

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

GUILHERME HELENO DE OLIVEIRA E SILVA

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO BAINÍTICO LIVRE
DE CARBONETOS PRODUZIDO A PARTIR DE DISTINTOS TEMPOS DE
AUSTÊMPERA

BELO HORIZONTE

2023

GUILHERME HELENO DE OLIVEIRA E SILVA

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO BAINÍTICO LIVRE
DE CARBONETOS PRODUZIDO A PARTIR DE DISTINTOS TEMPOS DE
AUSTÊMPERA

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado no Curso de Graduação em
Engenharia de Materiais do Centro Federal
de Educação Tecnológica de Minas Gerais
como requisito parcial para obtenção do
título de bacharel em Engenharia de
Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientadora: Enga. Marianne Diniz Pinho

BELO HORIZONTE

2023

GUILHERME HELENO DE OLIVEIRA E SILVA

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURA DO AÇO BAINÍTICO LIVRE
DE CARBONETOS PRODUZIDO A PARTIR DE DISTINTOS TEMPOS DE
AUSTÊMPERA

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado no Curso de Graduação em
Engenharia de Materiais do Centro Federal
de Educação Tecnológica de Minas Gerais
como requisito parcial para obtenção do
título de bacharel em Engenharia de
Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Enga. Marianne Diniz Pinho

Prof. Dra. Aline Silva Magalhães

Prof. Dr. Wellington Lopes

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço minha família, meus pais, irmãs e avós, principalmente, os quais estiveram sempre ao meu lado durante toda minha jornada acadêmica. O apoio incondicional de cada um foi fundamental para que eu pudesse superar os desafios e chegar até aqui.

Em segundo lugar agradeço minha orientadora, Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelo apoio oferecido durante o desenvolvimento do Trabalho de Conclusão de Curso. Orientação a qual foi fundamental para o sucesso deste projeto, e eu sou profundamente grato por ter tido a oportunidade de trabalhar sob a referida supervisão. Também agradeço ao tempo e expertise para me ajudar a refinar minhas ideias e estruturar minha pesquisa.

À minha coorientadora, Engenheira Marianne Diniz Pinho, cujas contribuições foram inestimáveis para o sucesso deste trabalho. Também, por ter oferecido uma orientação valiosa e feedbacks sempre construtivos. Seu compromisso em me ajudar a alcançar meus objetivos acadêmicos foi inspirador e me motivou a dar o meu melhor.

Aos meus amigos, José Guido, Rafael Soutto, Gabrielle Defeo, André Fonseca e Pedro Ernersto, os quais fiz laços desde o primeiro dia de aula e que levarei para sempre.

À minha família de Bragança, em especial Débora Vasconcelos e Jefferson Alves, por participarem da melhor experiência academia da minha vida.

Ao Professor Dr. Wellington Lopes que sempre se mostrou disposto a ajudar, com extrema gentileza, durante todo o ciclo de pesquisas.

À Prof. Dra. Aline Silva Magalhães pelos conselhos pontuais e prontidão no atendimento durante a disciplina de TCC II.

Ao Engenheiro Valdecir Siqueira e à empresa Metaltemper.

Por fim, ao CEFET, minha segunda casa durante seis anos, pela oportunidade de aprender e crescer em uma das melhores instituições do país, que certamente foi fundamental para meu desenvolvimento profissional e pessoal.

RESUMO

Os aços bainíticos livres de carboneto (CFB) fazem parte da família dos aços avançados de alta resistência (AHSS) e possuem propriedades mecânicas superiores aos aços convencionais, de uma forma geral, sobretudo se comparadas a resistência mecânica e a tenacidade. Esses aços singulares são obtidos por uma rota de tratamentos térmicos específica que os levam a obtenção de uma estrutura bainítica sem a presença de carbonetos entre as placas de ferrita, o que justifica suas excelentes propriedades. Apesar de significativos estudos já terem sido realizados sobre os aços CFB, ainda faltam informações sobre os mecanismos de formação de microestrutura e as propriedades mecânicas associadas a eles. Dessa forma, a pesquisa constante nessa área pode resultar em avanços significativos na produção e aplicação de aços CFB em várias áreas da indústria. Nesse contexto, este trabalho teve como finalidade analisar a influência dos diferentes tempos de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos aços CFB. Para o estudo estrutural, foram feitas análises utilizando microscópio óptico e difração de raios X. Já para avaliar as propriedades mecânicas, as amostras foram expostas a ensaios de microdureza Vickers e de tração. As amostras dos aços passaram pelos tratamentos térmicos de normalização a 920°C durante 25 minutos, têmpera a 920°C em 20 minutos e austêmpera em 425°C em três tempos distintos (10, 100 e 300 segundos). Analisando as curvas de dureza, foi possível observar que um aumento no tempo de austêmpera resultou em um menor valor de HV para o material, principalmente devido à redução de martensita com a evolução das reações em temperatura de transformação bainítica. Já para o ensaio de tração, verificou-se redução dos valores de limite de escoamento e resistência a tração, com consequente aumento do alongamento uniforme com tempos mais elevados em forno a 425°C em três tempos (10, 100 e 300 segundos). Quanto à análise microestrutural, percebeu-se que com o aumento do tempo de austêmpera a microestrutura tende a apresentar formação mais acentuada de bainita e maiores valores de austenita retida em tempos intermediários. A maior formação de ferrita bainítica, com consequente redução de martensita, tem impacto decisivo nas propriedades mecânicas citadas anteriormente. Já o maior aparecimento de austenita retida está intrinsecamente ligado com o efeito TRIP, à capacidade do material de alongamento uniforme e ao expoente de encruamento, que, comparando as amostras mais similares (T02 e T03) atingiu seu maior valor para a amostra com maior fração de AR.

Palavras-chave: Aços CFB. Microestrutura Multiconstituída. Austenita Retida. Efeito TRIP. Bainíta. Resistência Mecânica. Austêmpera. Particionamento.

ABSTRACT

Carbide-free bainitic steels (CFB) are part of the advanced high-strength steel (AHSS) family and have mechanical properties superior to conventional steels, in general, especially when comparing mechanical strength and toughness. These unique steels are obtained by a route of specific heat treatments that lead to a bainitic structure without the presence of carbides between the ferrite plates, which justifies their excellent properties. Although several studies have already been carried out on CFB steels, there is still a lack of information on the control of microstructure formation and the mechanical properties associated with them. Thus, constant research in this area can result in beginners in the production and application of CFB steels in various areas of industry. In this context, this work aimed the evaluation of the influence of different austempering times on the microstructure and mechanical properties of CFB steels. For the microstructural study, analyses were carried out using optical microscope and X-ray diffraction. In order to evaluate the mechanical properties, the samples were subjected to microhardness and tensile tests. The steel samples underwent normalization heat treatments at 920°C for 25 minutes, quenching at 920°C in 15 minutes and austempering at 425°C in three times (10, 100 and 300 seconds). Analyzing the hardness curves, it was possible to observe that an increase in the austempering time resulted in a lower HV value for the material. A reduction in the yield strength and tensile strength values was verified, with a consequent increase in uniform elongation with longer times at 425°C. Considering the microstructural analysis, it can be noticed that with the increase in the austempering time, the microstructure presents more accentuated formation of bainite and higher values of retained austenite in intermediate times. The greater formation of bainitic ferrite, with consequent reduction of martensite, has a decisive impact on the mechanical properties mentioned above. The greater appearance of retained austenite is intrinsically linked to the TRIP effect, to the ability of the material to uniformly elongate and to the hardening exponent, which, when comparing the most similar samples (T02 and T03), reached its highest value for the sample with the highest fraction of AR.

Keywords: CFB Steel. Multi-Constituted Microstructure. Retained Austenite. TRIP Effect. Bainite. Mechanical Strength. Austempering. Partitioning.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação entre resistência mecânica e alongamento para distintas classificações de aços.	15
Figura 2 - Representação esquemática do efeito TRIP.	19
Figura 3 - Veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto.	19
Figura 4 - Transformação de fase em aços com baixo teor de carbono.	21
Figura 5 - Aço IF recozido mostrando exibindo grãos de ferrita equiaxiais.	22
Figura 6 - Placas de ferrita de Widmännstätten em limite de grão austenítico.	22
Figura 7 - Curva TTT esquemática de um aço eutetóide mostrando as transformações de fase.	23
Figura 8 - Microestrutura da bainita superior.	25
Figura 9 - Microestrutura da bainita inferior.	26
Figura 10 - Diferença entre a estrutura bainítica convencional e a estrutura livre de carbonetos.	27
Figura 11 - Fotomicrografia da austenita (325x).	28
Figura 12 - Morfologias da austenita retida.	29
Figura 13 - Diferentes morfologias da martensita.	31
Figura 14 - Microestrutura convencional para aços bainíticos livres de carboneto em que γ representa a austenita metaestável e α a ferrita bainítica.	33
Figura 15 - Rota de calor empregada no aço CFB após tratamento termomecânico.	35
Figura 16 – Diferentes microestruturas obtidas após distintos tempos de tratamento térmico.	36
Figura 17 - Imagem EBSD mostrando as amostras tratadas com distintos tempos e temperaturas.	36
Figura 18 - Curva tensão x deformação para duas condições de austêmpera distintas.	38
Figura 19 - Influência da fração de austenita metaestável na resistência mecânica de uma amostra de aço.	39
Figura 20 - Fluxograma de trabalho.	41
Figura 21 - Desenho esquemático das chapas de aço.	42
Figura 22 - Chapas em condição corrosiva, após tratamento térmico e armazenamento.	43
Figura 23 - Tratamentos térmicos com respectivas temperaturas e tempos.	43
Figura 24 - Forno utilizado em 920°C.	44
Figura 25 - Forno utilizado em 425°C.	45

Figura 26 - Cortadora metalográfica CM 80 da marca Teglaco.	46
Figura 27 - Politrizes utilizadas na preparação das amostradas embutidas.	46
Figura 28 - Microscópio Fortel utilizado para obtenção das imagens microestruturais.	47
Figura 29 - Amostras na estufa durante decapagem em ácido clorídrico.	48
Figura 30 - Equipamento utilizado no ensaio de Difração de Raios X.	48
Figura 31 - Microdurômetro Shimadzu, modelo HVM-2T.	49
Figura 32 - Máquina utilizada para realização dos ensaios de tração.	50
Figura 33 - Desenho esquemático do corpo de prova.	50
Figura 34 - Micrografia da amostra normalizada a 920°C durante 25 minutos.	52
Figura 35 - Micrografia das amostras T01, T02 e T03 em função do tempo de em tratamento isotérmico a 425°C.	53
Figura 36 - Difratoograma das amostras em função do tempo.	56
Figura 37 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de austêmpera.	57
Figura 38 - Média dos valores de Dureza Vickers para as 4 amostras distintas.	58
Figura 39 - Limite de resistência à tração (LRT) e limite de escoamento (LE) em função do tempo de austêmpera.	59
Figura 40 - Alongamento uniforme (AU) em função do tempo de austêmpera.	59
Figura 41 - Tensão e deformação de engenharia e verdadeira.	60
Figura 42 - Expoente de encruamento em função do tempo de tratamento isotérmico em 425°C.	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço utilizado, em seu estado inicial.	42
Tabela 2 - Parâmetros do ciclo térmico.	44

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- AHSS - Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels*)
- DP – Fase Dupla (*Dual phase*)
- CP - Fases Complexas (*Complex-phase*)
- TRIP – Plasticidade Induzida por Transformação (*Transformation-induced Plasticity*)
- TWIP - Transformação Induzida por Maclação (*Twinning-induced Plasticity*)
- Q&P – Têmpera e Particionamento (Quenching and tempering)
- Ms - Temperatura de início da transformação martensítica
- Mf - Temperatura do acabamento martensítico
- CFB – Bainita Livre de Carbonetos (*Carbide-Free Bainitic*)
- AR – Austenita retida
- MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura
- MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão
- MO - Microscopia Óptica
- DRX - Difração de Raios X
- LRT - Limite de resistência à tração
- LE - Limite de escoamento
- AU% - Alongamento uniforme percentual
- TCC - Tetragonal de corpo centrado
- CCC – Cúbica de corpo centrado
- CFC - Cúbica de faces centradas
- EBSD - Difração de elétrons retro-espalhados (*Electron backscattered diffraction*)
- TA – Temperatura de austenitização
- TQ – Temperatura de particionamento

