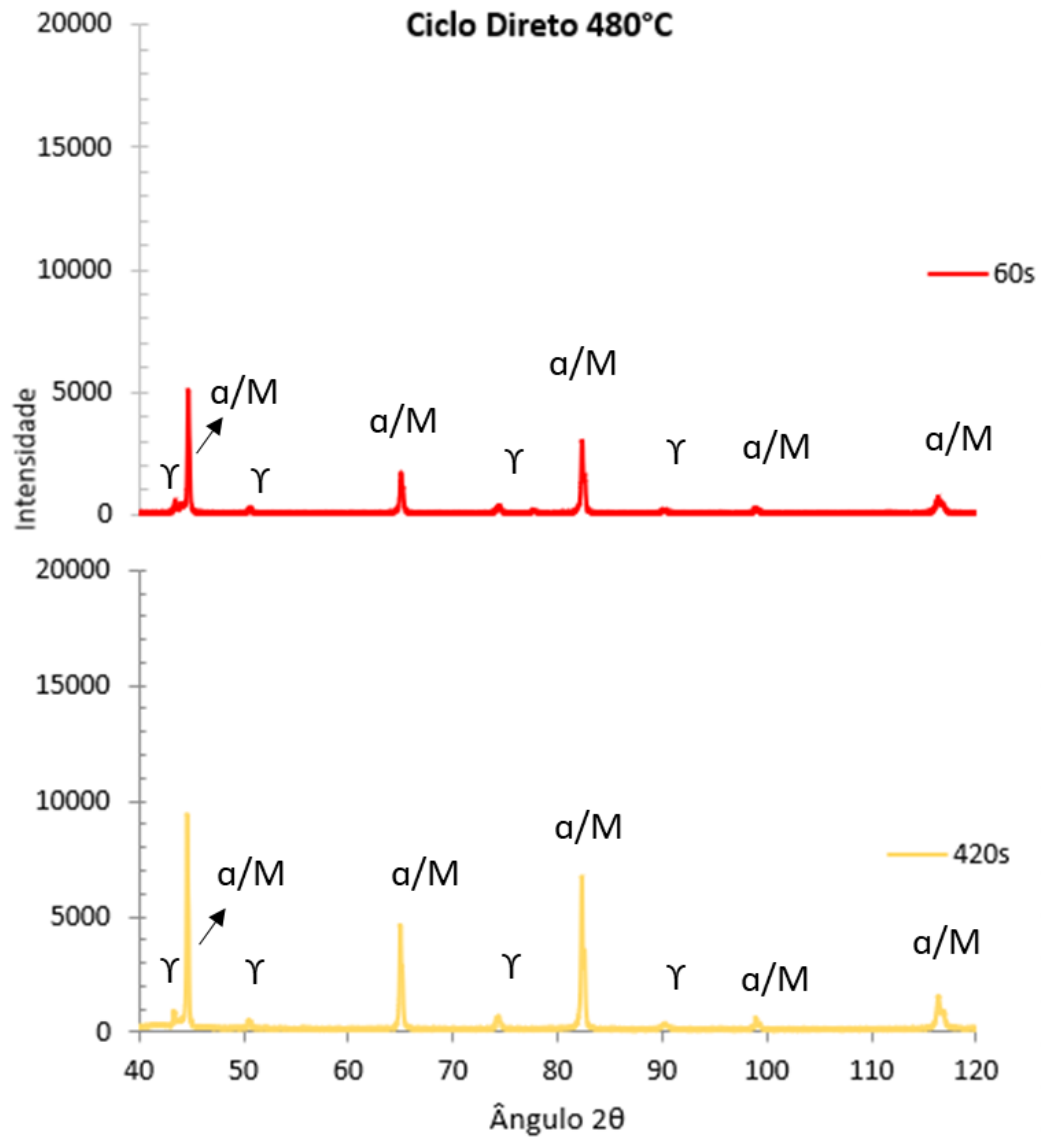
Verifica-se a presença de austenita retida no material submetido a todos os ciclos térmicos avaliados no presente trabalho. Segundo Shen et al. (2013) e Thomas et al. (2011), o aço TRIP geralmente apresenta, além de ferrita, bainita e martensita, a austenita retida como ilhas dispersas na matriz ferrítica ou na forma de lamelas em conjunto com a martensita.

Figura 38 - Difratograma Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.



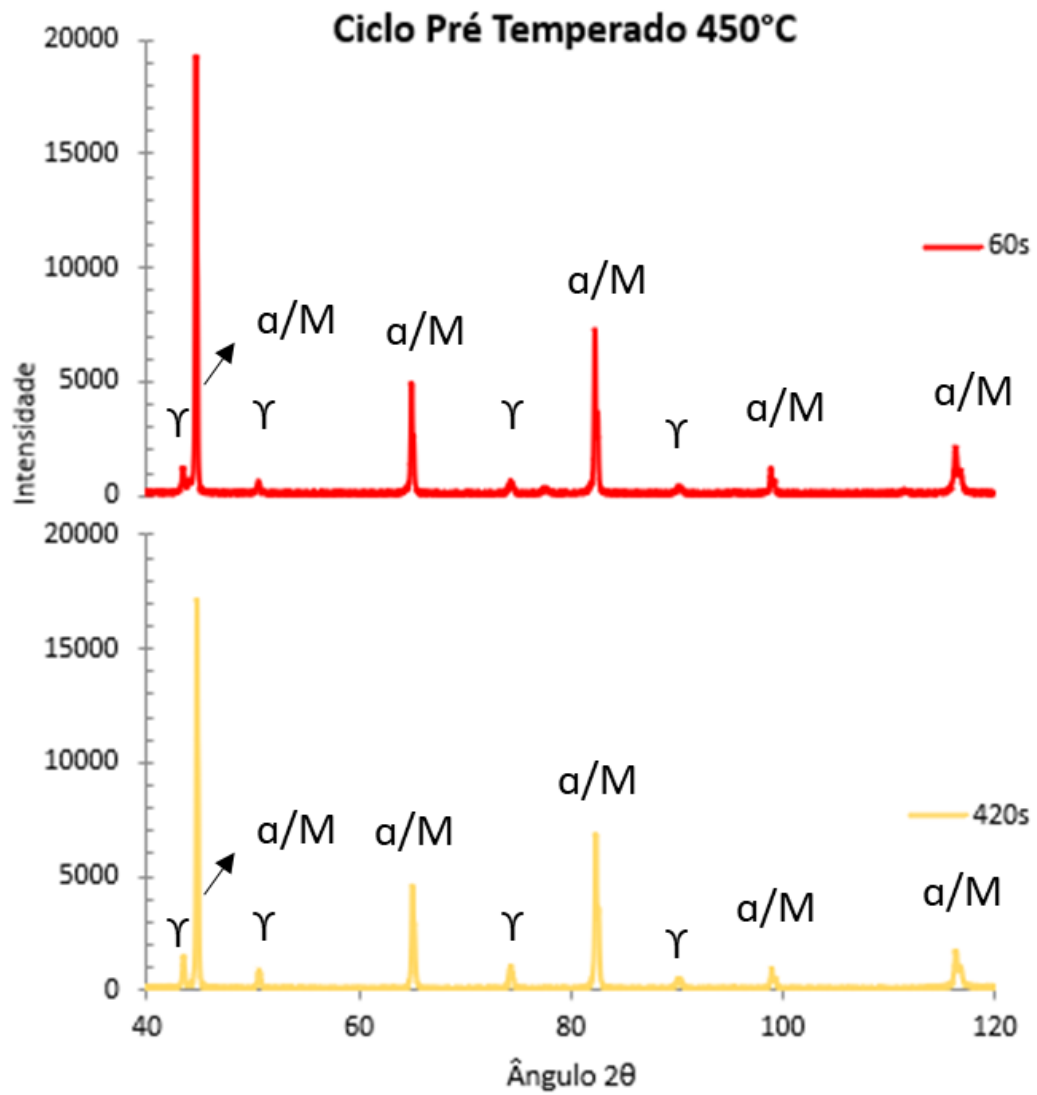
Fonte: Próprio Autor.

Figura 39 - Difratoograma Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.



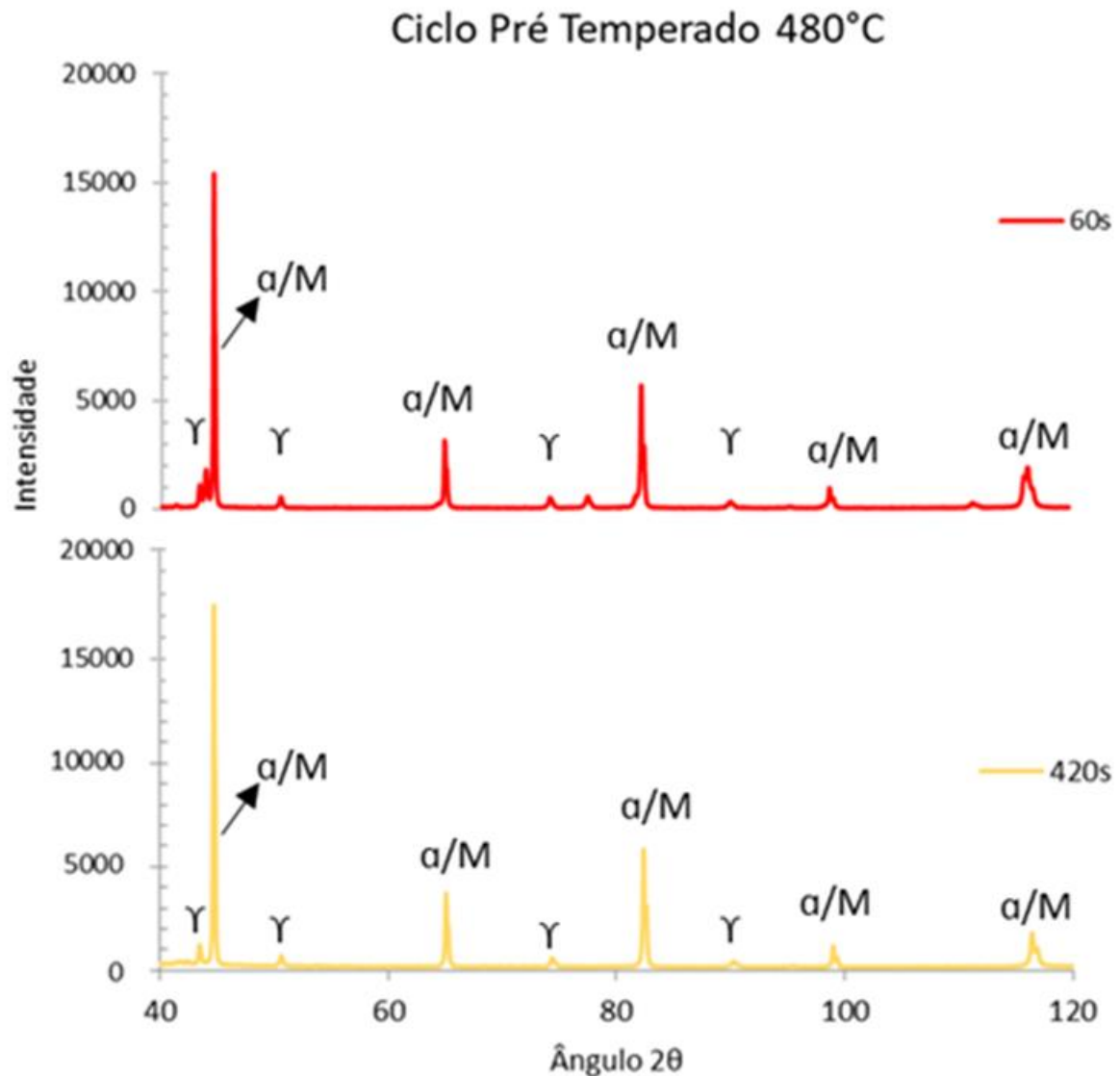
Fonte: Próprio Autor.

Figura 40 - Difratoograma Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 41 - Difrátograma Ciclo Pré-Temperado com austêmpera a 480°C.