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa – Megapascal

% - Porcentagem

GPa - Gigapascal

s - Segundos

Ms - Temperatura de transformação inicial da martensita

Mf - Temperatura de transformação final da martensita

γ - Austenita

α - Ferrita

AR - Austenita retida

μm - micrómetro

Fe₃C - Cementita

ε - Deformação verdadeira

e - Deformação convencional

M/A – Martensita/Austenita

η - Expoente de encruamento

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVOS	17
2.1 Objetivo Geral	17
2.2 Objetivos Específicos.....	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)	18
3.2 Microestrutura Multiconstituída	20
3.2.1 Ferrita.....	20
3.2.2 Bainita	22
<i>3.2.2.1 Transformação bainítica.....</i>	<i>24</i>
<i>3.2.2.2 Bainita superior.....</i>	<i>24</i>
<i>3.2.2.3 Bainita inferior.....</i>	<i>25</i>
<i>3.2.2.4 Bainita livre de carbonetos</i>	<i>26</i>
3.2.3 Austenita	27
<i>3.2.3.1 Austenita retida</i>	<i>28</i>
<i>3.2.3.1 Austenita retida nos aços CFB.....</i>	<i>29</i>
3.2.4 Martensita	30
3.3 Aço Bainítico Livre de Carbonetos (CFB – Carbide Free Bainitic)	31
3.3.1 Propriedades mecânicas do aço CFB	32
3.3.2 Microestrutura do aço CFB	32
3.4 Tratamentos Térmicos.....	34
3.4.1 Influência do tempo de austêmpera na microestrutura	35
3.4.2 Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas.....	37
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
4.1 Procedimentos Gerais	40
4.2 Material	41

4.3 Tratamentos Térmicos	43
4.4 Caracterização Microestrutural	45
4.4.2 Microscopia óptica	45
4.4.3 Difração de raios X	47
4.5 Caracterização Mecânica	49
4.5.1 Ensaio de microdureza	49
4.5.2 Ensaio de tração	49
<i>4.5.2.1 Análise do encruamento</i>	<i>51</i>
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
5.1 Caracterização Microestrutural	52
5.1.1 Microscopia óptica	52
5.1.2 Difração de raios X	54
5.1 Caracterização Mecânica	57
5.1.1 Ensaio de microdureza	57
5.1.2 Ensaio de tração	58
<i>5.1.2.1 Análise do encruamento</i>	<i>62</i>
6 CONCLUSÃO	64
BIBLIOGRAFIA	65

1 INTRODUÇÃO

Com o passar dos anos, as indústrias aeronáutica e automobilística buscaram novas soluções na ciência metalúrgica para atender as exigências do mercado. Entre essas exigências, podem ser mencionadas as melhores condições de conformabilidade dos aços, devido às melhorias no design dos veículos, e redução no peso final do produto. Essa redução do peso final está ligada diretamente a diversos fatores, como a diminuição do consumo de combustível, às questões ambientais, no que se refere a menor emissão de gases para o efeito estufa, a fim de produzir veículos mais sustentáveis e menos poluentes e, mais recentemente, à chegada dos veículos elétricos. Neste caso, destaca-se que a quantidade de energia necessária para manter um veículo em movimento está intimamente ligada ao peso deste, quanto mais pesado for um carro maior será a bateria requerida (GORNI, 2009).

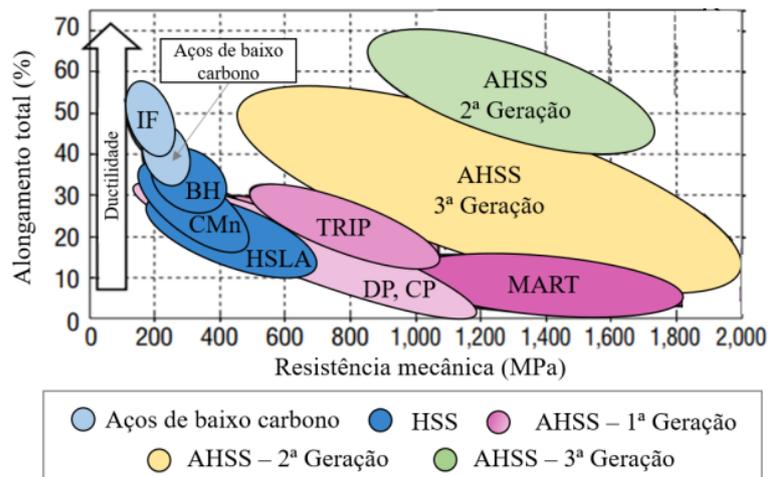
Além disso, é importante ressaltar os quesitos relacionados à segurança dos veículos, no caso de colisões, por exemplo, em que é essencial combinar resistência ao impacto às características abordadas. Também nesse cenário, salienta-se o aumento da competição dos aços com materiais alternativos na indústria automobilística, como o alumínio, magnésio, níquel, manganês e os polímeros. Todas essas variáveis e demandas levaram o desenvolvimento de novos aços, como os aços avançados de alta resistência (Advanced High Strength Steels – AHSS) (COLPAERT, 2008).

Essa denominação de aços avançados diz respeito aos materiais os quais tem seu foco voltado para a indústria automobilística e fornecem uma reversão da redução da participação do aço no peso dos veículos. Os AHSS tem sido utilizados, cada vez mais, em veículos leves, devido aos resultados alcançados em termos de menor consumo de combustível, maior segurança, maior durabilidade, qualidade e menor custo (TAMARELLI, 2011; MORRISON, 2018). O grande desafio para a indústria, diante do exposto, tem sido combinar esses requisitos e elevar as propriedades dos AHSS, associando elevadas tensões de escoamento e alongamento, com valores superiores a 700 MPa e 18% respectivamente (MATLOCK *et al.*, 2010).

Os aços avançados de alta resistência abrangem materiais que podem ser classificados em três gerações que contam com melhorias significativas em termos microestruturais e de propriedades mecânicas. Os aços que possuem em sua microestrutura base a ferrita, como os aços *dual phase* (DP), *complex-phase* (CP) e *transformation-induced plasticity* (TRIP), são

considerados aços da 1ª geração. A segunda geração conta com aços relativamente associados aos aços inoxidáveis austeníticos, que possuem alto teor de manganês, como os aços *twinning-induced plasticity* (TWIP). Já a terceira geração dos AHSS traz melhorias significativas, se comparada às gerações anteriores, devido ao melhor balanço de propriedades mecânicas em termos de resistência, ductilidade e tenacidade, se comparados aos da primeira geração, e com custos menores aos da segunda (CABALLERO *et al.*, 2013). Na Figura 1 são expostas as três gerações de aço em termos de resistência mecânica e ductilidade. Pela figura mencionada, é notável a diferença da combinação de propriedades mecânicas entre a 1ª e a 3ª gerações com valores da ordem de 30 a 40 GPa x % para a terceira geração e de 12 a 20 GPa x % para a primeira geração.

Figura 1 - Relação entre resistência mecânica e alongamento para distintas classificações de aços.



Fonte: Adaptado de Billur e Altan (2013).

Essa nova geração de aços avançados conta com uma rota de tratamento térmico denominada de têmpera e particionamento (Q&P – *quenching and partitioning*), a qual se mostrou ser uma rota de processamento única para a produção de aços martensíticos de alta resistência com quantidades significativas de austenita retida. O tratamento Q&P tradicionalmente consiste em temperar aços de baixa liga, em temperaturas entre a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) e a temperatura de fim da transformação martensítica (M_f) e, em seguida, reaquecê-los até uma determinada temperatura acima de M_s , por um tempo, seguido de resfriamento brusco até a temperatura ambiente (BHADESHIA, 2001).

Também, para essa nova geração de aços, há metodologias alternativas baseadas na teoria da transformação de banita sem difusão para o desenvolvimento de aços com uma microestrutura bainítica sem carboneto (CFB – Carbide-Free Bainitic). Os aços bainíticos livres de carbonetos, que são o tema deste trabalho, utilizam uma abordagem parecida, porém são produzidos via austêmpera na faixa de temperatura de transformação bainítica (CABALLERO *et al.*, 2013).

Os aços CFB, com um teor de carbono de 0,2 e 0,3% em peso e fabricados por laminação a quente, por exemplo, apresentam combinações significativas de resistência e ductilidade, com resistência à tração que varia de 1300 a 1800 MPa e alongamento total de mais de 14%. Essas propriedades excelentes se devem à sua microestrutura singular, tida como ideal em diferentes pontos de vista, a qual, ao invés da estrutura clássica com ripas de ferrita bainítica com carboneto entre essas camadas, consiste em ripas de ferrita bainítica entrelaçadas com filmes finos de austenita retida (CABALLERO *et al.*, 2013).

Diante do exposto, e visto que para o aço bainítico em estudo, a evolução de sua microestrutura e uma mudança nas propriedades mecânicas, após tratamento térmico, ainda não foram abordadas detalhadamente, o objetivo deste estudo foi correlacionar as propriedades mecânicas observadas com a microestrutura do aço CFB após distintos tempos de austêmpera.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é analisar os efeitos de diferentes tempos de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço bainítico livre de carbonetos (CFB).

2.2 Objetivos Específicos

- Verificar as diferentes microestruturas obtidas a partir dos diferentes tempos de austêmpera com foco especial para a austenita retida no aço CFB.
- Verificar o efeito do tempo de austêmpera sobre as propriedades mecânicas, como a dureza Vickers, além da resistência mecânica e da ductilidade por meio de ensaio de tração do aço CFB.
- Investigar o efeito do tratamento em temperatura de transformação bainítica na estabilização da austenita em temperatura ambiente.
- Avaliar o efeito da fração da austenita retida no coeficiente de encruamento do material.
- Identificar, dentre os parâmetros do tratamento térmico utilizados, os mais promissores em termos de combinação de propriedades mecânicas para o aço CFB.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

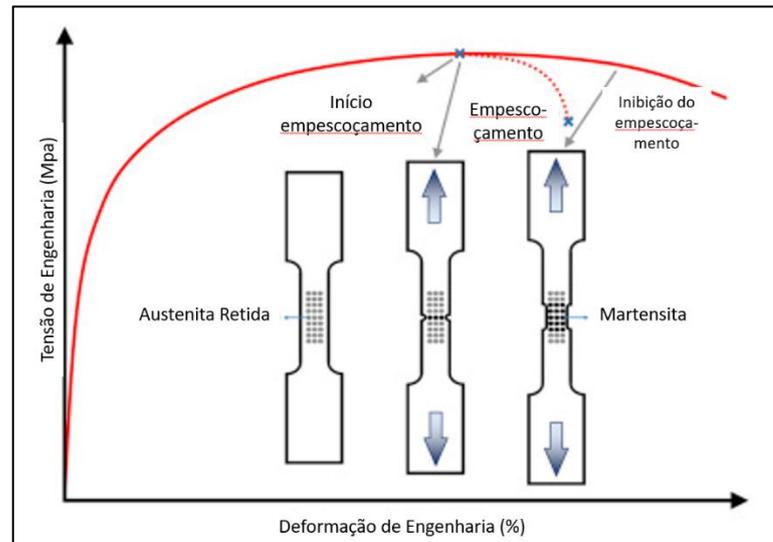
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)

A indústria automobilística propôs avanços consideráveis na evolução metalúrgica dos aços de acordo com as exigências da crescente indústria. Nesse caso, pode-se fazer um comparativo dos primeiros automóveis, os quais possuíam feitiço quadrado, em razão basicamente da inadequada estampabilidade das chapas de aço ferrítico-perlítico da época, eram pesados e tinham baixa autonomia. A pressão da indústria pela redução de preço e melhoria do design dos automóveis forçou as usinas a evoluir tecnologicamente para produzir aço barato, com alta estampabilidade, que cumprisse os requisitos mecânicos desejáveis e, posteriormente, proporcionassem uma redução de consumo. Em reação ao exposto foram surgindo uma gama de novos aços que, a partir da década de 1990, foram englobados em uma só família designada como Aços Avançados de Alta Resistência (SCHRÖDER, 2004).

A diferença mais notável dessa nova classe de aços se comparado aos aços HSS (*High Speed Steels*) está na microestrutura. Enquanto os HSS possuem microestrutura ferrítica os aços avançados têm uma microestrutura multifásica com ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida. Além desses pode-se identificar carbonetos e nitretos precipitados (ECHEVERRI, 2016). Entre os AHSS, destacam-se os aços *Dual Phase* (DP), os *Martensitics* (MART), os *Complex Phase* (CP), os *Twinning Induced Plasticity* (TWIP) e os aços que apresentam o efeito TRIP.

O efeito TRIP teve sua primeira publicação em 1937 e posteriormente foi descrito como a transformação da martensita induzida por deformação plástica a partir da austenita metaestável (STEELS *et al.*, 2010). A razão dessa transformação ser considerável no universo da engenharia é que primeiramente ela provoca um efeito de endurecimento estático, causado pelo surgimento de uma fase dura, a martensita e, simultaneamente, provoca um amaciamento dinâmico graças à própria transformação e ao fato de que ela mesma provoca uma deformação suplementar. A Figura 2 mostra esquematicamente este efeito durante um ensaio de tração.

Figura 2 - Representação esquemática do efeito TRIP.



Fonte: SOLEIMANI, et al 2020 (Adptado).

O efeito TRIP também é de suma importância na indústria automobilística, uma vez que se tem considerado o critério de segurança como um fator decisivo, e os aços que apresentam essa especificidade são especialmente adequados para a absorção de energia durante a aplicação de cargas dinâmicas, como o que ocorre num impacto provocado por colisão (ANNIBAL *et al.*, 2005), Figura 3.

Figura 3 - Veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto.



Fonte: Insurance Institute for Highway Safety (2002).

Nessa situação é necessário que nem toda a austenita seja transformada, deixando uma quantidade expressiva para a transformação durante o impacto e absorção da energia no evento de uma colisão (ANNIBAL *et al.*, 2005).

A grande diferença entre os aços da 1ª geração que possuem esse efeito com os aços da 3ª geração está principalmente na composição química e na aplicação de tratamentos térmicos subsequentes. Inicialmente os aços TRIP eram obtidos com teores elevados de elementos de ligas, principalmente manganês e níquel, os quais auxiliavam na redução da temperatura de início da transformação martensítica e conseqüentemente na estabilização da austenita em baixas temperaturas. Porém o elevado custo desses elementos voltou a atenção dos pesquisadores para obtenção desta fase em baixas temperaturas, através do desenvolvimento de novos métodos de processamento, em que não seriam necessárias grandes quantidades de elementos ligantes (EDMONDS, 2011; SPEER, 2003).

Nesse novo contexto, a austenita retida e estável em baixas temperaturas é produto de tratamento térmico em temperatura de austenitização completa com posterior tratamento isotérmico na faixa de temperatura de estrutura bainítica. Por esse processamento é viável que ocorra enriquecimento de carbono da austenita com a partição deste elemento, fazendo com que seja possível obter concentrações superiores à concentração de carbono inicial da liga (DIEGO-CALDERÓN, 2017; EDMONDS, 2006). Dessa forma, os aços TRIP baixa liga, CFB e Q&P, se apresentaram como uma alternativa interessante, principalmente por terem propriedades intermediárias entre os aços de 1ª e 2ª geração e apresentarem vantagens econômicas pelo menor uso de elementos de liga.

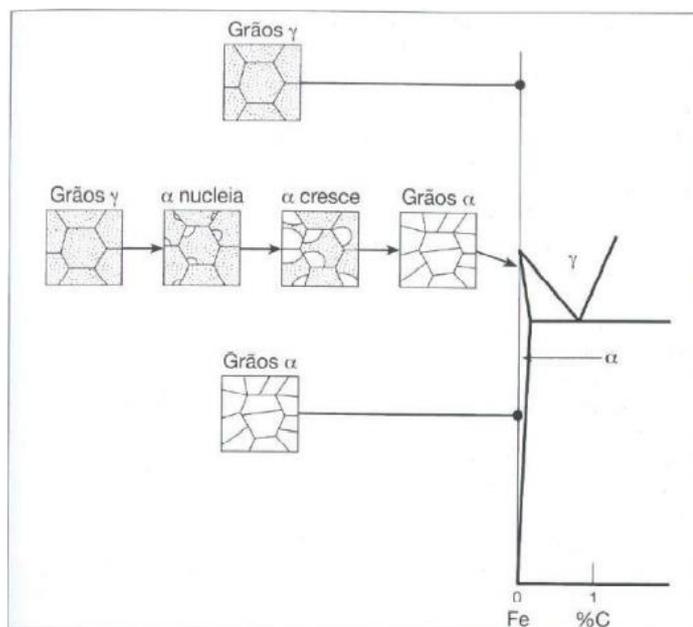
3.2 Microestrutura Multiconstituída

3.2.1 Ferrita

A ferrita em sua forma alotrópica alfa (α) é uma microestrutura estável do ferro a temperatura ambiente, sendo constituída basicamente de ferro e possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). O ferro em sua forma alotrópica apresenta boa conformabilidade, pois possui 48 planos de escorregamento fazendo com que haja expressiva movimentação de discordâncias e mudanças de estrutura (KRAUS, 1995). Para a ferrita, é importante observar que sua identificação em microscópio óptico geralmente apresenta coloração clara, mas depende do ataque químico utilizado (VANDER VORT, 2005).

Essa fase é obtida por meio de resfriamento lento, a partir do campo austenítico, Figura 4, ou através de rotas e composições químicas alternativas.

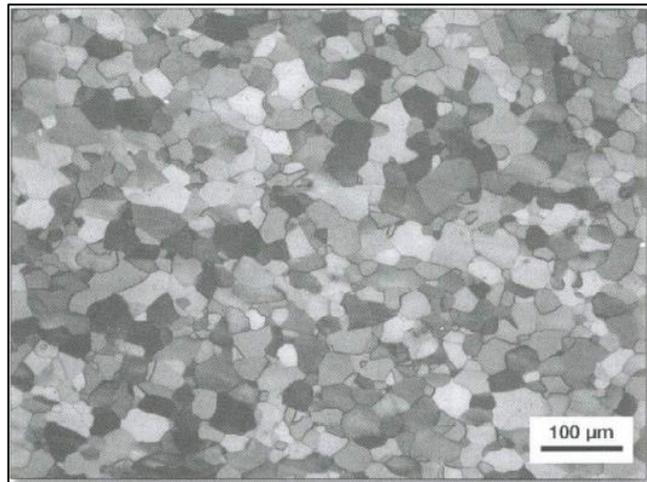
Figura 4 - Transformação de fase em aços com baixo teor de carbono.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Porém, de acordo com às condições de resfriamento pode apresentar diferentes morfologias, das quais as principais são: Ferrita equiaxial e a ferrita de Widmånstatten (KRAUS, 1995). A ferrita equiaxial, Figura 5, é a fase que realmente obedece às transformações do diagrama de equilíbrio, possuindo, possuindo mecanismo de deformação totalmente difusional e morfologia mais arredondada. Já a ferrita de Widmånstatten é consequência dos mecanismos difusional e displacivo, uma vez que não há condições cinéticas e termodinâmicas para ter difusão na totalidade. Essa microestrutura aparece em temperaturas próximas da transição ferrítica/perlítica para a bainítica. Devido sua região de formação e morfologia, na forma de “agulhas” (Figura 6), não é muito simples de ser caracterizada (SANTOFIMIA *et al.*, 2011).

Figura 5 - Aço IF recozido mostrando exibindo grãos de ferrita equiaxiais.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Figura 6 - Placas de ferrita de Widmånstatten em limite de grão austenítico.



Fonte: CAMBRIDGE, University (2002).

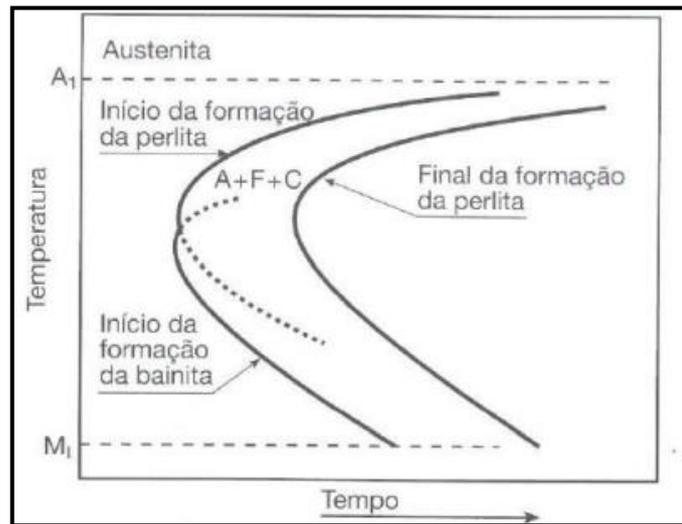
3.2.2 Bainita

Na década de 1920, pela primeira vez, foi possível observar uma estrutura diferente da perlita e da martensita, formada na faixa de temperatura de formação intermediária entre essas duas fases. A essa nova microestrutura, frequentemente formada de ferrita e carboneto, se deu o nome de bainita em homenagem ao pesquisador Edgard Bain (COLPAERT, 2008).

A forma mais indicada de se classificar essa estrutura, de acordo com Bhadeshia (2001), seria de um agregado não lamelar de ferrita e carbonetos. A bainita pode ser conseguida pela transformação da fase metaestável do aço em temperaturas abaixo da formação da perlita (as

curvas de nucleação e crescimento da formação da perlita e da bainita praticamente se superpõem) até temperaturas acima da formação martensítica, Figura 7.

Figura 7 - Curva TTT esquemática de um aço eutetóide mostrando as transformações de fase.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Também, é importante ressaltar que a microestrutura da bainita é bastante complexa, refinada e ainda pode revelar diferentes morfologias. Estas são classificadas em bainita superior e inferior, se diferenciam de acordo com a faixa de temperatura em que são formadas, e possuem distinções importantes de acordo com suas propriedades mecânicas (COLPAERT, 2008). Diante disso, algumas técnicas, como a microscopia eletrônica de transmissão (MET), são imprescindíveis para melhor caracterização microestrutural.

A bainita tem ganhado ainda mais relevância em cenários atuais, pois várias investigações científicas tem proposto uma relação entre o ótimo desempenho dos aços avançados e o predomínio de determinada estrutura bainítica. Se comparado com as demais fases presente nos aços multifásicos (ferrita, austenita retida ou martensita), relatou-se alcançar melhor relação entre resistência, tenacidade e conformabilidade através da predominância da estrutura bainítica (ZHU *et al.*, 2011).

3.2.2.1 Transformação bainítica

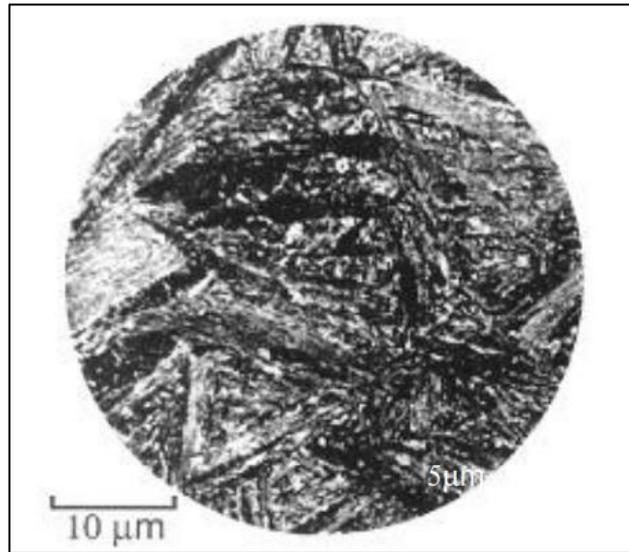
De acordo com Hehemann *et al.* (1972), há duas frentes para tentar explicar o mecanismo de transformação bainítica, o que ainda não é concretamente definido pela ciência. A primeira trata-se da transformação através de mecanismo displacivo, em que as ripas não cresceriam continuamente e formariam pequenas subunidades sem partição de carbono para a austenita (mecanismo martensítico). Já a segunda teoria, descreve a formação da bainita através de um mecanismo totalmente difusional, o qual seria pautado na diferença de mobilidade das interfaces semi-coerentes (ripas) e das arestas formadas por interfaces incoerentes.

Mais recentemente, Bhadeshia (1992) citou a formação da bainita através dos dois mecanismos de forma conjunta. Para ele, a existência de um relevo de forma mostra que, em algum instante do processo, interfaces avançam por cisalhamento sem mudança de composição, em velocidades muito acima das permitidas por processos difusionais e em temperaturas acima de M_s , para depois esperar a relaxação da supersaturação por difusão, antes de novo salto da interface.

3.2.2.2 Bainita superior

De acordo com Aglan *et al.* (2004) a bainita superior pode ser classificada como: ferrita acicular associada com partículas ou filmes de cementita e/ou austenita entre as ripas. Essa ferrita acicular, em forma de “agulhas”, se encontra separada por partículas alongadas de cementita, Figura 8. Nesse caso, a presença desses carbonetos precipitados, de modo grosseiro, faz com que a bainita superior possua uma baixa ductilidade, se comparada à inferior (CABALLERO *et al.*, 2013).

Figura 8 - Microestrutura da bainita superior.



Fonte: BHADESHIA, 2001.

Este constituinte é formado em uma faixa de temperatura mais alta, aproximadamente entre 300 e 540°C, se comparada à outra morfologia. Nessa faixa de temperaturas o mecanismo difusional funciona de forma mais intensa, fazendo com que os átomos de carbono, com maior energia vibracional, percorram maiores distâncias e os precipitados se formem fora dos grãos de ferrita (CABALLERO *et al.*, 2013).