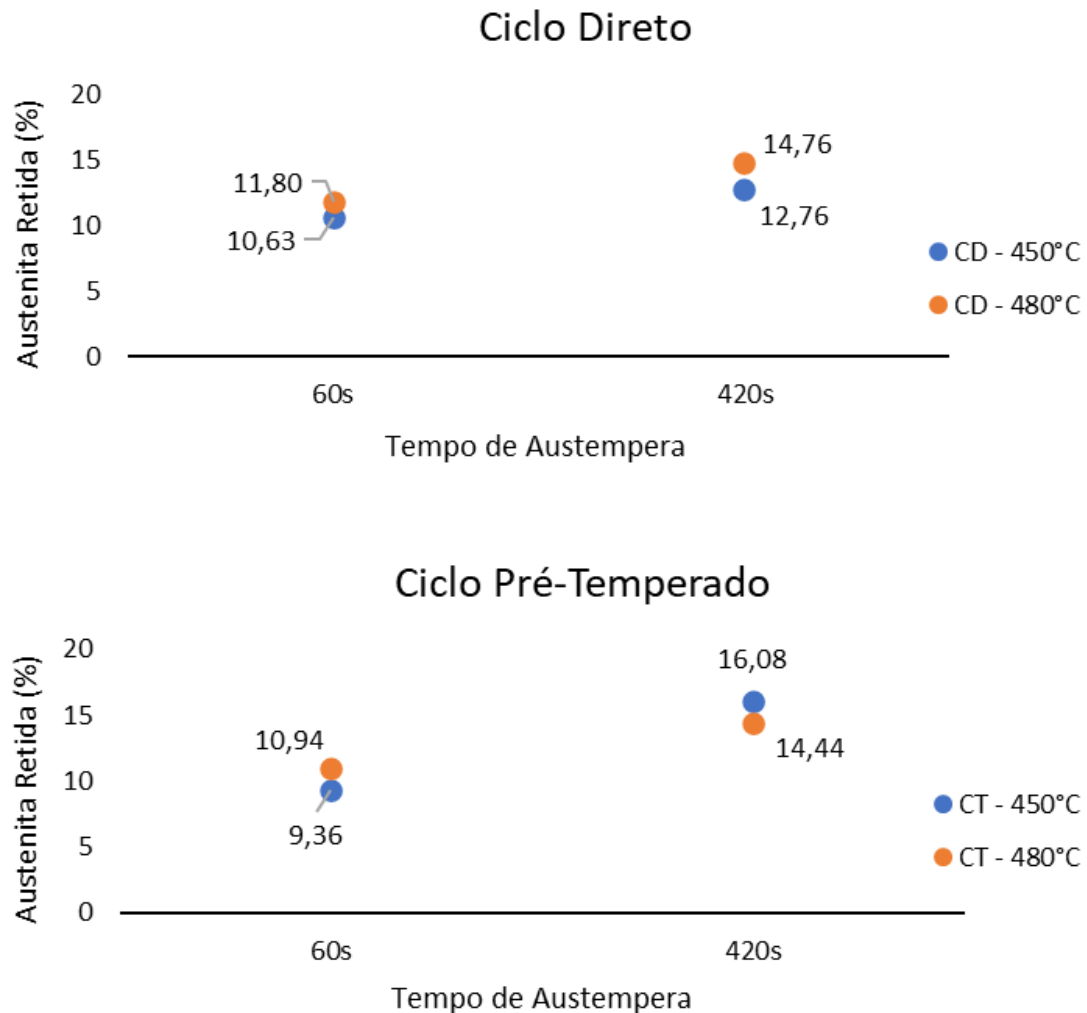


Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 42 são mostradas as curvas da fração volumétrica de austenita retida em função das variações de temperatura intercrítica e dos tempos de austêmpera propostos determinados a partir dos difratogramas apresentados anteriormente.

Fazendo uma análise geral, observa-se que as amostras austemperadas em mesma temperatura tendem a apresentar uma elevação da porcentagem de austenita retida com o aumento do tempo de austêmpera. Quanto à variação de temperatura, pode-se observar que para maiores temperaturas de austêmpera (480°C), mais elevada é a porcentagem de austenita retida, com exceção do ciclo pré-temperado com a realização de austêmpera por 420s.

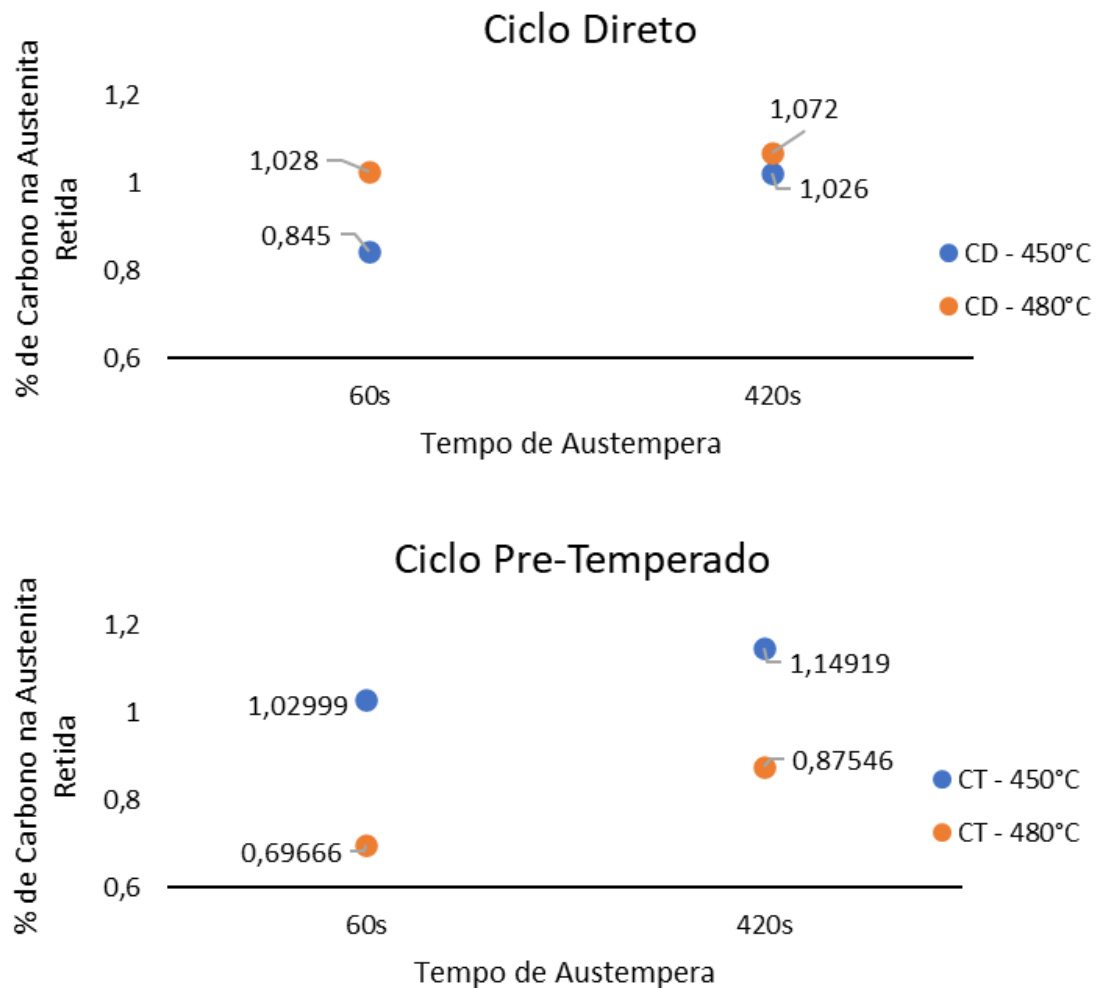
Figura 42 - Variação da Fração Volumétrica de Austenita em função dos tempos de austêmpera.



Fonte: Próprio Autor.

Na figura 43 são apresentados os resultados do cálculo do teor de carbono na austenita. Pode-se observar que as curvas das amostras austemperadas em mesma temperatura tendem a aumentar a porcentagem de carbono com o aumento do tempo de austêmpera. Observando as variações de temperatura, pode-se observar que para maiores temperaturas de austêmpera (480°C) no ciclo pré temperado, tem-se menores quantidade de carbono na austenita retida. Já no ciclo direto o comportamento foi contrário. Para o tempo de 420s não foi possível notar variações significativas. Comparando os ciclos, em geral o ciclo pré temperado teve maiores % de carbono na austenita retida.

Figura 43 - Variação do teor de carbono na austenita retida em função dos tempos de austêmpera.



Fonte: Próprio Autor.

Assim como visto neste trabalho, maiores porcentagens de carbono na austenita eram esperados, devido à sua maior estabilidade, nas amostras que ao final do tratamento térmico tivessem mais austenita retida, porque a austenita rica em carbono não iria se transformar em martensita ao ser temperada. O cálculo do teor de carbono é realizado para toda a fase austenítica presente na amostra, sendo uma média do teor de carbono da austenita em diferentes morfologias. É importante lembrar que a austenita pode ter morfologias diferentes, como blocos em placas de martensita ou bainita ou em filmes (nesse caso a distância de penetração por difusão do carbono é menor, favorecendo maiores porcentagens de carbono) (FONSTEIN, 2015).

Bhattacharyyan et al., (2011) em seu trabalho verificaram uma queda do teor de carbono com o aumento da temperatura de austêmpera em amostras submetidas

a um ciclo semelhante ao pré temperado do presente trabalho. Analisando a espessura das ripas de bainita presentes nas microestruturas austemperadas em menores temperaturas, ele observou maiores quantidades de austenita em filmes quando comparada as amostras austêmperadas em maiores temperaturas, que possuíam maiores teores de carbono, justificando uma queda do teor de carbono presente na austenita com o aumento da temperatura de austêmpera.

Quanto ao ciclo direto, nas temperaturas mais baixas o teor de carbono foi mais baixo. Devido ao recozimento intercrítico a austenita intercrítica ficar com elevado teor de carbono (carbono da ferrita formada é rejeitado) e mais estável, levando a um atraso na reação bainítica que vai acontecer durante a austêmpera – etapa de enriquecimento da austenita com carbono – favorecendo a formação de austenita retida em blocos (YI; CHEN; BHADESHIA, 2014; ZHANG, Y. et al., 2022). Mesmo que a austenita retida nas temperaturas inferiores já possua carbono mais elevado, há um atraso da transformação bainítica, que é quando há um aumento considerável do teor de carbono da austenita. Com este atraso fica mais difícil a austenita em blocos enriquecer de carbono, e então, as amostras com menores temperaturas de austêmpera tem menores teores de carbono na austenita retida.

Observando os gráficos do percentual de austenita retida e os gráficos do percentual de carbono, observa-se uma tendência de crescimento do teor de carbono com o aumento da proporção de austenita retida. Segundo Wang et al. (2015), este comportamento acontece devido ao enriquecimento da austenita de forma mais uniforme em consequência de maiores taxas de difusão do carbono com o aumento da temperatura.

As imagens obtidas por MEV comprovam uma maior formação de bainita em forma de ripas em tempos de austêmpera mais longos. E segundo Abassi e Rainforth, (2016) nesses casos a austenita adjacente também irá apresentar morfologia de ripas, aumentando a concentração de carbono na região devido a menor distância para penetração de carbono por difusão.

Zhao et al. (2014) também analisaram o comportamento do aço TRIP variando as temperaturas de austêmpera. Em seu trabalho encontraram maiores proporções de austenita retida em maiores temperaturas de austêmpera, segundo eles devido a um menor grau de super resfriamento. O teor de carbono presente na austenita acompanhou o comportamento de aumento na proporção da austenita retida, o que a

deixa mais estável, justificando a sua não transformação em martensita durante a têmpera.

5.2 Caracterização Mecânica

5.2.1 Dureza Vickers

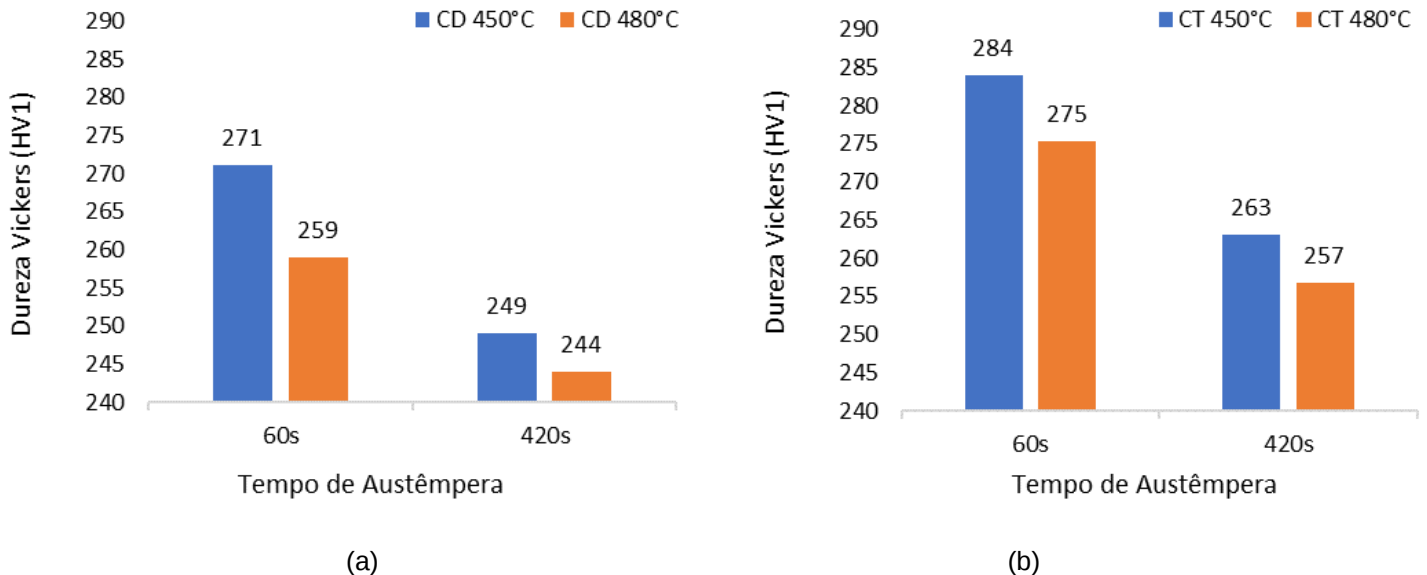
Na Figura 44 o gráfico de barras representa a variação da dureza Vickers em função da temperatura de austêmpera em cada tratamento térmico proposto. Nos gráficos observa-se que, de modo geral, a dureza das amostras teve uma pequena diminuição com o aumento do tempo da austêmpera para uma mesma faixa de temperatura.