3.2.2.3 Bainita inferior

A bainita inferior possui similaridades microestruturais e cristalográficas com a bainita superior, excluindo o fato dessa estrutura conter carboneto precipitado no interior das ripas de ferrita. Essa diferença justifica o fato da bainita inferior possuir maior resistência mecânica que a outra morfologia bainítica, uma vez que as ripas de ferrita, a qual, em seu estado puro, poderiam se movimentar, contam com um precipitado no meio que dificulta seu movimento.

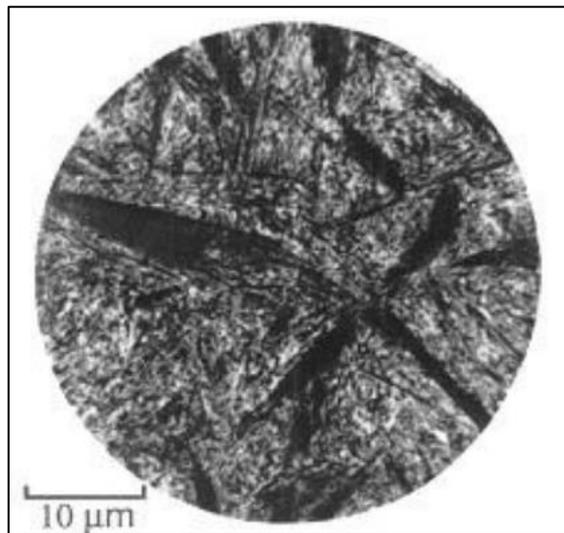
Usualmente, os carbonetos presentes na ferrita são de cementita, porém dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros tipos de carbonetos de transição podem ser formados primeiro (FOCOSI *et al.*, 2008).

Além de maior resistência, a estrutura bainítica inferior possui maior tenacidade que a superior. Isso ocorre, pois os carbonetos presentes nessa estrutura são extremamente finos e os precipitados no interior na ferrita muitas vezes contém austenita residual. Ademais, os

carbonetos da bainita superior também tendem a ser pontos de nucleação de microcavidades e trincas de clivagem (EDMONDS, 1984).

Por fim, cabe expressar que a bainita inferior é geralmente obtida em temperaturas inferiores, entre 200 e 300°C, e o produto da transformação irá apresentar uma aparência acicular, Figura 9, similar àquela da martensita revenida (CALLISTER, 2012).

Figura 9 - Microestrutura da bainita inferior.

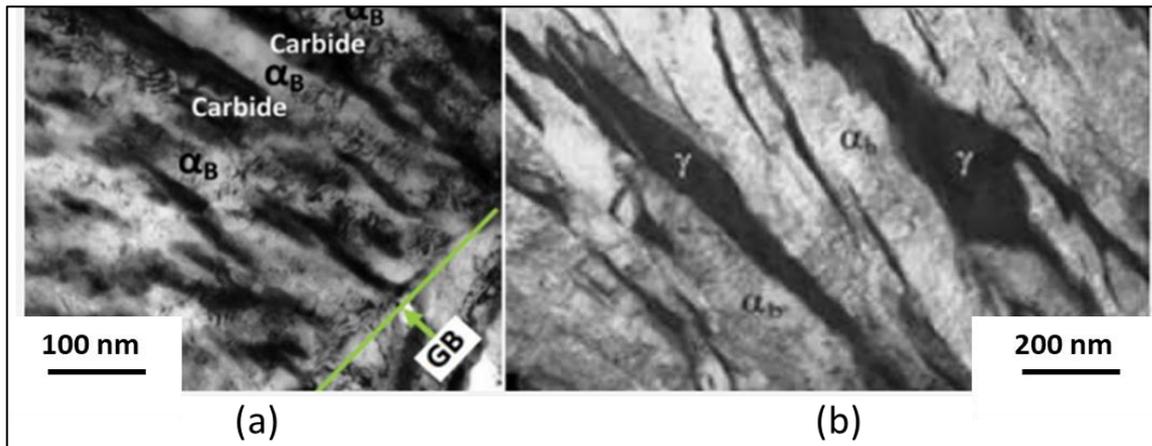


Fonte: BHADESHIA, 2001.

3.2.2.4 Bainita livre de carbonetos

A estrutura da bainita livre de carbonetos é conseguida a partir de modelos baseados somente na teoria de transformação de fases e é responsável pelo desenvolvimento de novos aços avançados de terceira geração, como é o caso do aço bainítico livre de carbonetos. Entendeu-se que uma composição química adequada e a utilização de tratamentos térmicos específico pode-se eliminar a produção do carboneto de ferro entre as ripas de ferrita da bainita. Em vez disso, é formada uma estrutura composta por finas placas de ferrita acicular separadas por regiões de finos filmes de austenita que permanecem retidas na estrutura final, Figura 10 (AVISHAN *et al.*, 2013).

Figura 10 - Diferença entre a estrutura bainítica convencional e a estrutura livre de carbonetos.



a) estrutura típica com ripas de ferrita e carbonetos entre as ripas. b) estrutura bainítica livre de carbonetos com ripas de ferrita bainítica entrelaçadas com filmes finos de austenita retida.
 Fonte: a) SONG, et al. (2013). b) CABALLERO, et al. (2013).

Essa microestrutura resultante leva a melhorias consideráveis em termos de combinação de propriedades mecânicas – resistência mecânica, tenacidade e conformabilidade, principalmente. A resistência mecânica está atrelada ao tamanho de grão ultrafino das placas de ferrita bainítica e a tenacidade é melhorada pelo efeito da transformação induzida pela deformação (efeito TRIP) causada pela austenita metaestável (CABALLERO *et al.*, 2009a).

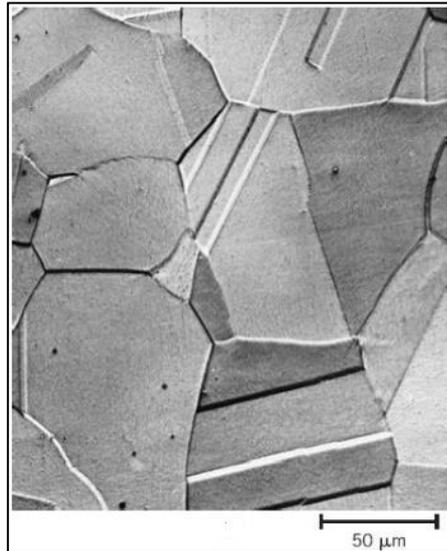
A fim de conseguir a ausência de cementita grosseira ou a precipitação de carbonetos, percebeu-se a necessidade da presença adequada de silício, cerca de 2% em peso na composição química do aço. Este elemento tem o tem como função suprimir a precipitação da cementita frágil durante a formação da bainita (CABALLERO *et al.*, 2009b; CHANG, 2005; YOOZBASHI *et al.*, 2011).

3.2.3 Austenita

A austenita, ou fase γ , possui estrutura cúbica de faces centradas (CFC) a qual conta com espaços interatômicos maiores que a estrutura CCC da ferrita e, portanto, tem maior capacidade de dissolver o carbono apresentando solubilidade máxima em 1147°C, na concentração de 2,14% de carbono. A fase γ é formada a partir do aquecimento da ferrita em aços Fe-C. Essa estrutura só é observada diretamente em microscópios que podem operar em temperaturas elevadas, uma vez que a austenita não é estável em temperaturas inferiores a aproximadamente 727°C. Além disso, apresenta boa resistência mecânica e tenacidade

(CALLISTER, 2012; CHIAVERINI, 2005). A Figura 11 apresenta uma fotomicrografia típica para esta fase.

Figura 11 - Fotomicrografia da austenita (325x).



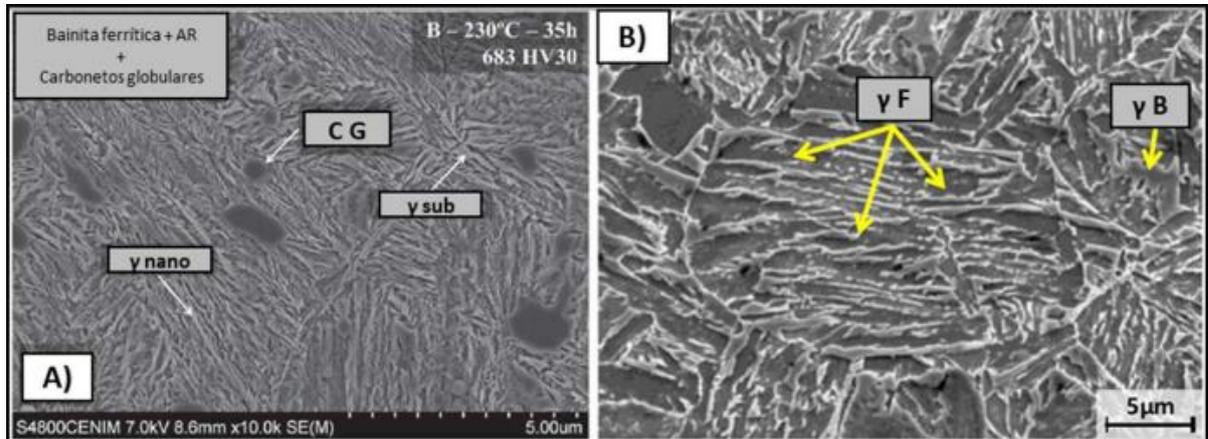
Fonte: United States Steel Corporation (1971).

3.2.3.1 Austenita retida

A austenita retida, fase γ que não se decompôs ou se transformou em outra fase durante resfriamento, é uma das mais importantes fases para os modernos aços multifásicos, pois é esta que será responsável pelo efeito TRIP e por garantir melhores resultados de alongamento e conformabilidade (GARCIA-MATEO *et al.*, 2014). Essa fase permanece retida em temperatura ambiente, principalmente devido à composição química do aço, tamanho, morfologia e distribuição da AR na microestrutura multifásica do material, como também pela microestrutura que a circunda. Porém, ressalta-se que essa é uma fase metaestável, ou seja, seu aparecimento não significa estabilidade em baixas temperaturas (KAMBLEV *et al.*, 2017; HERRING, 2005).

A morfologia da austenita se dá na forma de filmes finos, preferencialmente, ou blocos, Figura 12, que irá depender das variáveis comentadas anteriormente. Elementos de liga como silício e alumínio, por exemplo, que são adicionados para acelerar a reação bainítica, também provocam um enriquecimento de carbono na austenita ao inibir a formação de carbonetos (AVISHAN *et al.*, 2013; KUTSOV *et al.*, 1999; BERRAHMOUNE *et al.*, 2004; SILVA, 2006).

Figura 12 - Morfologias da austenita retida.



a) amostra de aço contendo AR em filmes, ferrita bainítica e carbonetos granulares (GC). b) Nota-se a austenita em filmes (γF) e em blocos (γB). Fonte: a) SOURMAIL, et al. (2018). b) ZHAO et al. (2018).

3.2.3.1 Austenita retida nos aços CFB

Para este estudo é importante destacar as duas principais morfologias da austenita retida na bainita presente nos aços CFB. Uma delas é a austenita na forma de filmes, a qual é muito fina e fica aprisionada entre as lâminas de ferrita bainítica. Nesse caso, foi constatado que a AR (austenita retida) é muito estável para que ocorra o efeito TRIP devido à vários fatores como: alta tensão da transformação da bainita, supersaturação de carbono e os menores sítios de nucleação para a transformação da martensita (GOLA *et al.*, 2017).

Também pode-se obter a AR na forma de blocos que, ao contrário da AR em filmes, é fundamental para alcançar as propriedades mecânicas requeridas para o aço CFB, uma vez que permite a transformação da austenita metaestável em martensita. Isso ocorre, pela instabilidade da austenita devido ao seu maior tamanho de grão e menor percentual de carbono (GOLA *et al.*, 2017).

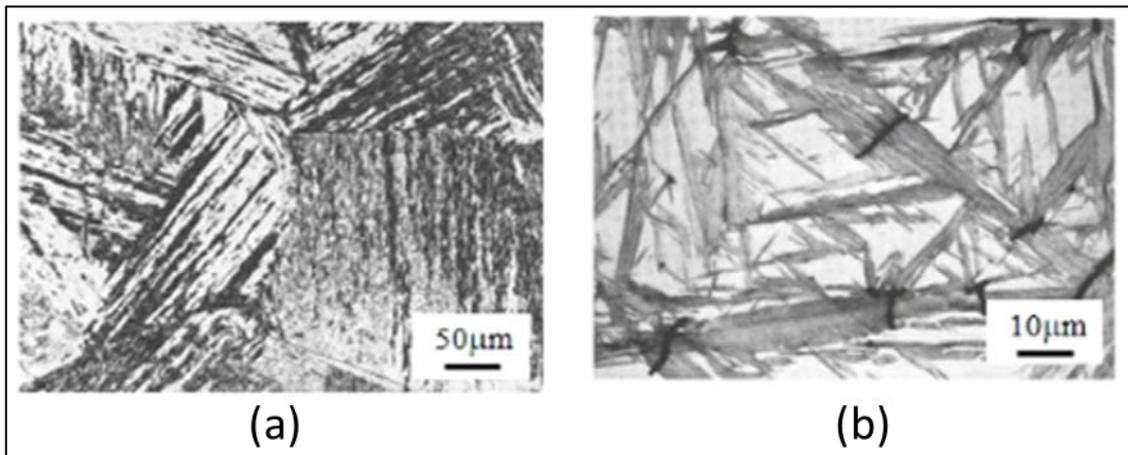
3.2.4 Martensita

A formação da martensita, solução sólida com carbono supersaturado no ferro com estrutura tetragonal de corpo centrado, ocorre com o resfriamento brusco da austenita até temperaturas relativamente baixas. Essa fase é metaestável e tem seu mecanismo de transformação exclusivamente por deformação da rede cristalina, ou seja, não ocorre difusão diante da taxa de resfriamento rápida (CALLISTER, 2002).

Essa transformação da austenita em martensita não depende do tempo e é observada, primeiramente, após o resfriamento em temperaturas imediatamente abaixo de M_s (temperatura de início da martensita). Ao passo que se houver a diminuição da temperatura a fração volumétrica da fase irá aumentar até que se alcance o patamar de M_f (temperatura final de martensita). Nessa temperatura tem-se que cerca de 95% da austenita passou pela transformação (ANAZAWA, 2007). Essa fase também pode ser obtida por deformação plástica em temperatura ambiente, se consideramos os aços TRIP, por exemplo, em que há uma fase metaestável (austenita retida), já pontuada anteriormente.

Há duas morfologias predominantes para a martensita: ripas e placas ou também denominada de blocos, Figura 13. Em ligas com baixo teor de carbono, a martensita se forma no modelo de ripas (martensita fina), que consistem em uma subestrutura com alta densidade de discordâncias arranjadas em células. Já no caso de aços com alto teor de carbono há predominância da martensita na forma de placas (martensita grossa), as quais consistem em emparelhamentos finos com um espaçamento de cerca de 50 Å. Sua estrutura cristalina pode ser ou TCC ou CCC (NOGUEIRA, 2013). Porém, nem sempre a identificação da martensita é trivial, pois esta estrutura pode ser facilmente confundida com a bainita, sendo assim necessários métodos mais específicos, como microscopia eletrônica e dilatométrica, para sua correta análise. Além disso, aços com teor médio de carbono podem apresentar uma mistura entre a martensita na forma de placas e lâminas, fazendo com que apareça uma estrutura mais complicada.

Figura 13 - Diferentes morfologias da martensita.



Em (a) martensita fina e (b) martensita grossa
 Fonte: COLPAERT, 2008.

Em suma, a martensita e a austenita retida são de primordial importância para os aços avançados de alta resistência. Isso, pois elas conferem dureza e resistência, por parte da martensita, e altos valores de alongamento, por parte da AR.

3.3 Aço Bainítico Livre de Carbonetos (CFB – Carbide Free Bainitic)

Como abordado, recentemente tem crescido o interesse no desenvolvimento e pesquisa dos aços avançados de alta resistência da terceira geração. Nesse ponto, um dos principais candidatos para melhorar o cenário atual, em relação às propriedades mecânicas dos aços de 1ª geração e o custo dos aços da 2ª geração, é o aço CFB. Esses aços possuem uma fase de alta resistência (grãos ultrafinos de ferrita, bainita ou martensita) e ainda contam com um alto teor relativo de austenita retida (fase dúctil) que irá melhorar o endurecimento, após transformação, dessa matriz complexa pelo efeito TRIP.

Os aços CFB podem ser utilizados em diversas aplicações que necessitam de um material com alta resistência mecânica e tenacidade, como componentes de motores de aviação, automóveis que requerem alta performance e equipamentos da indústria de petróleo e gás, devido, também, à sua boa resistência à corrosão e fadiga.

Apesar de possuírem uma alta gama de possíveis aplicações, sua produção ainda é um quesito desafiador devido ao controle preciso de temperatura e tempo de tratamento, além de composição química específica. Embora, diversos estudos a respeito do aço em questão, já

terem sido feitos ainda há lacunas no conhecimento sobre seus mecanismos de formação de microestrutura e suas propriedades mecânicas. Portanto, o estudo e a pesquisa contínuos nessa área podem levar a avanços significativos na produção e aplicação de aços CFB em diversas áreas da indústria. Esses e outros fatores serão pontualmente abordados nos próximos tópicos.

3.3.1 Propriedades mecânicas do aço CFB

De acordo com Caballero *et al.* (2013) utilizando modelos cinéticos e termodinâmicos, aços bainíticos livre de carbonetos fabricados utilizando processo de estampagem a quente convencional e, contendo entre 0,2 e 0,3% de carbono, conseguiram atingir níveis de resistência mecânica de até 1800MPa e alongamento uniforme acima de 14%.

Ainda de acordo com o autor, espera-se que os aços CFB possam suprir algumas necessidades conformacionais dos aços de primeira geração, como os aços TRIP. Nesse quesito, destaca-se o alcance de excelente capacidade de flangeabilidade – característica essencial para os aços avançados na indústria automobilística – e profunda conformabilidade. O primeiro ponto é alcançado devido a microestrutura de ripas finas e uniformes do aço. Já a profunda conformabilidade está relacionada com a heterogeneidade de dureza na estrutura bainítica pela presença da martensita.

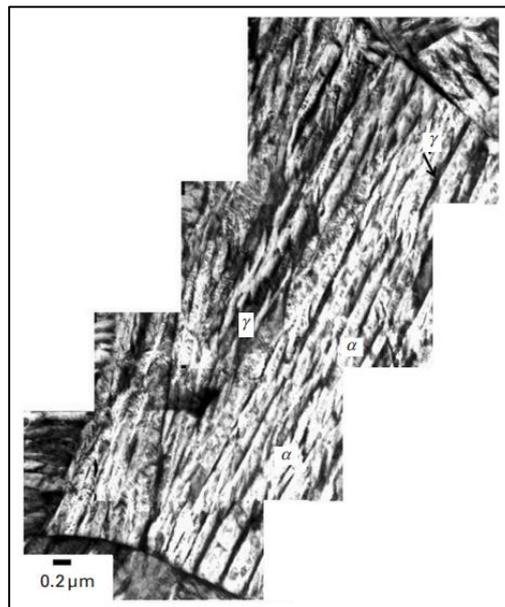
3.3.2 Microestrutura do aço CFB

Como já mencionado a estrutura do aço bainítico livre de carbonetos, é considerada, por muitos, como uma microestrutura ideal devido aos desenvolvimentos inovadores em aplicações e design dos aços. Esta microestrutura, presente nos aços de baixo carbono e alta resistência, pode ser composta por uma mistura de ferrita bainítica, austenita retida e ainda pode conter martensita. Nesse ponto, é importante destacar as diferentes classificações que estão contidas na bibliografia. De acordo com Ohmori *et al.* (1971), estes aços, compostos por ferrita bainítica e M/A (Microconstituente Martensita-Austenita), são chamados de bainíticos livre de carbonetos. Para Zajac *et al.* (2005) a bainita superior contendo M/A ao invés do carboneto de ferro dá-se o nome de bainita superior degenerada. Já o aço contendo bainita inferior há duas classificações, sendo elas: bainita inferior em ripas e bainita inferior em lâminas, sendo estas

típicas para aços com baixo teor de carbono e aços com teores maiores de carbono, respectivamente.

Na Figura 14 é mostrada uma morfologia clássica para os aços bainíticos em questão, nos quais, ao invés da clássica estrutura contendo cementita entre as lâminas de ferrita bainítica, pode-se observar finos filmes de austenita retida entrelaçando as ripas de ferrita bainítica.

Figura 14 - Microestrutura convencional para aços bainíticos livres de carboneto em que γ representa a austenita metaestável e α a ferrita bainítica.



Fonte: CABALLERO, 2012.

Essa matriz bainítica, presente nos aços CFB, irá influenciar nas propriedades mecânicas do material através do tamanho de grão e por sua capacidade de restringir a transformação da austenita retida, uma vez que essa fase é mais estável se cercada por uma matriz dura (HOFER *et al.*, 2016).

A não formação dos precipitados de cementita, entre as placas de ferrita, ocorre com o aumento do teor de silício na liga de aço. Teores acima de 1,5% de silício já são suficientes para barrar o aparecimento do carboneto entre as placas. Evitando a precipitação da cementita, o Si deixa carbono disponível para a estabilização da austenita. Porém, deve-se abordar que, se a estabilidade da austenita for muito alta, esta poderá não se transformar em martensita, mesmo sob grandes carregamentos, diminuindo, assim, o potencial efeito TRIP (CABALLERO *et al.*, 2005). Também é importante destacar que a adição de elemento de liga irá suprimir o

crescimento apenas da cementita originada da austenita, no resfriamento, e não irá barrar o aparecimento de precipitado presente na ferrita (GOLA *et al.*, 2017).

Além do fator composição química, a inibição da formação de cementita pode ser obtida nos aços de baixo carbono a partir de processos de laminação seguidos por tratamentos térmicos, em mais de um estágio, que serão abordados posteriormente (OHTANI *et al.*, 1990). O carbono que é rejeitado pela ferrita bainítica melhora a austenita metaestável, estabilizando-a, total ou parcialmente, até a temperatura ambiente. (CABALLERO *et al.*, 2012).

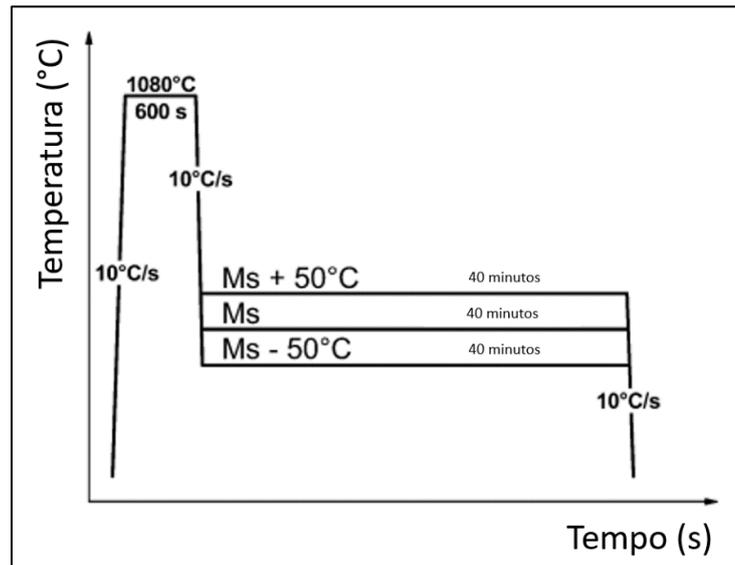
3.4 Tratamentos Térmicos

A evolução microestrutural dos aços CFB, bem como o impacto em suas propriedades mecânicas, tem como fundamento a aplicação de rotas de tratamentos térmicos específicas. Nesse caso, essas rotas são essenciais para a obtenção de sua estrutura singular e isenta de carbonetos precipitados. Além disso, irão estabelecer diferentes frações para as fases, microestruturas e o teor de carbono na austenita retida. Por isso é inegável entender melhor a relação entre os fatores: tratamento térmico empregado, microestrutura e propriedades mecânicas.

Essa microestrutura multiconstituída, pode ser obtida por tratamento isotérmico na faixa de 200 a 400°C, podendo ser diferente em alguns casos, mas acima da temperatura de início transformação martensítica, ou pelo resfriamento contínuo até a temperatura ambiente após a etapa de austêmpera. O método utilizado, assim como a temperatura, irá influenciar o tempo e o fim das transformações, porém o mecanismo será o mesmo (CABALLERO *et al.*, 2012).

Na Figura 15 é mostrada uma rota utilizada por HELL *et al.* (2011) a fim de obter-se grandes grãos de austenita e ripas extensas de bainita. Para isso o autor propôs o tratamento térmico de têmpera em 1080 °C e 600 segundos e posterior austêmpera utilizando três padrões, variando 50 °C entre a temperatura Ms.

Figura 15 - Rota de calor empregada no aço CFB após tratamento termomecânico.