Essa diminuição da dureza com o aumento do tempo de austêmpera pode ser justificada por um aumento na fração volumétrica de bainita e diminuição de constituinte MA, comportamento observado nas análises semiquantitativas e qualitativas do percentual dos constituintes, provavelmente relacionados à redução da quantidade de martensita. A martensita é um constituinte que possui dureza maior, por isso, a diminuição da proporção de martensita acarretaria a diminuição da dureza média (ZHONGFA, M. et al., 2022). Segundo Fonstein (2015), há uma quantidade relevante de austenita no aço TRIP no início da etapa de austêmpera, mas que não tem carbono suficiente para que a temperatura de início da transformação martensítica M_i seja inferior à temperatura ambiente. Então, grande parte da austenita se transforma em martensita durante a têmpera final, elevando a dureza.

Este mesmo comportamento foi observado por Luo, Kitchen e Adubakri (2017), que tiveram valores de dureza maiores em menores tempos de austêmpera, e essa dureza foi diminuindo com o aumento do tempo de austêmpera. Com a progressão da transformação bainítica, a porcentagem de carbono da austenita cresce, devido à formação da ferrita bainítica, que seria livre de carbonetos, que rejeitam o carbono para os lados. A austenita que não transformou aumenta a concentração do carbono nesse local (ABBASI; RAINFORTH, 2016). Este enriquecimento da austenita com carbono estabiliza a fase e reduz sua temperatura de início de transformação em martensita M_i , e assim, com o maior tempo de austêmpera, tem-se menos austenita

se transformando em martensita no último resfriamento, até a temperatura ambiente. E como visto nos experimentos, a dureza diminui.

Figura 44 - Gráfico da variação de dureza Vickers em função dos tempos de austêmpera.



(a) Ciclo Direto (CD); (b) Ciclo Pré-temperado (CT).
Fonte: Próprio Autor.

Comparando os resultados obtidos para as duas temperaturas de austêmpera analisadas, verifica-se que a elevação desse parâmetro ocasionou a redução da dureza do material. Ainda que a proporção de constituinte MA tenha aumentado ligeiramente com a elevação da temperatura, acredita-se que a queda nos valores de dureza esteja relacionada às possíveis diferenças nas características da bainita formada em temperaturas distintas.

Kim e Lee (2011) submeteram um aço 0,2%C-2,0%Mn-1,0%Si-1,0%Al a diferentes temperaturas de austêmpera e encontraram maiores valores de dureza em menores temperaturas. Segundo eles era esperado que nessa condição a elevação da dureza fosse causada pela dureza da bainita e não da martensita, pois nas menores temperaturas as ripas de bainita possuem menor espessura. Essa hipótese é confirmada com os resultados obtidos por ele na difração de raios X, onde apesar da amostra de menor temperatura ter menos austenita, os resultados do teor de carbono dela indicaram maiores porcentagem, ou seja, ela enriqueceu e por isso é mais estável.

Por fim, observa-se que, em relação ao tipo de microestrutura inicial, apenas normalizada ou normalizada e temperada, as amostras previamente temperadas

exibiram maiores valores de dureza, fato certamente relacionado à morfologia ligeiramente mais acicular em decorrência do tratamento anterior e a sua microestrutura martensítica inicial.

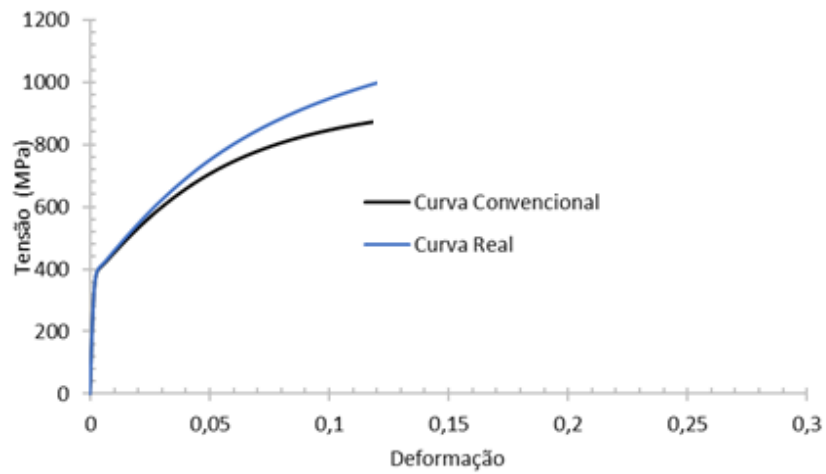
5.2.2 Ensaio de tração

Com os dados do ensaio de tração foram geradas as curvas de tensão *versus* deformação convencionais e, posteriormente, as curvas de tensão *versus* deformação reais para todas as condições, e são exibidas nas Figuras 45, 46, 47 e 48.

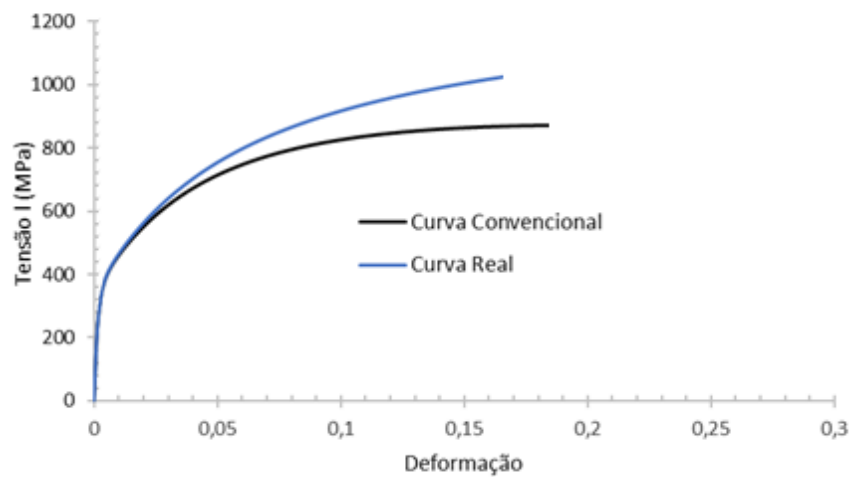
A partir das curvas convencionais, foram avaliadas as propriedades de resistência mecânica e ductilidade por meio de: limite de escoamento (LE), limite de resistência a tração (LRT) e alongamento uniforme (AU%), que são exibidos nas Tabelas 6, 7, 8 e 9.

Nas Figuras 49, 50 e 51 são mostrados os gráficos de barras para melhor comparação dos resultados obtidos a partir das curvas convencionais de LE, LRT e Au%, respectivamente, para todas as condições propostas.

Figura 45 - Curvas tensão *versus* deformação para amostras do Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.



(a)



(b)

(a) – 60s; (b) – 420s.

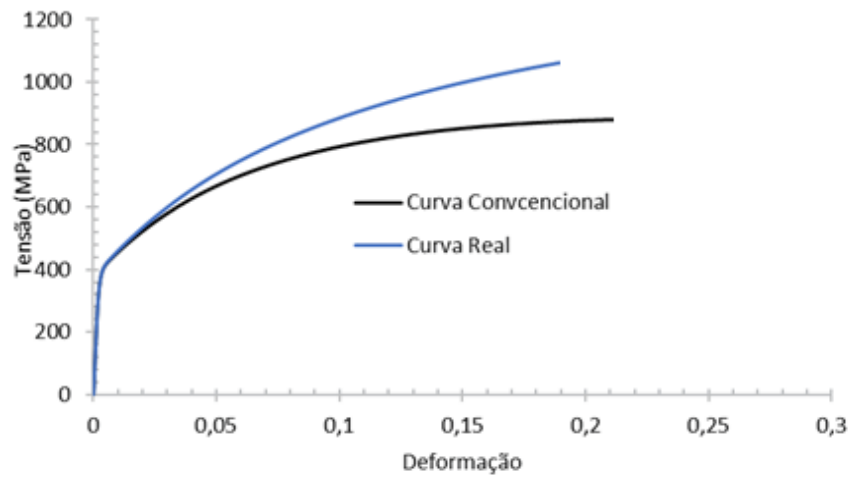
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do Ciclo Direto com austêmpera a 450°C.

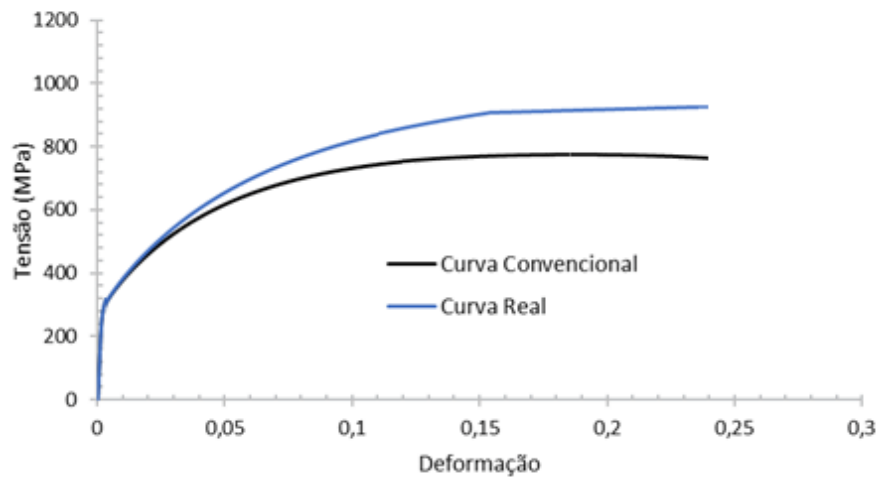
Amostra	Tensão limite de resistência a tração, LRT (MPa)	Tensão limite de escoamento, LE (Mpa)	Alongamento uniforme, AU (%)
CD 450°C 60s	920	405	12,1
CD 450°C 420s	883	308	19,3

Fonte: Próprio Autor.

Figura 46 - Curvas tensão versus deformação para amostras do Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.



(a)



(b)

(a) – 60s; (b) – 420s.

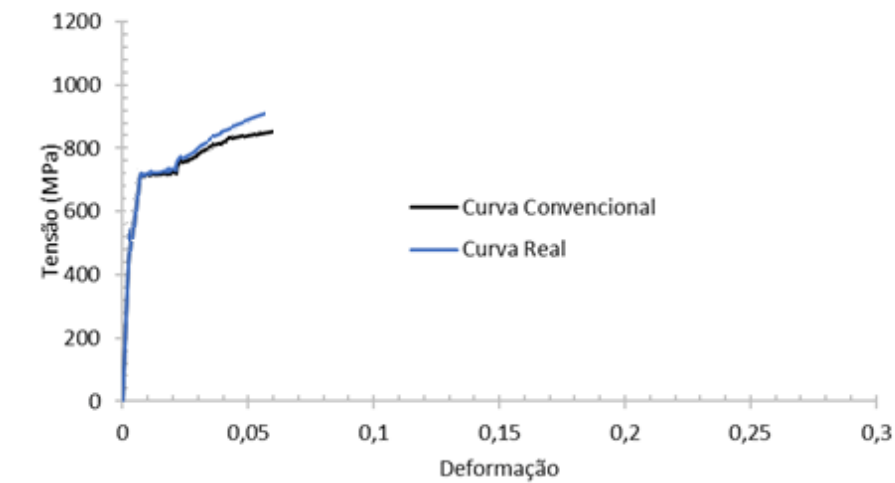
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 7- Propriedades mecânicas do Ciclo Direto com austêmpera a 480°C.