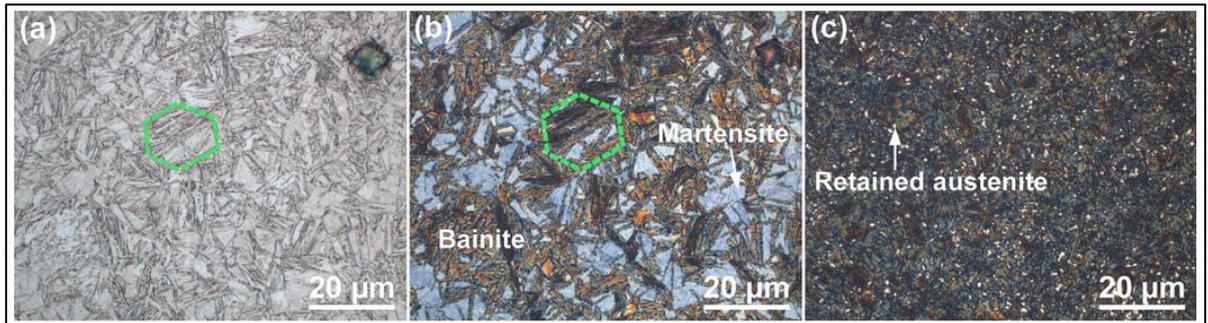


Fonte: HELL et al. 2011 (Adaptado).

3.4.1 Influência do tempo de austêmpera na microestrutura

HOFER, et al. (2016) exibem em seu estudo a variação microestrutural, de amostras de aço Fe-0,2C-1,5Si-2,5Mn (em m%), de acordo com os distintos tempos de austêmpera empregados. Nesse caso, as amostras de aço foram submetidas à austenitização completa em 900 °C, por 60 segundos, resfriadas em atmosfera rica em He e taxa de 100°C s⁻¹. Posteriormente as amostras foram mantidas em patamar isotérmico, para permitir transformação da austenita em bainita livre de carbonetos, entre 350 °C e 400 °C em tempos variando de 100 a 1000 segundos. Por último, aplicou-se têmpera até temperatura ambiente com os mesmos parâmetros da primeira etapa. Além da nítida diferença no tamanho de grão das amostras, Figura 16, pode-se observar que o tempo de 100 s não foi suficiente para a estabilização da austenita retida, mostrando quantidades consideráveis de martensita. Já para as amostras com tempo de encharque em 1000 s em temperatura de transformação bainítica, foi observado uma microestrutura totalmente bainítica composta por ferrita bainítica e pequenas ilhas de austenita retida.

Figura 16 – Diferentes microestruturas obtidas após distintos tempos de tratamento térmico.

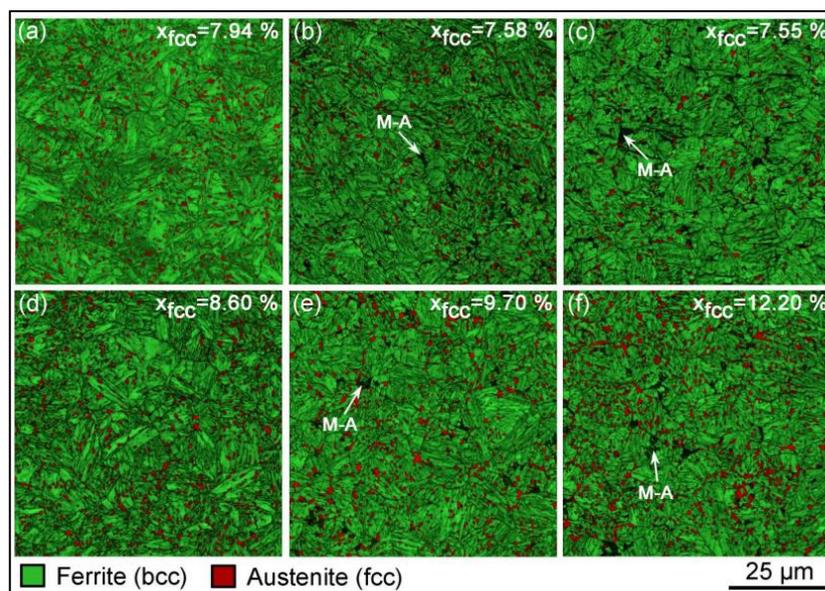


Microestrutura após tratamento isotérmico em 350°C por 100 s em (a) Nital e (b) LePera; (c) microestrutura após tratamento isotérmico em 350°C por 1000 s (LePera).

Fonte: HOFER et al. (2017).

Outro fator importante a ser considerado é a fração de austenita retida após tratamento térmico, pois essa é a fase que irá controlar a ductilidade do material uma vez que se trata de uma fase mais macia que a ferrita bainítica. Em outro estudo feito por HOFER, et al. (2016), analisou-se a influência do tempo e da temperatura de tratamento isotérmico pós-têmpera na fração de austenita retida resultante no aço. Nesse caso, maior tempo de permanência em temperatura isotérmica, 3600 s, representou maior quantidade da fase γ . Também para tempo de permanência de 3600 s, foi observado aumento da fase metaestável com o aumento da temperatura de transformação bainítica, fato que não se constatou utilizando tempo de permanência inferior, Figura 17.

Figura 17 - Imagem EBSD mostrando as amostras tratadas com distintos tempos e temperaturas.



Amostradas tratadas durante 1000 s em (a) 350°C, (b) 375°C, (c) 400°C, e durante 3600 s em (d) 350°C, (e) 375°C e (f) 400°C.

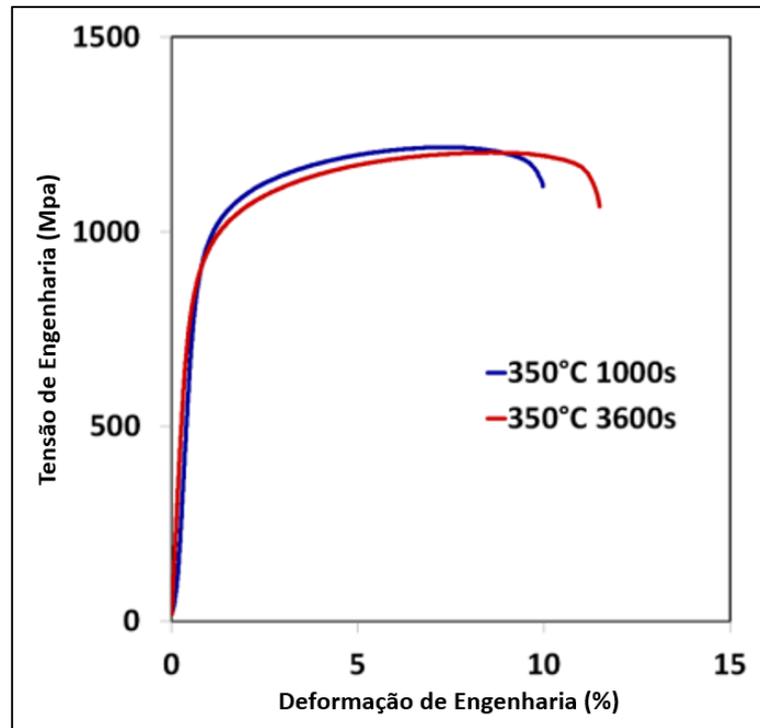
Fonte: HOFER et al. (2016).

3.4.2 Influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas

Para avaliar o efeito do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas do aço CFB, HOFER et al. (2016), plotaram duas curvas tensão x deformação do mesmo material, austemperizado na mesma temperatura (350°C), porém com tempos distintos.

Na Figura 18, pode-se observar que a linha azul, correspondente ao tempo de austêmpera de 1000s, apresentou um valor sutilmente maior de resistência à ruptura, 1218 MPa, que a curva vermelha, 1204 MPa, a qual representa a amostra cujo tempo de austêmpera foi de 3600s. Já os valores de alongamento uniforme e de ruptura tiveram resultados melhores para a amostra com maior tempo em temperatura de 350°C. Isso pode ser explicado pelas diferentes frações volumétricas das fases presentes no aço, principalmente em relação à austenita retida, como pode ser analisado na Figura 17.

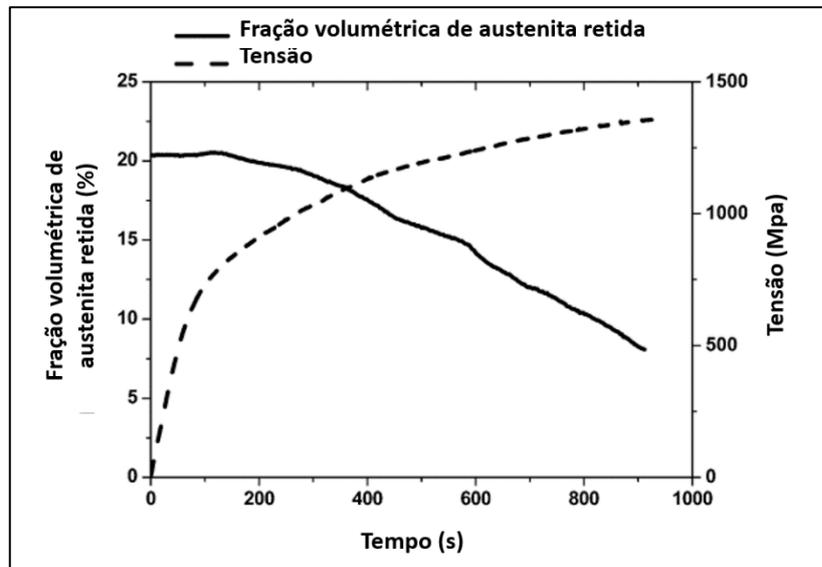
Figura 18 - Curva tensão x deformação para duas condições de austêmpera distintas.



Fonte: HOFER et al. 2016 (Adaptado).

Como visto anteriormente, a fração volumétrica de austenita retida está diretamente ligada às propriedades mecânicas resultantes para o aço CFB. Na Figura 19 é mostrada a evolução dessa fração de fase γ retida e tensão aplicada em função do tempo durante ensaio de tração (10^{-4} s^{-1}). Nesse caso, foi utilizada a rota de tratamento da Figura 15 (Ms + 50°C) para uma amostra de aço Fe-0,3C-2,5Mn-1,5Si-0,8Cr (HELL *et al.*, 2011).

Figura 19 - Influência da fração de austenita metaestável na resistência mecânica de uma amostra de aço.



Fonte: HELL et al. 2011 (Adaptado).

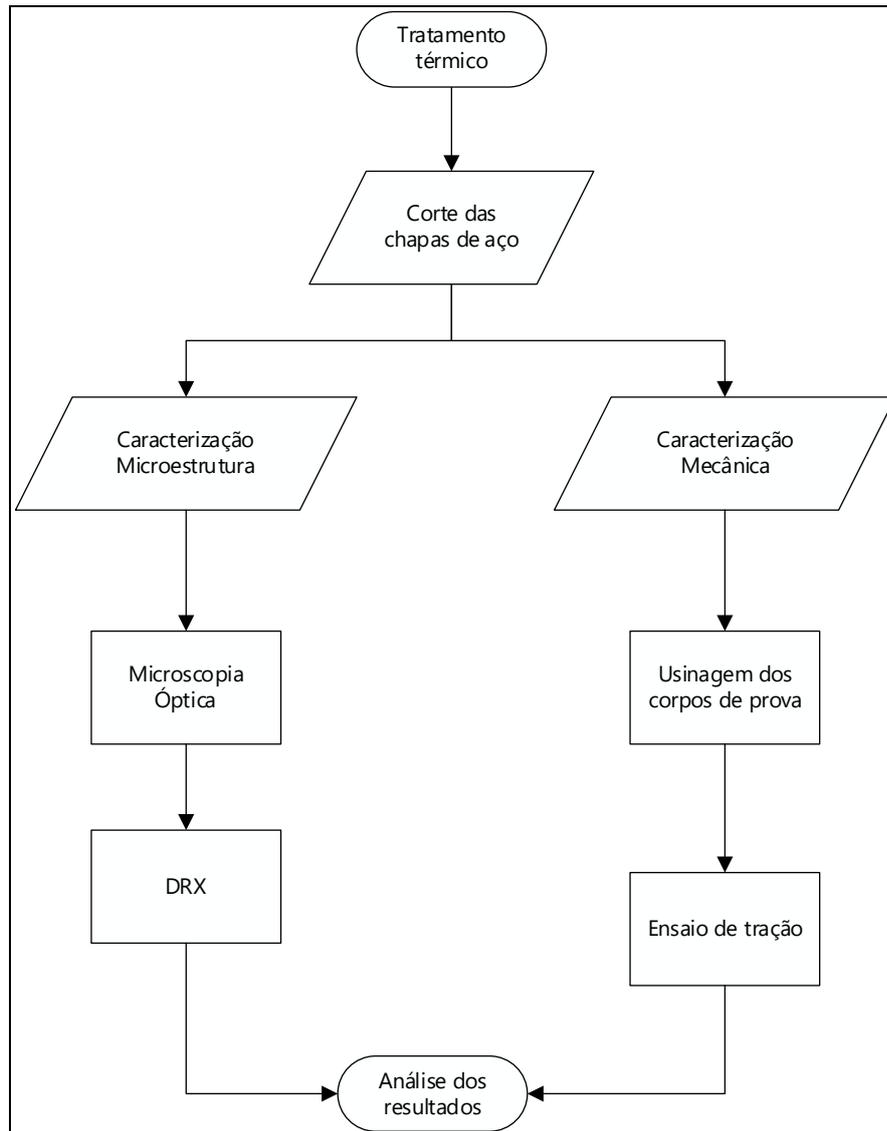
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Procedimentos Gerais

O trabalho desenvolvido teve como procedimento a análise microestrutural e caracterização mecânica do aço CFB. Para realizar o estudo microestrutural, as amostras de aço foram preparadas e analisadas por meio de microscopia óptica (MO) e difração de raios X (DRX). Já para avaliação das propriedades do material, incluindo sua resistência mecânica e ductilidade, foram empregados ensaios de microdureza Vickers e de tração. Importante salientar que todos os procedimentos foram realizados no material em seu estado inicial, apenas normalizado para efeitos de comparação, e após emprego de ciclo térmico específico.

O processamento térmico empregado em todas as amostras, definido por PINHO, em fase de elaboração, envolveu a normalização do aço a 920°C durante 25 minutos. Para três das quatro chapas do material em estudo, foi realizada austenitização completa a 920°C durante 15 minutos seguida de resfriamento brusco até a temperatura de transformação bainítica 425°C em três tempos distintos (10, 100 e 300 segundos) e, posteriormente, resfriamento brusco.

Dessa forma, pode-se considerar o seguinte fluxo, Figura 20, para a realização de cada fase do estudo: 1) tratamento térmico das amostras (chapas de aço); 2) corte das chapas de aço; 3) preparo das amostras para análise microestrutural e microdureza; 4) ensaios para caracterização da microestrutura e microdureza; 5) confecção dos corpos de prova para ensaios destrutivos; 6) ensaios de tração; 7) análise dos resultados.

Figura 20 - Fluxograma de trabalho.

Fonte: Próprio autor.

4.2 Material

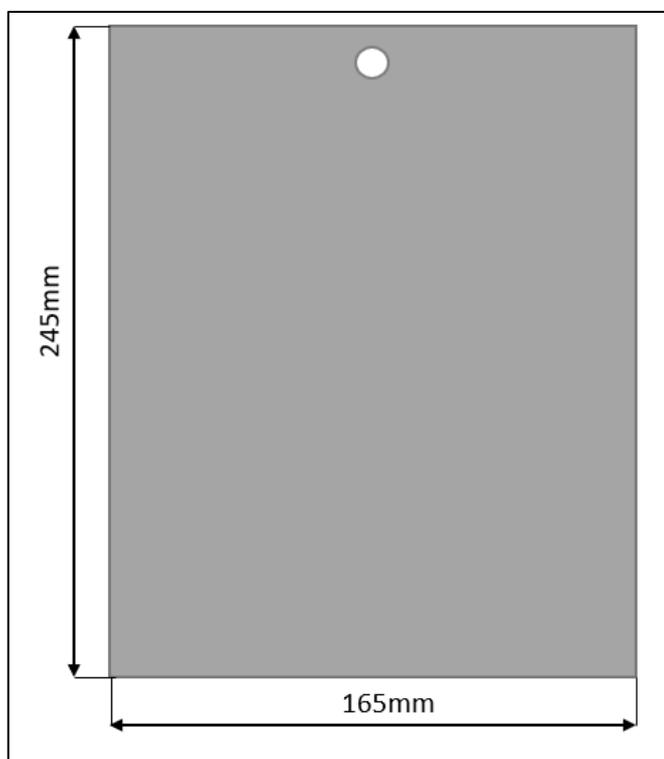
O material analisado foi recebido em forma de chapas, com espessura de 1,5 mm, todas galvanizadas, cuja composição química é descrita na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço utilizado, em seu estado inicial.

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Sn
96,79%	0,24%	1,30%	1,52%	0,024%	0,002%	0,03%	0,002%
Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	N	Pb
0,01%	0,036%	0,02%	0,002%	0,004%	0,003%	0,004%	0,07%

Fonte: PINHO, em fase de elaboração.

Uma das chapas (N) não passou pelo tratamento térmico em temperatura de transformação bainítica, foi apenas normalizada, sendo utilizada para efeitos comparativos. Já as demais foram demarcadas com as letras T01, T02 e T03 de acordo com os diferentes tempos empregados na austêmpera. As dimensões das chapas estão representadas na Figura 21 e uma imagem das peças é mostrada na Figura 22. O furo central na parte superior foi feito para facilitar o manuseio durante os tratamentos térmicos.

Figura 21 - Desenho esquemático das chapas de aço.

Fonte: Próprio autor.

Figura 22 - Chapas em condição corrosiva, após tratamento térmico e armazenamento.

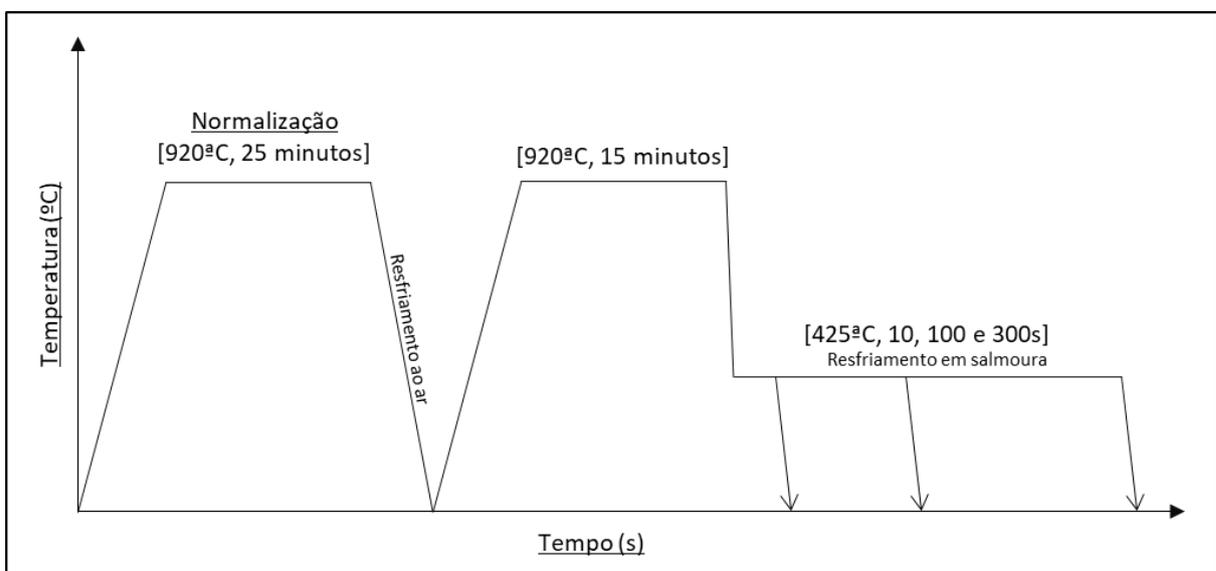


Fonte: Próprio autor.

4.3 Tratamentos Térmicos

Todas as 4 chapas foram submetidas, inicialmente, à normalização, com temperatura de 920°C, encharque de 20 minutos e resfriamento ao ar. Em seguida as chapas T01, T02 e T03 seguiram para a austenitização completa com temperatura (TA) igual a 920°C durante 15 minutos. Logo após, as amostras foram transferidas para o forno para tratamento isotérmico no campo de transformação bainítica, 425°C, porém sob tempos diferentes (Tabela 2). Por último, as três amostras foram resfriadas bruscamente em salmoura. As rotas de tratamento térmico empregadas estão representadas na Figura 23.

Figura 23 - Tratamentos térmicos com respectivas temperaturas e tempos.



Fonte: Próprio autor.

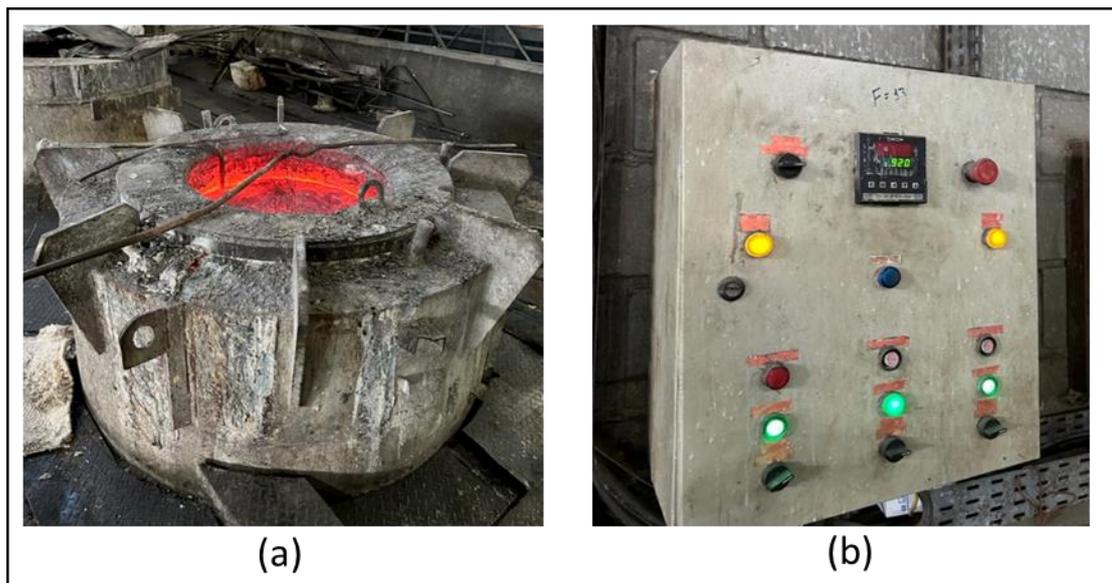
Tabela 2 - Parâmetros do ciclo térmico.

Amostra	Temperatura de austenitização	Tempo de austenitização	Temperatura de austêmpera	Tempo de austêmpera
N	-	-	-	-
T01	920°C	15 min.	425°C	10s
T02	920°C	15 min.	425°C	100s
T03	920°C	15 min.	425°C	300s

Fonte: Próprio autor.

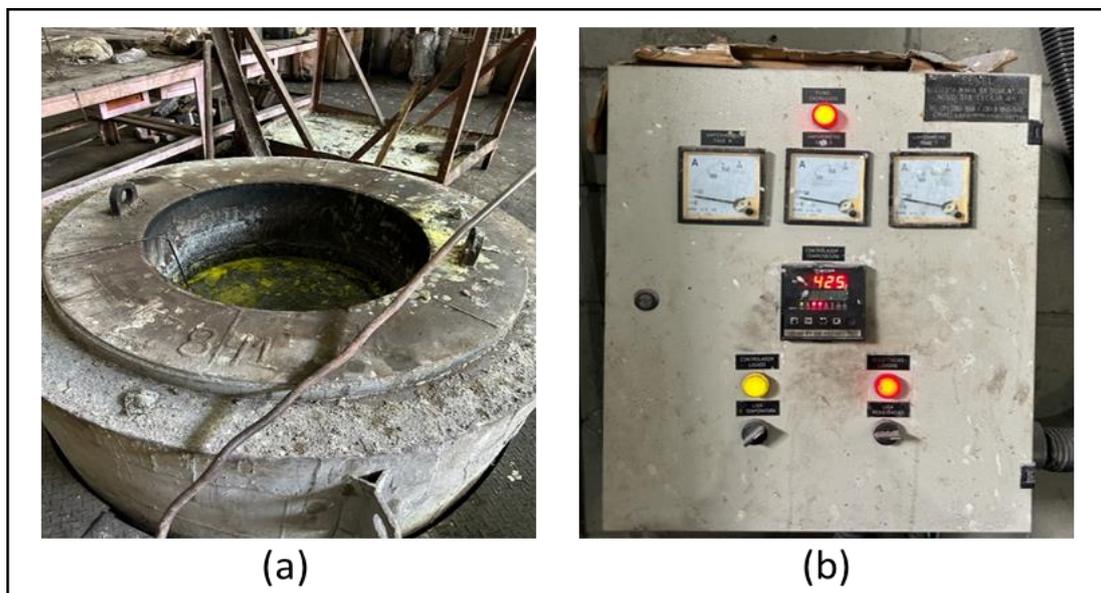
Os fornos aplicados nos tratamentos de normalização, austenitização e austêmpera são de fabricação própria da empresa Metaltemper, Figuras 24 e 25. O sal utilizado no forno de 425°C foi o TEC 140.

Figura 24 - Forno utilizado para tratamento de normalização e para austenitização e painel elétrico com a marcação da temperatura em 920°C.



Em (a) imagem do forno de fabricação da empresa Metaltemper e (b) painel elétrico com a indicação da temperatura.
Fonte: Próprio autor.