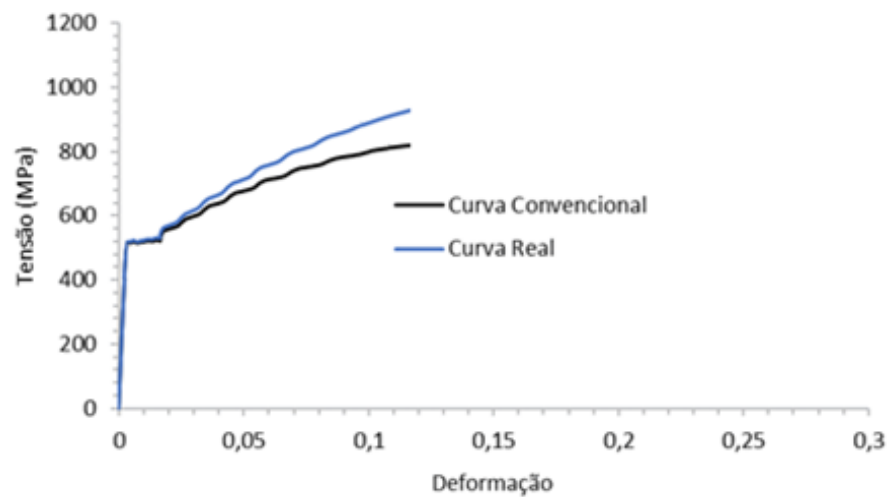
Amostra	Tensão limite de resistência a tração, LRT (MPa)	Tensão limite de escoamento, LE (MPa)	Alongamento uniforme, AU (%)
CD 480°C 60s	860	360	21,2
CD 480°C 420s	769	327	24,7

Fonte: Próprio Autor.

Figura 47 - Curvas tensão *versus* deformação para amostras do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.



(a)



(b)

(a) – 60s; (b) – 420s.

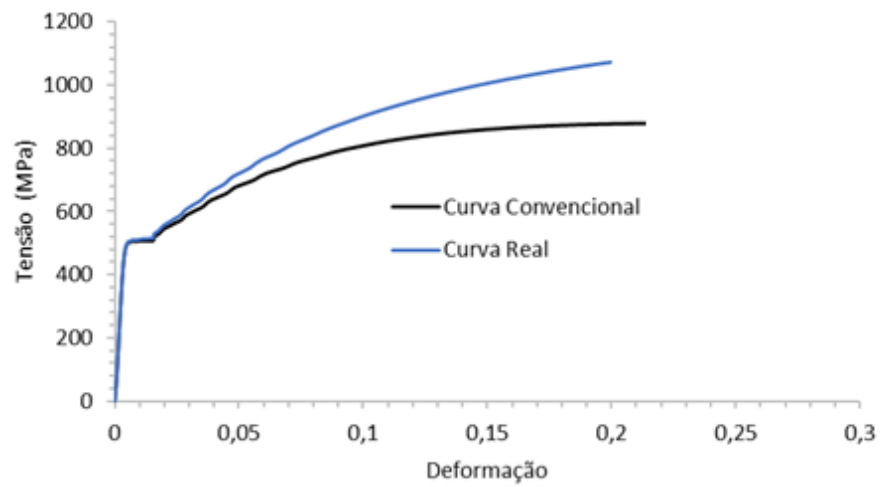
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 450°C.

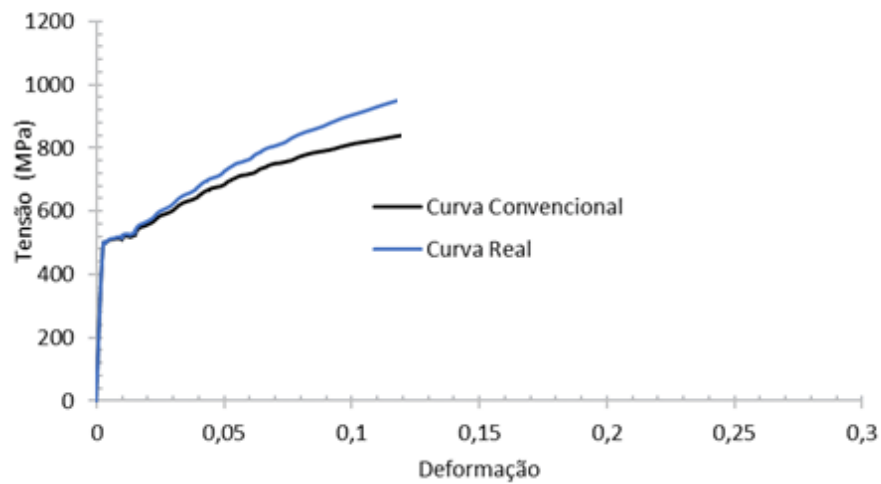
Amostra	Tensão limite de resistência a tração, LRT (MPa)	Tensão limite de escoamento, LE (MPa)	Alongamento uniforme, AU (%)
CT 450°C 60s	879	500	5,7
CT 450°C 420s	870	495	11,7

Fonte: Próprio Autor.

Figura 48 - Curvas tensão *versus* deformação para amostras do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 480°C.



(a)



(b)

(a) – 60s; (b) – 420s.

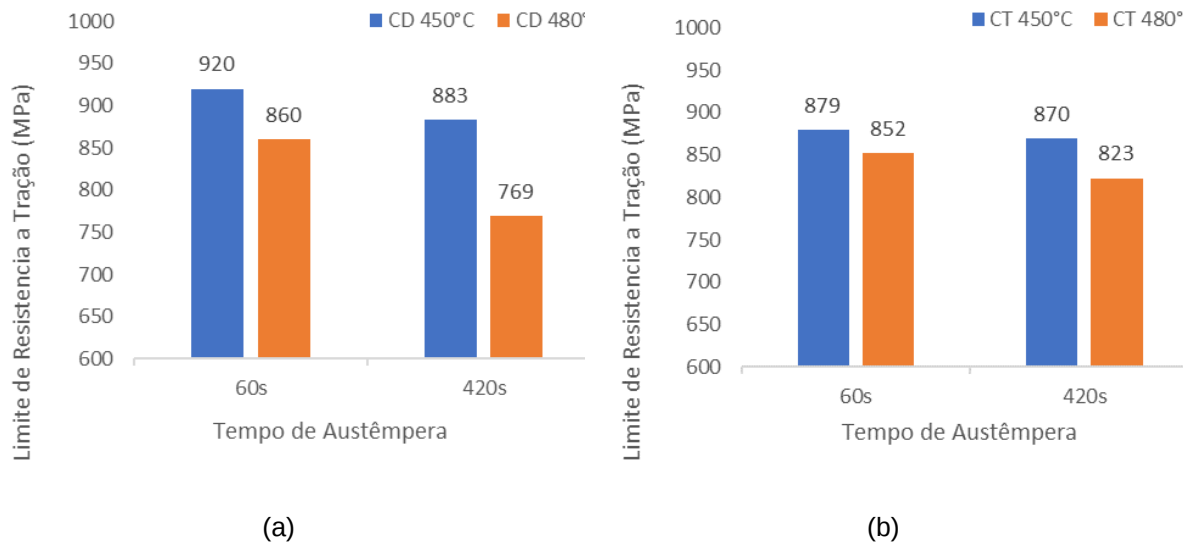
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas do Ciclo Pré-temperado com austêmpera a 480°C.

Amostra	Tensão limite de resistência a tração, LRT (MPa)	Tensão limite de escoamento, LE (MPa)	Alongamento uniforme, AU (%)
CT 480°C 60s	852	480	21,4
CT 480°C 420s	823	473	12,9

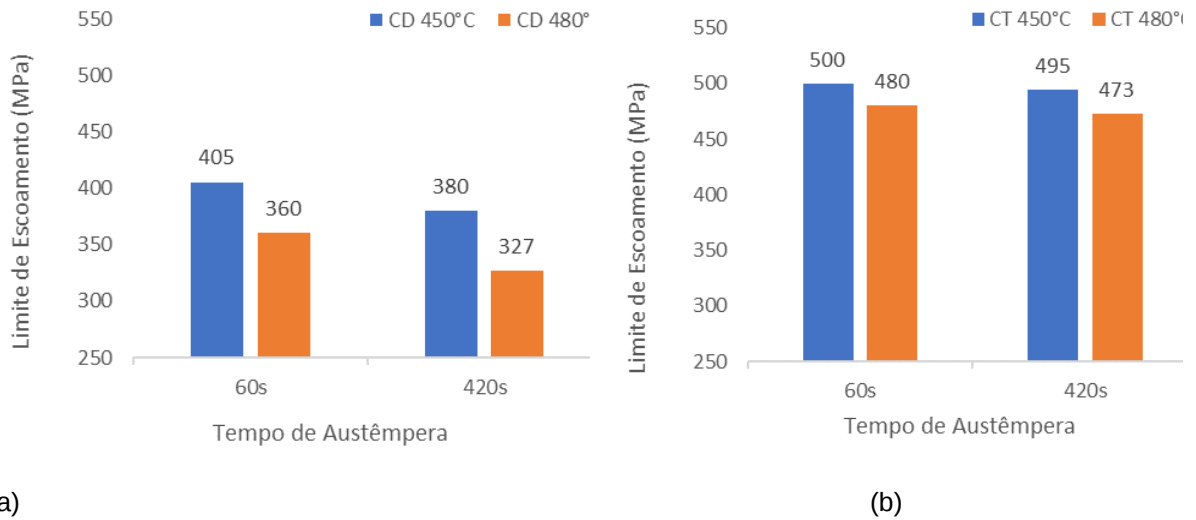
Fonte: Próprio Autor.

Figura 49 - Gráfico da variação da Resistência a Tração, LRT, em função dos tempos de austêmpera.



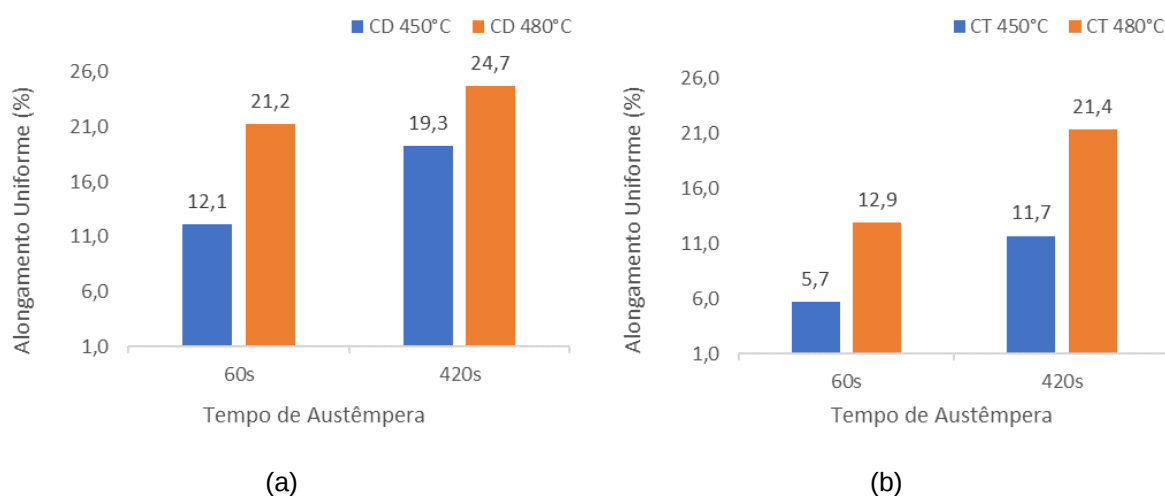
(a) – Ciclo Direto; (b) – Ciclo Pré-temperado.
Fonte: Próprio Autor.

Figura 50 - Gráfico da variação do Limite de Escoamento, LE, em função dos tempos de austêmpera.



(a) – Ciclo Direto; (b) – Ciclo Pré-temperado.
Fonte: Próprio Autor.

Figura 51 - Gráfico da variação do Alongamento Percentual, Au%, em função dos tempos de austêmpera.



(a) — Ciclo Direto; (b) Ciclo Pré-temperado.
Fonte: Próprio Autor.

Observando o limite de resistência a tração (LRT), no ciclo direto houve uma diminuição de LRT com o aumento do tempo de austêmpera para ambas as temperaturas testadas. Nas amostras do ciclo pré temperado também foi observada a redução dos valores de LRT com o aumento do tempo de austêmpera. Observando agora os resultados em relação a variação da temperatura de austêmpera, para todos os ciclos nota-se uma diminuição de LRT com o aumento da temperatura de austêmpera. Esses resultados estão aparentemente de acordo com aqueles observados por meio dos testes de dureza do material.

Quanto ao limite de escoamento, analisando as amostras submetidas ao ciclo direto verifica-se que para ambas as temperaturas o aumento do tempo de austêmpera resultou em uma diminuição de LE. Este mesmo comportamento foi observado também nas amostras submetidas ao ciclo pré temperado. Comparando a variação da temperatura de austêmpera, para os ciclos diretos observa-se uma diminuição de LE com o aumento da temperatura. Para o ciclo pré temperado, o limite de escoamento também teve uma redução com o aumento da temperatura.

O limite de escoamento nos aços multifásicos é geralmente influenciado pelas fases consideradas relativamente macias (ferrita intercrítica e ferrita bainítica). Já o limite de resistência a tração é afetado pelas fases duras, pelas fases macias e por outros fatores morfológicos (LIANG et al., 2017; LI, G. Q. et al. 2022).

Em seu trabalho, Shen et al. (2013) evidenciam que as propriedades mecânicas são diretamente influenciadas pelas condições de tratamento térmico realizados e não somente pela fração de austenita retida, como já comentado anteriormente. Outros fatores, como o teor de carbono, tamanho de grão da austenita, posição na matriz também alteram a estabilidade da austenita retida (CHIANG et al., 2011). Os maiores valores de LE nos menores tempos de austêmpera ocorrem possivelmente devido à austenita ainda não estar mecanicamente estável, facilitando a sua transformação em martensita durante a deformação plástica.

Com relação ao alongamento uniforme, AU%, tanto as amostras submetidas ao ciclo direto quanto as do ciclo pré temperado tiveram um aumento do alongamento com o aumento do tempo de austêmpera. Quando comparando a variação da temperatura de austêmpera, ambas as condições têm também um aumento do alongamento com o aumento da temperatura, similarmente ao que foi verificado no trabalho de Liang et al. (2017). De acordo com Chiang et al. (2011), quando o LE (Limite de Escoamento) e o LRT (Limite de Resistência à Tração) de um aço TRIP diminuem, é esperado que a porcentagem de alongamento (%AU) aumente.

Bhattacharya et al. (2019) exploram a relação entre a transformação de fase induzida por deformação e as propriedades mecânicas de um aço TRIP. Os autores investigaram como a presença de diferentes quantidades de austenita retida afetaria o comportamento do aço sob tração. Eles relatam que um aumento na quantidade de austenita retida pode levar a uma diminuição do LE e LRT, mas a um aumento da %AU. Resultados semelhantes também foram encontrados por X. Zhang et al. (2008) ao investigar o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço TRIP. Segundo eles a maior velocidade de resfriamento resulta em maiores quantidades de austenita retida, conseqüentemente há uma diminuição de LE e LRT e aumento de AU%.

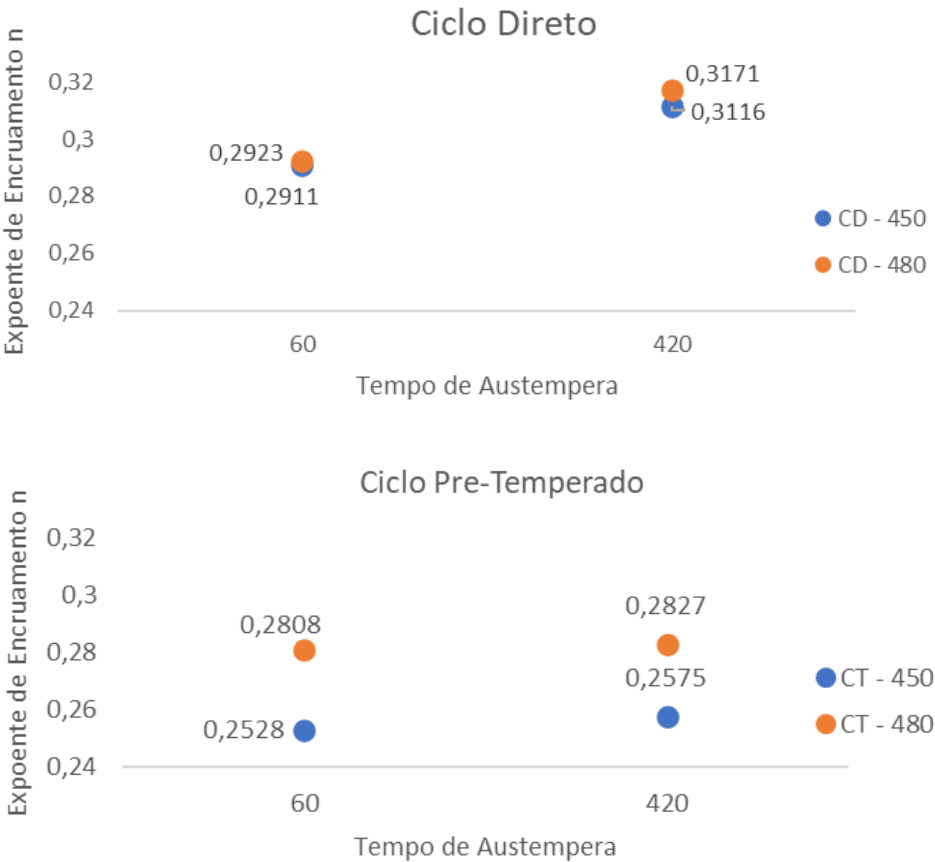
5.2.3 Análise de encruamento

5.2.3.1 Linearização

Na Figura 52 pode ser observada a relação dos valores encontrados para o expoente de encruamento n a partir da linearização das curvas tensão x deformação

para cada condição estudada, considerando um estágio de encruamento. Na tabela 10 são apresentados os valores do expoente de encruamento n e o fator de correlação R^2 . O coeficiente de determinação R^2 mede o ajuste da regressão linear em relação aos valores observados e quanto mais próximo de 1 maior a confiabilidade. A linearização foi conduzida considerando um estágio de encruamento.

Figura 52 - Gráfico da relação dos valores do expoente de encruamento n em função dos tempos de austêmpera.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 10 - Expoente de encruamento n e o fator de correlação R^2 .

	450°C		480°C			450°C		480°C	
	n	R2	n	R2		n	R2	n	R2
60s	0,2911	0,9963	0,2923	0,9933	(a)	0,2528	0,9908	0,2808	0,9831
420s	0,3116	0,9964	0,3171	0,9931		0,2575	0,9913	0,2827	0,9832
					(b)				

(a) Ciclo Direto; (b) Ciclo pré-temperado
Fonte: Próprio Autor.

Analisando o aumento do tempo de austêmpera pode-se observar que houve um aumento do coeficiente de encruamento, comportamento esperado, uma vez que o aumento do encruamento do material pode ser associado à transformação da austenita retida em martensita no processo de deformação, atrasa o início da estricção, resultando em maior ductilidade, como observado por Xie et al. (2014).

Analisando em relação à variação de temperatura para os mesmos tempos de austêmpera, maiores expoentes de encruamento foram verificados para temperaturas maiores. O TRIP é um aço multifásico e cada hora tem um constituinte agindo mais fortemente então a utilização da Equação de Hollomon empregando um único expoente pode não representar o comportamento correto do material neste caso (CAI et al., 2013).

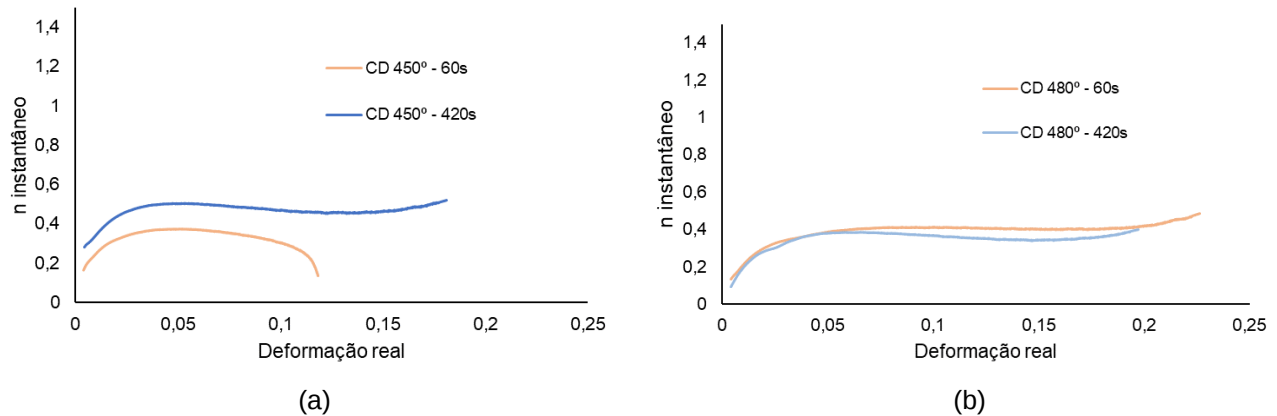
O aumento dos valores de expoente de encruamento com o aumento da temperatura de austêmpera aumentam a capacidade do material de suportar maiores alongamentos (CAI et al., 2016). Comparando os resultados da linearização com a caracterização microestrutural, nos maiores tempos de austêmpera o percentual de austenita retida foi maior e nos maiores tempos o valor de n foi maior. A austenita retida em maior quantidade para posteriormente se transformar em martensita foi o provável motivo para esse aumento no encruamento (HAN, D. et al. 2021). Quando a austenita retida se transforma em martensita na deformação, o início da estricção pode ser retardado, ocasionando maior ductilidade e elevando o encruamento do material (XIE et al. 2014).

5.2.3.2 *Expoente de encruamento instantâneo*

Nas figuras 53 e 54 são apresentadas as curvas do expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para todos os tratamentos térmicos propostos. A análise do encruamento através do n instantâneo, segundo *Fu et al.* (2014), permite uma identificação mais clara da influência da transformação de AR em martensita na capacidade de encruamento do material durante a deformação.

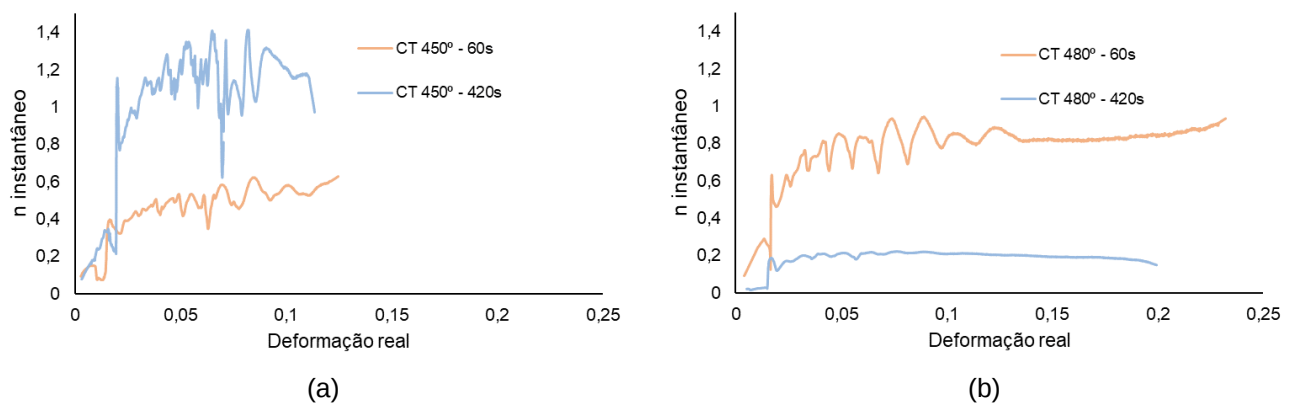
Segundo Hajiannia et al. (2018) o método de análise do encruamento instantâneo n é amplamente utilizado para indicar a conformabilidade dos metais na forma de chapas. Ele também afirma que os materiais que possuem valores de n elevados, possuem maior conformabilidade e maior deformação uniforme, sendo apropriados para processos de deformação plástica.

Figura 53 - Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao ciclo direto.



(a) Ciclo direto com austêmpera a 450°C; (b) Ciclo direto com austêmpera a 480°C.
 Fonte: Próprio Autor.

Figura 54 - Expoente de encruamento instantâneo em função da deformação verdadeira para as amostras submetidas ao ciclo pré-temperado.



(a) Ciclo pré-temperado com austêmpera a 450°C; (b) Ciclo pré-temperado com austêmpera a 480°C.
 Fonte: Próprio Autor.

Analisando os gráficos em relação ao tipo de tratamento térmico, pode-se observar que no ciclo direto os gráficos são mais constantes, havendo uma tendência de crescimento de n instantâneo com a deformação, ao menos em um certo intervalo dessa. Na amostra CD 450°C 60s ao final houve uma queda do encruamento. Nos ciclos pré temperados observa-se maiores variações de encruamento ao longo da deformação, mas também seguem uma tendência de aumento do encruamento com aumento da deformação. Os níveis de n instantâneo para os ciclos pré temperados foram mais altos que os níveis do ciclo direto. A amostra CT 480°C 420s teve um comportamento contrário, com níveis mais baixos de encruamento.

Analisando agora em relação ao tempo de permanência na temperatura de austêmpera pode-se observar comportamentos distintos para as temperaturas de 450°C e 480°C. Nas amostras de 450°C os valores de n instantâneo foram maiores

para maior tempo de permanência. Nas amostras de 480°C os valores de n instantâneo foram menores para maiores tempos de permanência. Analisando as variações de temperatura, não houve grandes alterações.

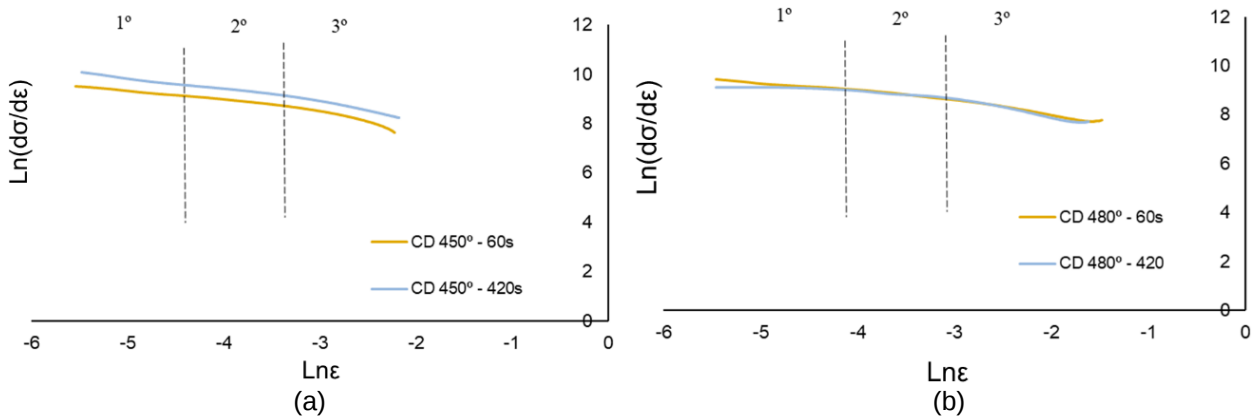
Hajiannia et al. (2018), ao estudarem a variação do comportamento de um aço TRIP em dois ciclos térmicos distintos, sendo um ciclo com tempera prévia que se assemelha ao ciclo CT deste trabalho, e um ciclo sem tempera prévia que se assemelha ao ciclo CD, observaram uma tendência de aumento constante do n instantâneo com o aumento da deformação até chegar em seu nível máximo e obtiveram valores superiores no ciclo pré temperado, resultado similar ao encontrado em geral neste trabalho. Segundo ele, o expoente de encruamento instantâneo das amostras estudadas tiveram dois estágios de encruamento. No primeiro estágio, em deformações mais baixas, ocorre um aumento rápido de n instantâneo. No segundo estágio, em deformações mais altas, apesar de ser observada uma elevação, essa é aparentemente mais suave. Este resultado é coerente com o maior alongamento e maior nível de encruamento. No denominado primeiro estágio de deformação plástica ocorre a deformação unicamente da ferrita. No segundo estágio a transformação martensítica é induzida pela tensão e ocorre de forma mais gradual, levando a valores maiores do expoente de encruamento.

5.2.3.3 Método de Crussard-Jaoul

Nas figuras 55 e 56 são apresentadas as curvas obtidas por meio da análise de Crussard-Jaoul para todos os tratamentos térmicos propostos e identificadas com os três níveis de mudança de estágio de encruamento de acordo com a mudança na inclinação ou pequenas inflecções das curvas, que remetem a uma queda na taxa de encruamento com o aumento da deformação.

Segundo Cai et al. (2013), o primeiro estágio possui uma inclinação negativa referente a uma pequena queda da fração volumétrica de austenita retida, correspondendo a uma deformação predominante da ferrita, que seria o componente menos duro, comparando com a bainita e a martensita. O segundo estágio seria o estágio onde ocorre o efeito TRIP, devido à elevada capacidade de encruamento. E o terceiro estágio, é o estágio onde ocorre uma ação conjunta de deformação também da bainita e da martensita recém-formada. (HAJIANNIA et al 2018).

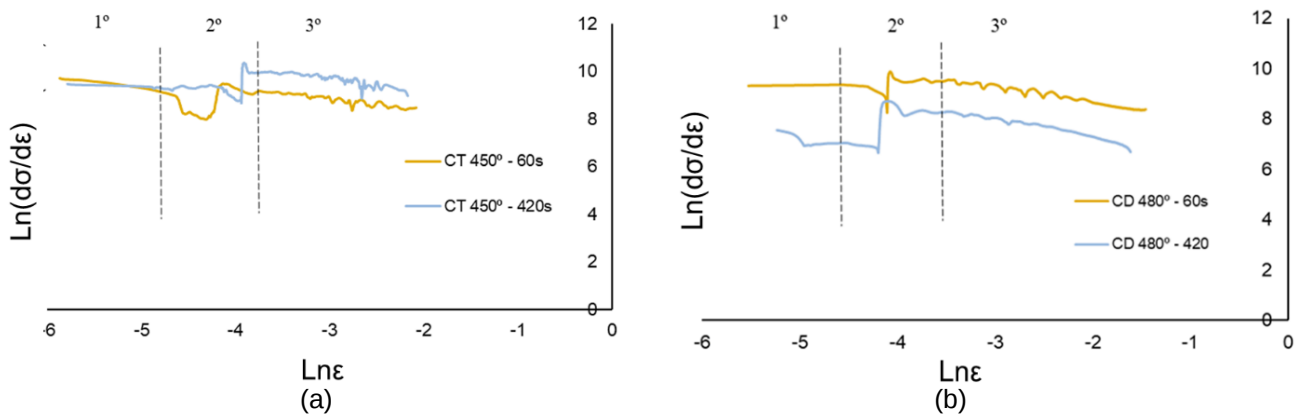
Figura 55 - Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo direto.



(a) Ciclo direto com austêmpera a 450°C; (b) Ciclo direto com austêmpera a 480°C.

Fonte: Próprio Autor.

Figura 56 - Análise de Crussard-Jaoul para as amostras submetidas ao ciclo pré-temperado.



(a) Ciclo pré-temperado com austêmpera a 450°C; (b) Ciclo pré-temperado com austêmpera a 480°C.

Fonte: Próprio Autor.

Foi possível identificar os três estágios de encruamento em todas as condições de processamento propostos neste trabalho, porém, para algumas situações, especialmente para o ciclo direto, as curvas apresentam inflexões muito discretas, característica que, segundo Colla et al (2009) e Zhang et al. (2014) são semelhantes às obtidas pelos aços *dual phase*, que não possuem o efeito TRIP.

A avaliação pelo método de Crussard-Jaoul é conduzida por meio da representação gráfica do $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ em relação ao $\ln(\epsilon)$, o que possibilita a detecção das variações nos estágios de encruamento através das variações nas inclinações das curvas. Essas alterações na inclinação indicam a variação da taxa de encruamento à medida que a deformação aumenta.

As variações da taxa de encruamento em relação ao aumento da deformação para as amostras do ciclo direto foram relativamente discretas quanto aos efeitos dos tempos de permanências em austêmpera. Quanto à variação de temperatura, as

amostras de 480° quando comparadas às amostras de 450° parecem apresentar menos influência do nível de deformação, ou seja, a queda dos valores observada com a deformação é mais discreta.

Analisando os gráficos em relação ao tipo de tratamento térmico, pode-se observar que no ciclo direto os gráficos são mais constantes, havendo um crescimento do encruamento com o aumento da deformação. Nas amostras CD 450°C ao final houve uma queda do encruamento. Nos ciclos pré temperados observa-se maiores variações de encruamento ao longo da deformação, mas também seguem uma tendência de aumento do encruamento com aumento da deformação. Os níveis de encruamento para os ciclos pré temperados foram mais altos que os níveis do ciclo direto. A amostra CT 480°C 420s teve um comportamento contrário, com níveis mais baixos de encruamento. Esse comportamento foi esperado devido à estabilidade da austenita retida nas duas microestruturas. As amostras submetidas ao ciclo CT ainda têm parte da austenita disponível para transformação e tem maior taxa de transformação sob tensões mais elevadas enquanto as amostras do ciclo CD já completaram seu efeito TRIP.

Chiang et al. (2011) obtiveram amostras com microestrutura lamelar (similares às do ciclo CT) para níveis de deformação mais elevados do que as amostras com microestrutura equiaxial (semelhantes às do ciclo CD), oposto do que verificado no presente trabalho.

Analisando agora em relação ao tempo de permanência na temperatura de austêmpera pode-se observar comportamentos distintos para as temperaturas de 450°C e 480°C. Nas amostras de 450°C os valores de encruamento foram maiores para maiores tempos de permanência. Nas amostras de 480°C os valores de encruamento foram menores para maiores tempos de permanência. Analisando as variações de temperatura, não houve grandes alterações.

5.2.4 Análise de Anisotropia

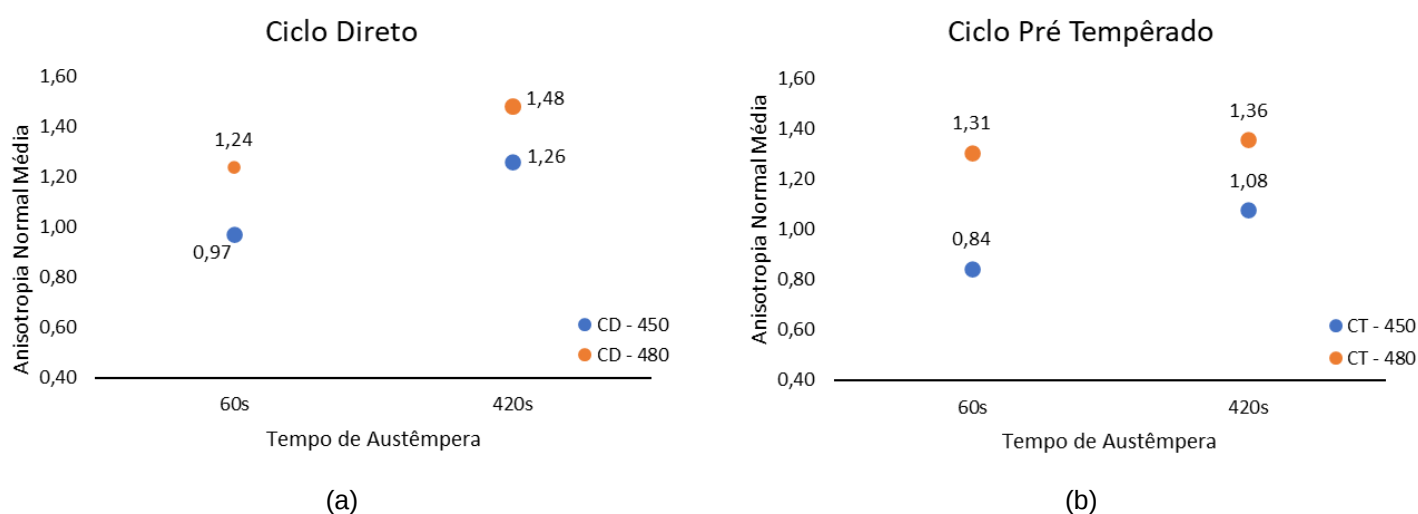
Para realizar os cálculos do índice de anisotropia foi utilizada a Equação 13 para cada um dos corpos de prova. Na Tabela 11 os valores da média obtida para cada uma das direções são apresentados. A anisotropia média e anisotropia planar foram calculadas com as Equações 14 e 15.

Tabela 11 - Valores de anisotropia média obtida para cada direção.

Condição	Anisotropia Planar, ΔR	Anisotropia Normal Média, R_m	$R0^\circ$	$R45^\circ$	$R90^\circ$
CD 450°C 60s	-0,048218262	0,971061773	0,0800904955	0,995170904	1,093000329
CD 450°C 420s	-0,781382997	1,26216293	1,118768138	1,671383219	1,061232305
CD 480°C 60s	0,209591618	1,237672839	1,0208077760	1,13287703	1,052164129
CD 480°C 420s	0,258571799	1,48069172	1,118768138	1,13287703	1,664129521
CT 450°C 60s	-0,322486690	0,844391772	1,366296855	1,005635117	2,113946905
CT 450°C 420s	0,345464332	1,078734564	1,217117012	0,906002398	1,285816448
CT 480°C 60s	-0,506184955	1,307342355	1,408946925	1,560434833	0,699552831
CT 480°C 420s	-0,775535315	1,358251008	1,211315769	1,746018665	0,729650932

Fonte: Próprio Autor.

Os resultados encontrados para o parâmetro de anisotropia r , em sua grande maioria, são maiores em $r90$. Em relação à anisotropia normal média, $\bar{r}$, mostrada na Figura 57, verifica-se que o aumento do tempo de austêmpera promove seu aumento. O mesmo acontece em relação à temperatura de austêmpera, onde para maiores temperaturas verifica-se maiores r 's. Este aumento do coeficiente de anisotropia normal médio indica que com o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera a capacidade de embutimento do material aumenta. Ou seja, que o material apresenta maior resistência ao afinamento e ao espessamento.

Figura 57 - Variação dos coeficientes de anisotropia normal média, r .

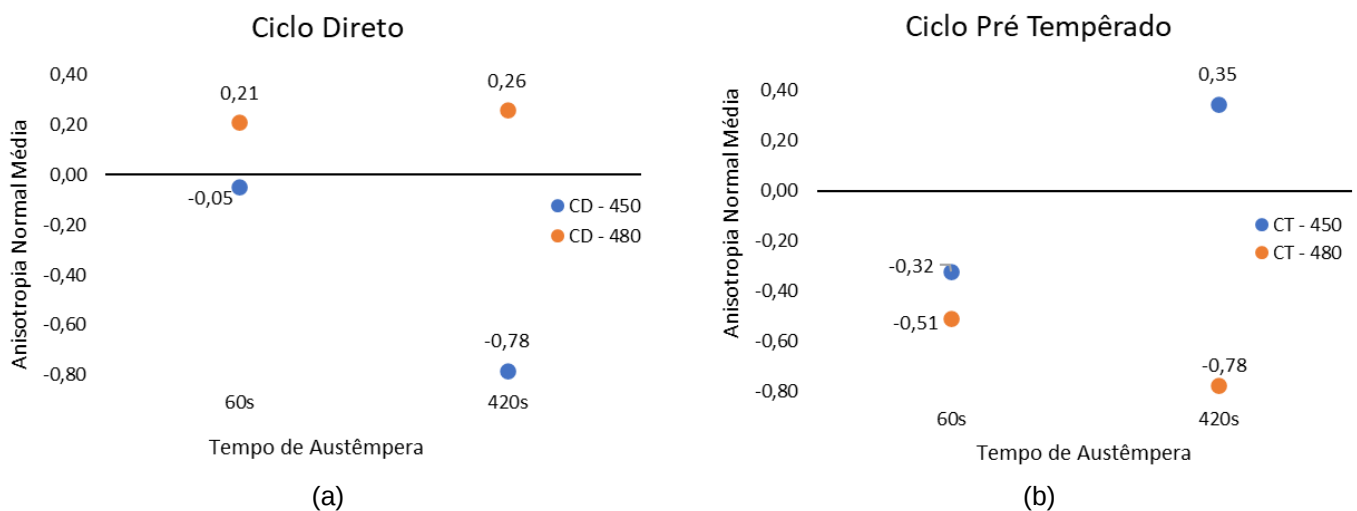
(a) Ciclo Direto; (b) Ciclo Pré-Temperado.

Fonte: Próprio Autor.

Esta tendência de comportamento está de acordo com o verificado na análise de dureza, que diminuía com o aumento do tempo e da temperatura de austêmpera, e com as proporções de martensita, que também eram menores ao elevar os parâmetros citados, confirmando tal característica. Segundo Ferreira (2005) o $\bar{r}$ elevado é uma característica importante para os ensaios de estampagem, pois auxilia na conformação de chapas.

O coeficiente de anisotropia planar, Δr , apresentado na Figura 58, não apresentou uma tendência de comportamento e o maior valor encontrado foi no ciclo pré-temperado a 450°C por 420s, indicando que esta provavelmente seja a condição com maior probabilidade de aparecimento de orelhamento.

Figura 58 - Variação dos coeficientes de anisotropia planar, Δr .



(a) Ciclo Direto; (b) Ciclo Pré-Temperado.
Fonte: Próprio Autor.

Este material pode ser chamado de anisotrópico planar. Ao comparar os resultados obtidos, de forma geral, o maior coeficiente encontrado é o da amostra CT 450° 60s a 90°. Isso indica que nessa condição a chapa tem sua maior resistência para afinar e é mais resistente aos esforços de deformação nessa direção.

6 CONCLUSÕES

1. Quanto à microestrutura:

- As microestruturas obtidas ao final de cada tratamento térmico têm morfologias distintas. No ciclo direto a ferrita é vista em grãos equiaxiais, MA em blocos e a bainita em ferrita + austenita. No ciclo pré temperado tem-se uma estrutura mais acicular e fina, MA com grãos mais alongados, presença de bainita e a ferrita tem formato levemente acicular e alongado.
- Foi observado que para ambos os tratamentos térmicos realizados, em geral, o aumento do tempo de permanência na austêmpera aumentou a proporção da bainita e reduziu a proporção de M. As proporções de ferrita não sofreram alterações significativas. A austenita retida também teve uma proporção maior nos maiores tempos e o % de carbono, seguiu o mesmo comportamento de aumento na proporção com tempos maiores;
- Analisando as temperaturas usadas na austêmpera observou-se que para maiores temperaturas (480°C) o componente MA diminui e a proporção de bainita aumenta. Quanto a austenita retida houve, em geral, uma proporção maior nas temperaturas maiores e a % de carbono não teve um padrão de comportamento quanto a variação de temperatura. No ciclo direto maiores proporções foram obtidas em maiores temperaturas e no ciclo pré temperado, o inverso, maiores proporções encontradas em menores temperaturas;

2. Quanto às propriedades mecânicas:

- O tempo de austêmpera maior resultou na redução da dureza em todos os ciclos e temperaturas. O aumento da temperatura de austêmpera diminuiu a dureza. O ciclo pré temperado, de forma geral, apresentou maiores resultados de dureza. A maior dureza foi de 284HV encontrada no ciclo pré temperado a 450°C por 60s;
- Maiores resultados de limite de resistência a tração e limite de escoamento foram obtidos para os menores tempos de austêmpera. A elevação da temperatura de austêmpera também diminuiu estes dois parâmetros. O ciclo direto, de forma geral, resultou em níveis mais altos de limite de resistência a tração enquanto no ciclo pré temperado, valores mais altos de limite de escoamento foram encontrados. O alongamento percentual foi maior nos maiores tempos de austêmpera e teve um

aumento com o aumento da temperatura. Os valores de alongamento encontrados no ciclo direto foram em geral maiores que os valores do ciclo pré temperado.

3. Quanto à capacidade de encruamento:

- O aumento do tempo de austêmpera aumentou o expoente de encruamento n . Para o ciclo direto o aumento da temperatura aumentou o expoente de encruamento n de forma menos acentuada. Para o ciclo pré temperado o aumento da temperatura aumentou o expoente de forma mais significativa. A utilização de um único expoente de encruamento não é capaz de representar o comportamento correto do aço TRIP por ser um aço multifásico e cada hora tem um constituinte agindo de forma mais forte.
- Os valores de n instantâneo para o ciclo direto são mais constantes enquanto no ciclo pré temperado observa-se maiores variações do encruamento ao longo da deformação, em ambos o encruamento tende a aumentar com o aumento da deformação. Os valores do ciclo pré temperado foram mais altos. Quanto ao aumento do tempo de austêmpera o comportamento observado foi contrário em cada temperatura. Nas amostras de 450°C os valores de n instantâneo foram maiores para maior tempo de permanência. Nas amostras de 480°C ocorreu o contrário.
- No método de Crussard-Jaoul as variações das taxas de encruamento foram muito discretas impossibilitando a realização de uma comparação em relação aos tempos de permanências em austêmpera. Em relação ao aumento da temperatura de austêmpera, houve um encruamento terminando depois de deformações maiores. Este método impossibilita a clara distinção dos estágios de deformação do TRIP, não gerando resultados representativos.

4. Quanto à análise da anisotropia:

- O aumento do tempo e da temperatura de austêmpera aumentaram a anisotropia planar média, r , das amostras. De forma geral, os valores encontrados para o ciclo direto foram mais altos que os encontrados no ciclo pré temperado.
- Quanto ao coeficiente de anisotropia planar, Δr , não foi verificada uma tendência de comportamento. Os valores positivos indicam tendência no aparecimento de orelhas e foram encontrados à aproximadamente 0° e 90° enquanto 45° apresentou valores negativos.

- O material analisado é anisotrópico e parte da variação do comportamento do encruamento pode ser associado a esse fato, que foi previamente analisado neste trabalho por meio do cálculo dos fatores de anisotropia.

REFERÊNCIAS

ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel. **Materials Science & Engineering A**, Sheffield, v.651, p.822 – 830, Jan. 2016.

ABEDINI, O.; BEHROOZI, M.; MARASHI, P.; RANJBARNODEH, E.; POURANVARI, M. Intercritical Heat Treatment Temperature Dependence of Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Dual Phase Steel. **Materials Research**, São Carlos v. 22, n.1, 2019.

Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines, version 4.0. **WORLD AUTO STEEL**, 2015. Disponível em: <<https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>>. Acesso em: 30 de abr. de 2019.

ALTAN T, NASSER A, YADAV A, PATHAK P. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. **Journal of Materials Processing Technology**. 2010; 210:429-436.

ALTAN, T.; NASSER, A.; YADAV, A.; PATHAK, P. **Determination of the flow stress of five AHSS** AL-QURESHI, H.A. **Apostila de conformação e instabilidade plástica de chapas metálicas e vasos de pressão**, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **NBR 6892**: Tensile testing Part 1: Method of test at room temperature.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E517**: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal. West Conshohocken, PA, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E562**: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard test method for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, PA, 2016.

ANAZAWA, R. B. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica. 2007. 193 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na Área de Projetos e Materiais) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, São Paulo.

ANAZAWA, R. M.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; CARRER, G. R.; BAPTISTA, C. A. R. P. Aumento do limite de escoamento de um aço multifásico devido ao envelhecimento por deformação e efeito TRIP. **Revista Brasileira de Aplicações de Vacuo**, v. 27, p.19-23, 2008.

ANAZAWA, R.M.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Efeito dos tratamentos intercrítico e isotérmico sobre as propriedades mecânicas e a

microestrutura no aço 300M. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, São José dos Campos, v.25, n.2, p.93-97. 2006.

ANDRADE, S. L.; BATISTA, J. F.; TAISS, J. M.; ROSA, L. K. ULSAB-AVC – O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS. In: 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000, Rio de Janeiro, **Anais...** Rio de Janeiro, Julho 2000.

ARANAS JR., C.; NGUYEN-MINH, T.; GREWAL, R.; JONAS, J. J. Flow softening-based formation of widmanstätten ferrite in a 0.06%C steel deformed above the Ae3. **The Iron and Steel Institute of Japan**, v. 55, p. 300-307, 2015.

BANDO, S.; MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. **Transactions ISIJ**, v. 28, p. 569-574. 1988.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p.895-907, 1980.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels: transformations, microstructure and properties**. 2.ed. London: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 360p.

BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels: Microstructure and Properties**. 4. ed. Amsterdam: Butterworth-Heinemann, 2017. 488p.

BHATTACHARYYA, T.; SINGH, S. B.; DAS, S.; HALDAR, A.; BHATTACHJEE, D. Development and characterization of C-Mn-Al-Si-Nb TRIP aided steel. **Materials Science and Engineering A**, Jamshedpur, v. 528, p. 2394-2400, 2011.

BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of a promising new group of cold formable sheets. **Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys**. Editora BC de Cooman, Ghent, 2002. p. 13-23.

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

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. Campinas: EPUSP, 2011. 258p.

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. D., **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. John Wiley & Sons, Inc., 2002.

CHANG, Y.; WANG, M.; WANG, N.; LI, X.; WANG, C.; ZHENG, G.; REN, D.; DONG, H. Investigation of forming process of the third-generation automotive medium-Mn steel part with large-fractioned metastable austenite for high formability. **Materials Science and Engineering A**, v. 721, p. 179-188, 2018

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

CHIANG, J.; LAWRENCE, J. D.; 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.

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.

CIHANGIR, T. S.; FATIH, H. The Microstructure and Mechanical Behavior of TRIP 800 and DP 1000 Steels Welded by Electron Beam Welding Method. **Technical Papers, Soldagem e Inspeção**, v. 25 p. 2526-2538, 2020.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. 652p.

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

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1976. 653p.

DIETER, G. E.; KUHN H. A.; SEMIATIN S. L. **Handbook of Workability and Process Design**. 1. Ed. United States of America, 2003. 389p.

DONG, X.X.; SHEN, Y.F. Improving mechanical properties and corrosion resistance of 0.5 wt.% C TRIP steel by adjusting retained austenite stability and microstructural constituents. **Materials Science and Engineering: A**. Volume 852, 1437375, Setembro 2022.

DU, J.; ZHANG, X.; LIU, X. B.; DONG, C.; FENG, J. H.; CHEN, C. X.; YIN, F. X. Interface strengthening and fracture behavior of multilayer TWIP/TRIP steel. **Materials Science and physics**, v. 223, p. 114-122. 2019.

EMADODDIN, E.; AKBARZADEH, A.; DANESHI, GH. Effect of intercritical annealing on retained austenite characterization. **Materials Characterization**, v. 57, p. 408-413. 2006.

EVAN, M.; ZHU, T. Towards strength–ductility synergy through the design of heterogeneous nanostructures in metals. **Materials Today**. v. 20, Issue 6, p. 323-331. 2017.

FERREIRA FILHO, A.; PLAUT, R.L.; BOMFIM, M.F.; LIMA, M.B. **Efeito da Textura Cristalográfica na Anisotropia Plástica Planar em Aços para Estampagem Profunda**. 42º Seminário de Laminação, ABM, pp 153-163, 2005.

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.; SUN, Z. Q. Effect of bainitic transformation temperature on the mechanical behavior of cold-rolled TRIP steels studied with in-situ high-energy X-ray diffraction. **Materials science & engineering A**, v. 603, p. 134-140. 2014.

HAJIANNIA, I.; CHAMANIAN, M.; ATAPOUR, 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, Issue 6, p. 1363-1370. 2018.

HAN, D.; XU, Y.; ZHANG, J.; PENG, F.; SUN, W. Relationship between crystallographic orientation, microstructure characteristic and mechanical properties in cold-rolled 3.5Mn TRIP steel. **Materials Science & Engineering A** 821, 141625, 2021.

HILDITCH, T. B.; TIMOKHINA, I. B.; ROBERTSON, L. T.; PERELOMA, E. V. Cyclic Deformation of Advanced High-Strength Steels: Mechanical. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 40, Issue 2, p. 342-353. 2009.

HOSSEINI, S. M. K. H.; HANZAKI, A. Z.; YUE, S. Effects of ferrite phase characteristics on microstructure and mechanical properties of thermomechanically-processed low-silicon content TRIP-assisted steels. **Materials Science & Engineering A**. v. 626, p. 229–236. 2015.

JACQUES, P. J.; FURNÉMONT, Q.; LANI, F.; PARDOEN, T. DELANNAY, F. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**. v. 55, Issue 11, p. 3681-3693. 2007.

JACQUES, P. J.; GODET, S. Beneficial influence of an intercritically rolled recovered ferritic matrix on the mechanical properties of TRIP-assisted multiphase steels. **Materials Science and Engineering**. v. 645, p. 20-27. 2015.

JACQUES, P.J.; LADRIÈRE, J.; DELANNAY, F. **On The Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in**

Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, v.32A, p.2759- 2768. 2001.

KANG, J. Y.; PARK, S. J.; MOON, M. B. Phase Analysis on Dual-Phase Steel Using Band Slope of Electron Backscatter Diffraction Pattern. **IUMAS**. v. 19, p. 13-16. 2013.

KIM, Y.; KANG, N.; PARK, Y.; CHOI, I.; KIM, G.; KIM, S.; CHO, K. Effect of the Strain Induced Martensite Transformation on the Delayed Fracture for Al-Added TWIP Steel. **Journal of the Korean**. v. 46, no. 12, p. 780- 787. 2008.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. Ohio: ASM International, 2005. 602 p.

KWON, E. P.; FUJIEDA, S.; SHINODA, K.; SUZUKI, S. Characterization of transformed and deformed microstructures in transformation induced plasticity steels using electron backscattering diffraction. **Materials Science and Engineering A**. Sendai, v.528, p.5007- 5017. 2011.

LESLIE, W.C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw. Hill Book Company, New Yourk, p.293-295. 1981.

LI, M. L.; JIANG, H.; HE, Y. L.; CHEN, L. B. Effect of two-step cooling process on mechanical properties of TRIP steel with high performance. **Journal of Iron and Steel Research International**. v. 25, 2017.

LI, G.Q.; SHEN, Y.F.; JIA, N.; FENG, X.W.; XUE, W.Y. Microstructural evolution and mechanical properties of a micro-alloyed low-density δ -TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**. Volume 848, 143430, 19 July 2022.

LIANG, J. H.; ZHAO, Z. Z.; ZHANG, C. H.; TANG, D.; YANG, S. F.; LIU, W. N. Microstructure evolution and mechanical properties influenced by austenitizing temperature in aluminum-alloyed TRIP-aided steel. **Journal of Iron and Steel Research International**. v. 24, 2017.

LY, A. L.; FINDLEY, K. O. The effects of pre-straining conditions on fatigue behavior of a multiphase TRIP steel. **International Journal of Fatigue**, Colorado v. 8, p. 225-234, 2016.

MACHADO, R. R. **Padronização da micro e nanodureza por penetração instrumentada**. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo Horizonte, 2005.

MAITLAND, T. D.; SITZMAN, S. D. **Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Technique and Materials Characterization Examples**. 2017. 36p.

MARTÍNEZ, J. A. R.; PESCI, R.; RUSINEK, A.; ARIAS, A.; ZAERA, R.; PEDROCHE, D. A. Thermo-Mechanical Behaviour of TRIP 1000 Steel Sheets. **International Journal of Solids and Structures**. **Solids and Structures**. v. 47, Issue 9, p. 1268-1284. 2010.

MARTINS, C. E. N.; SANTOS, C. E.; VIEIRA, A. L.; JUNIOR, P. A. M.; SILVA G. C.; NAPOLES, C. M. N. Análise das propriedades mecânicas do aço TRIP 900 por meio

do método de elementos finitos em comparação com os ensaios de tração. **Revista Interdisciplinar de Pesquisa em Engenharia**. v. 2, n. 23. 2016.

MASEK, B.; STANKOVÁ, H.; NOVÝ, Z.; MEYER, L.W.; KRACÍK, A. The influence of thermomechanical treatment of TRIP steel on its final microstructure. **Journal of Materials Engineering and Performance**. República Tcheca, v.18, n.4, p.385-389. 2009.

MEDINA, G. P.; FERREIRA, H. L.; ROBLEDO, R. Z.; PÉREZ, A. M.; VALDÉS, F. A. R. Microstructural Development in a TRIP-780 Steel Joined by Friction Stir Welding (FSW): Quantitative Evaluations and Comparisons with EBSD Predictions. **Soldagem & Inspeção**. v. 21, no.2, p. 146-155. 2016.

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.

MOULIN, A. Facteurs influençant la transformation martensitique - Des moyens pratiques pour augmenter la stabilité de l'austénite résiduelle. **Etude bibliographique, Usinor Auto**. 2001

MUDRY, F.; BON, L.; BULTHÉ, R. Les aciers: Hier, aujourd'hui et demain. **La Revue de Métallurgie**. n. 11, p. 957-969. 2004.

NOGUEIRA, R. D. **Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na Área de Projetos e Materiais) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, São Paulo, 2013. 134p.

PAPADIOTI, I.; BELLAS, I.; TZINI, M. I. T.; CHRISTODOULOU, P. I.; ARAVAS, N. TRIP Steels: A Multiscale Computational Simulation and Experimental Study of Heat Treatment and Mechanical Behavior. **Materials** **2020**, *13*, 458; doi:10.3390/ma13020458, 2020.

PEREIRA, J. F. B; BUSTAMANTE, G. O.; FERREIRA, R. F. Aços TRIP – Características e aplicações. In: 70º Congresso Anual da ABM Internacional, 2015, Rio de Janeiro. Agosto, 2015.

PEREIRA, M. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia-Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. São Paulo, Guaratinguetá, Brasil. 1992. 135f.

PIERCE, D.T.; BENZING, J.T.; JIMÉNEZ, J.A; HICKEL, T.; BLESKOV, I.; KEUM, J.; RAABE, D.; WITTIG, J. E. The influence of temperature on the strain-hardening behavior of Fe-22/25/28Mn-3Al-3Si TRIP/TWIP steels. **Materialia** **22**, 101425, 2022.

PLAUT, R.L et al. **Efeito da Textura Cristalográfica na Anisotropia Plástica Planar em Aços para Estampagem Profunda**, Congresso Laminação ABM, 2005.

RANDLE, V.; ENGLER, O. **Texture Analysis: Macrotexture, Microtextura e Orientation Mapping**. Boca Raton, London, New York, Washington. 2 ed. 2000.

RODRIGUEZ, J. F. Estudo de defeitos cristalinos em nanoestruturas utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados transmitidos (t-EBSD). **Laboratório Nacional de Nanotecnologia - CNPEM**. Campinas, SP. 3p. 2014.

RODRÍGUEZ-MARTÍNEZ, J. A.; PESCI, R.; RUSINEK, A.; ARIAS, A.; ZAERA, R.; PEDROCHE, D. A. **Thermo-Mechanical Behaviour of TRIP 1000 Steel Sheets Subjected to Low Velocity Perforation by Conical Projectiles at Different Temperatures**. International Journal of Solids and Structures, v. 4, p.1268–1284. 2010.

ROSSINIA, M.; SPENA, R. P.; CORTESE, L.; MATTEIS, P.; FIRRAO, D. Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry. **Materials Science and Engineering: A**. v. 628, p. 288-296. 2015.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISI International**, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2001.

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.

SHENGRUI, S.; RENBO, S.; SHUYI, Q.; YONGJIN, W.; CHANGHONG, C. Microstructure-mechanical properties relationships and strain hardening mechanism for medium-Mn steel with low yield and ultra-high tensile strength. **Materials Science and Engineering: A**. Volume 874, 145085, 25 May 2023.

SHOME, M.; TUMULURU, M. Manufacturing of advanced high-strength steels (AHSS). **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. 2015. 204p.

SILVA, A.P.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S.; ABDALLA, A.J. **Comparação das estruturas multifásicas do aço AISI 4340 obtidas por diferentes tempos de manutenção em tratamento isotérmico**. In: 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu. Anais... Foz do Iguaçu: CBECIMat, 2006. p.5620-5628.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. Ed. Sumaré: Eletrometal S. A. Metais Especiais, 2010. 512p.

SOUZA, G.A.; ELISEI, C.C.A.; ABDALLA, A.J.; HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. In: 63º Congresso Anual da ABM, 2008. Anais... Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2008. p.2791-2799.

TOROS, S.; FAHRETTIN, O. 3D Microstructural Finite Element Simulation of Martensitic Transformation of TRIP Steels. **Latin American Journal of Solids and Structures**. v.15, no.7. 2018.

TIGRINHO LMV. Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões [Tese de Doutorado]. Curitiba: UFPR; 2011

TIRUMALASETTY, G. K.; HUIS, M. A.; FANG, C. M.; XU, Q.; TICHELAAR, F. D.; HANLON, D. N.; SIETSMA, J.; ZANDBERGEN, H. W. Characterization of NbC and (Nb, Ti)N nanoprecipitates in TRIP assisted multiphase steels. **Acta Materialia**. v.59, Issue 19, p.7406-7415. 2011.

WANG, C. E. A. Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. **Materials Science & Engineering A**, v. 610, 2014. p. 65-75.

WEIPING SUN, C. (Oct. 13, 2015). United States Patent Patente Nº US 9,157,138 B2.

WENG, Y. et al. (eds). **Advanced steels: the recente scenario in steel science and technology**. Springer Science & Business Media, 2011. 511 p. DOI: 10.1007/978-3-642-17665-4_18

WIEWIÓROWSKA, S.; SIEMINSKI, M.; SLEBODA, T.; LUKASZEK-SOLEK, A.; DYL, T.; KOCZURKIEWICZ, B. Determination of Two-Stage Heat Treatment Parameters in Industrial Conditions in Order to Obtain a TRIP Structure in Low-Alloy Carbon Steel Wires. **Materials**, **15**, 8965, 2023.

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

YIN, W.; BRIFFOD, F.; YAMAZAKI, K.; SHIRAIWA, T.; ENOKI, M. Effect of limited retained austenite on the strength–ductility trade-off in low-alloyed TRIP steel. **Materials Science & Engineering, A** 861, 144337, 2022.

YUKI, T.; TATSUYA, N.; HIROSHI, M.; KOHEI, H.; SHINJIRO, K. Effect of microstructure on mechanical properties of quenching & partitioning steel. **ISI International**. Vol. 63 (2023), No. 4, pp. 758–765, Janeiro 2023.

ZHANG, L.; WU, D.; LI, Z. Influence of alloying elements on mechanical properties and corrosion resistance of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels. **Journal of iron and steel research international**. v. 19, Issue 12, p. 42-47. 2012.

ZHANG, Z.; KOYAMA, M.; WANG, M. M.; TSUZAKI, K.; TASAN, C. C.; NOGUCHI, H. Microstructural mechanisms of fatigue crack non-propagation in TRIP maraging. **International Journal of Fatigue**. v. 113, p.126-136. 2018.

ZHANG, Y.; HUO, W.; SONG, R.; WANG, L.; GENG, Z.; WANG J.; ZHOU, T.; XUE, H. The effect of isothermal bainitic transformation time on austenite stability of TRIP-980 steel with high ductility. **Materials Letters** **326**, 132927, 2022.

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

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

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

ZHONGFA, M.; XIANGDONG, L.; HONGRU, Y.; XIAODONG, N.; LUJIE, Z.; XUEFEN X. Processing optimization, microstructure, mechanical properties and nanoprecipitation behavior of 18Ni300 maraging steel in selective laser melting. **Materials Science and Engineering: A**. Volume 830,1423347, January 2022.

ZHOU, W.; WANG, Z. L. **Scanning Microscopy for Nanotechnology Techniques and Applications**. Springer Science & Business Media. 522p. 2007.

ZUO, H.; FENG, J.; SUN, Y.; LI, Q.; LI, Z.; MISRA, D.; HE, L.; LI, H. Microstructure-Mechanical Property Relationship and Austenite Stability in Transformation-Induced Plasticity Steels: Effects of Quenching and Partitioning Processing and Quenching and Tempering Treatments. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 2023JMEP..tmp..561Z. May 2023.