Figura 25 - Forno utilizado para tratamento de austêmpera e painel elétrico com a marcação da temperatura em 425°C.



Em (a) imagem do forno de fabricação da empresa Metaltemper e (b) painel elétrico com a indicação da temperatura.
Fonte: Próprio autor.

4.4 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do material foi realizada por meio de 2 ensaios específicos, sendo estes: microscopia óptica (MO) e difração de raios X (DRX). Todos os ensaios listados tiveram a finalidade de avaliar o efeito dos tempos de encharque na austêmpera sobre a microestrutura do aço CFB com foco na austenita retida. Neste caso, também foi necessário considerar que o ensaio de DRX foi seguido por uma avaliação quantitativa, a fim de estimar a proporção de austenita retida das amostras, a partir do cálculo da área dos picos utilizando o software Originlab® versão de estudante.

4.4.2 Microscopia óptica

As chapas foram cortadas em uma cortadora metalográfica manual, Figura 25, em dimensões de aproximadamente 10 mm por 10 mm.

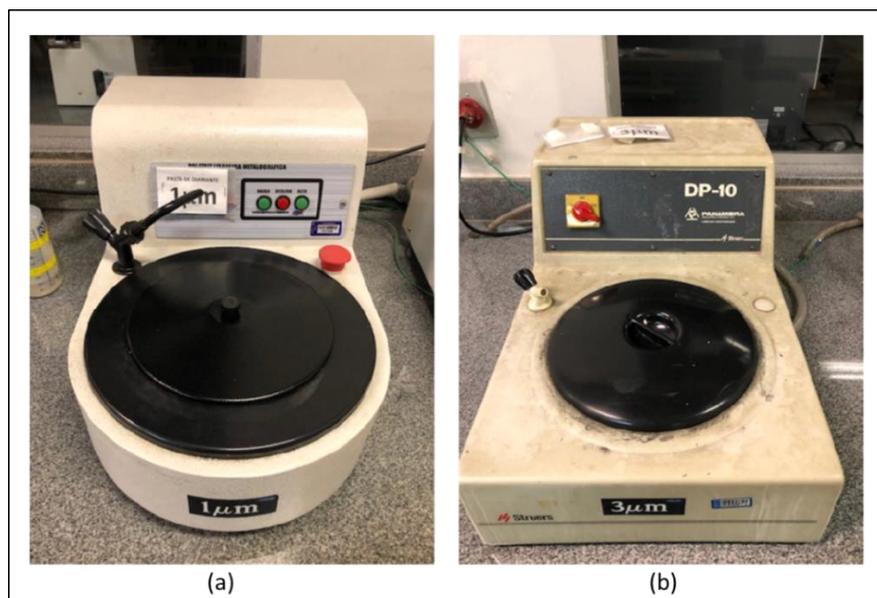
Figura 26 - Cortadora metalográfica CM 80 da marca Teglaco.



Fonte: Próprio autor.

Posteriormente, 2 amostras de cada condição, que seguiram para MO e microdureza Vickers foram embutidas a frio em acrílico autopolimerizante e levadas a um torno mecânico para faceamento da base confeccionada de acrílico. Em sequência, as amostras foram lixadas manualmente em lixas de óxido de alumínio de granulometria #600 e polidas com pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm , quando necessário, utilizando as politrizes, identificadas na Figura 27, da marca Struers. Por último, realizou-se ataque químico com Nital 3% para revelar os diferentes constituintes da microestrutura do aço.

Figura 27 - Politrizes utilizadas na preparação das amostras embutidas.



Em (a) politriz utilizada para polimento em 9 μm e (b) 3 μm , utilizando pasta de diamante.
Fonte: Próprio autor.

Logo após o ataque em Nital 3%, 1 amostra de cada condição seguiu para o microscópio óptico, Figura 28, para capturar as imagens da microestrutura em distintas regiões do material.

Figura 28 - Microscópio Fortel utilizado para obtenção das imagens microestruturais.

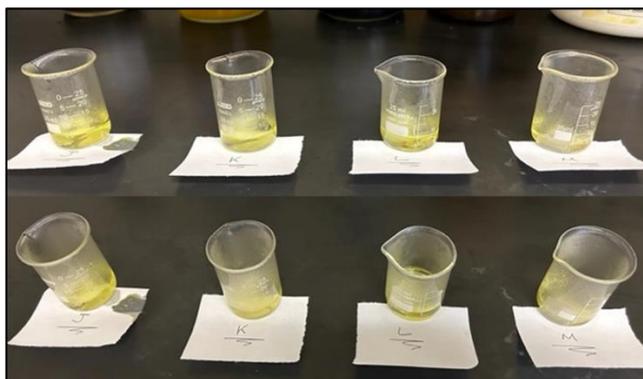


Fonte: Próprio autor.

4.4.3 Difração de raios X

As 3 amostras referentes às condições de austêmpera avaliadas seguiram para o ensaio de DRX, passando, primeiramente, por uma decapagem em banho de ácido clorídrico PA por 4 horas, Figura 29, a fim de remover óxidos superficiais, camada galvanizada e eventuais efeitos de lixamento manual em lixas de óxido de alumínio #600 realizado anteriormente. Para obtenção dos difratogramas foi utilizado um equipamento Shimadzu, Figura 30, modelo XRD – 7000, empregando-se radiação $\text{CuK}\alpha$, com os seguintes parâmetros: tensão de 40 kV, corrente de 30 mA, passo de $0,02\text{s}^{-1}$, tempo longo, 5 segundos, e o ângulo de varredura, 2θ , variando de 30° a 120° .

Figura 29 - Amostras na estufa durante decapagem em ácido clorídrico.



Fonte: Próprio autor.

Figura 30 - Equipamento utilizado no ensaio de Difração de Raios X.



Fonte: Próprio autor.

A partir dos dados obtidos pelo ensaio de DRX foi feita uma análise utilizando o software Originlab®, versão de estudante, para cálculo das áreas abaixo dos picos identificados no difratograma. Necessário considerar que a análise foi feita a fim de identificar a fração volumétrica de austenita retida, portanto, a amostra que não seguiu para tratamento de austêmpera não teve seu resultado analisado.

Os picos característicos de austenita retida e do constituinte M/A foram definidos a partir de estudo bibliográfico prévio, como em Mandal et. al. (2016).

4.5 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica das 4 amostras foi realizada com uso dos ensaios de microdureza Vickers e de tração, cujo objetivo principal foi avaliar os efeitos da modificação nos parâmetros da austêmpera para as propriedades mecânicas do aço CFB.

4.5.1 Ensaio de microdureza

A resistência dos materiais foi avaliada por meio de testes de microdureza Vickers, realizados em 10 locais diferentes e selecionados aleatoriamente em cada amostra. O equipamento utilizado foi o microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T, apresentado na Figura 31, com uma carga de 1kgf e tempo de penetração de 15 segundos. Para esse teste, foi utilizada uma amostra de cada condição. As amostras foram preparadas seguindo os mesmos métodos adotados para a preparação das amostras para análise microestrutural por microscopia óptica.

Figura 31 - Microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T.



Fonte: Próprio autor.

4.5.2 Ensaio de tração

Ensaios de tração foram conduzidos ensaios de tração em duas amostras distintas para cada condição, utilizando uma máquina universal de ensaios da marca Instron modelo 5982,

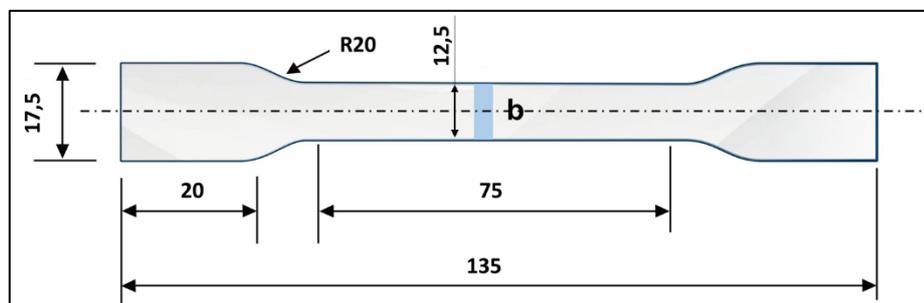
equipada com sistema de controle e aquisição de dados *Blue Hill 3* e um extensômetro da marca Instron modelo 2630-100 com uma base de medida de 25mm, Figura 32. A velocidade de teste adotada foi de 4,5mm/min, levando a uma taxa de deformação inicial de 10^{-3}s^{-1} . Além disso, as amostras seguiram o corpo de prova padronizado pela norma ASTM A370, conforme ilustrado na Figura 33.

Figura 32 - Máquina utilizada para realização dos ensaios de tração.



Fonte: Próprio autor.

Figura 33 - Desenho esquemático do corpo de prova.



Fonte: Próprio autor.

A partir dos dados gerados pela máquina de ensaios foram construídas curvas de tensão versus deformação de engenharia, a fim de determinar as propriedades relacionadas à resistência mecânica e à ductilidade do material, utilizando os valores de limite de escoamento

(LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento uniforme percentual (AU). Foram ainda, seguindo as Equações 1 e 2, elaboradas as curvas tensão versus deformação verdadeiras.

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

$$\sigma = T(e + 1) \quad (2)$$

Nessa equação, σ representa a tensão verdadeira, T a tensão convencional, ε a deformação verdadeira e “ e ” a deformação convencional.

4.5.2.1 Análise do encruamento

A partir das curvas de tensão e deformação reais foi realizado o cálculo para a obtenção do expoente de encruamento, n , utilizando a equação de Hollomon. Essa equação descreve, empiricamente, a relação entre a tensão de escoamento e a deformação verdadeira durante o processo de deformação plástica.

Este cálculo foi realizado a partir da linearização das curvas de tensão e deformação verdadeiras até a tensão máxima aplicando o logaritmo para as duas variáveis. A partir do gráfico obtido o expoente de encruamento (n) foi determinado pela inclinação da reta resultante.

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (3)$$

$$\log(\sigma) = \log(K) + n \log(\varepsilon) \quad (4)$$

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

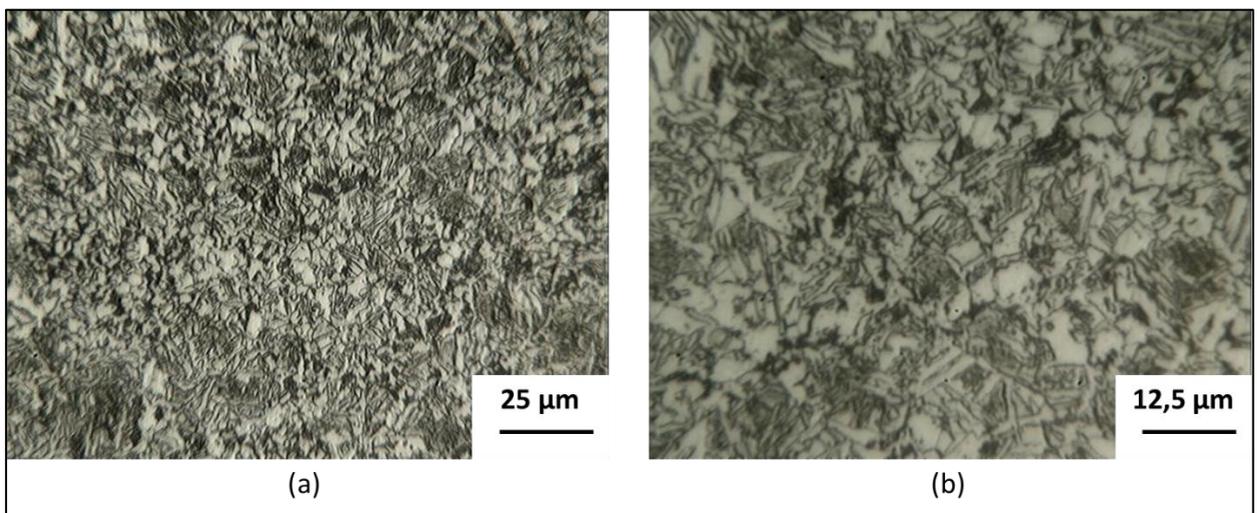
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Microestrutural

5.1.1 Microscopia óptica

Primeiramente, destaca-se, na Figura 34, a microestrutura obtida para a amostra que foi apenas normalizada em 920°C durante 25 minutos. A partir das imagens feitas pelo microscópio óptico, verifica-se a presença de uma estrutura equiaxial, composta por perlita e ferrita. Importante considerar que o tratamento térmico de austenitização leva à remoção dos efeitos dos processos empregados ao material anteriormente. Uma das explicações para tal é a ocorrência do processo de recristalização e crescimento dos grãos austeníticos, que posteriormente se convertem em ferrita e perlita durante o processo de resfriamento.

Figura 34 - Micrografia da amostra normalizada a 920°C durante 25 minutos.

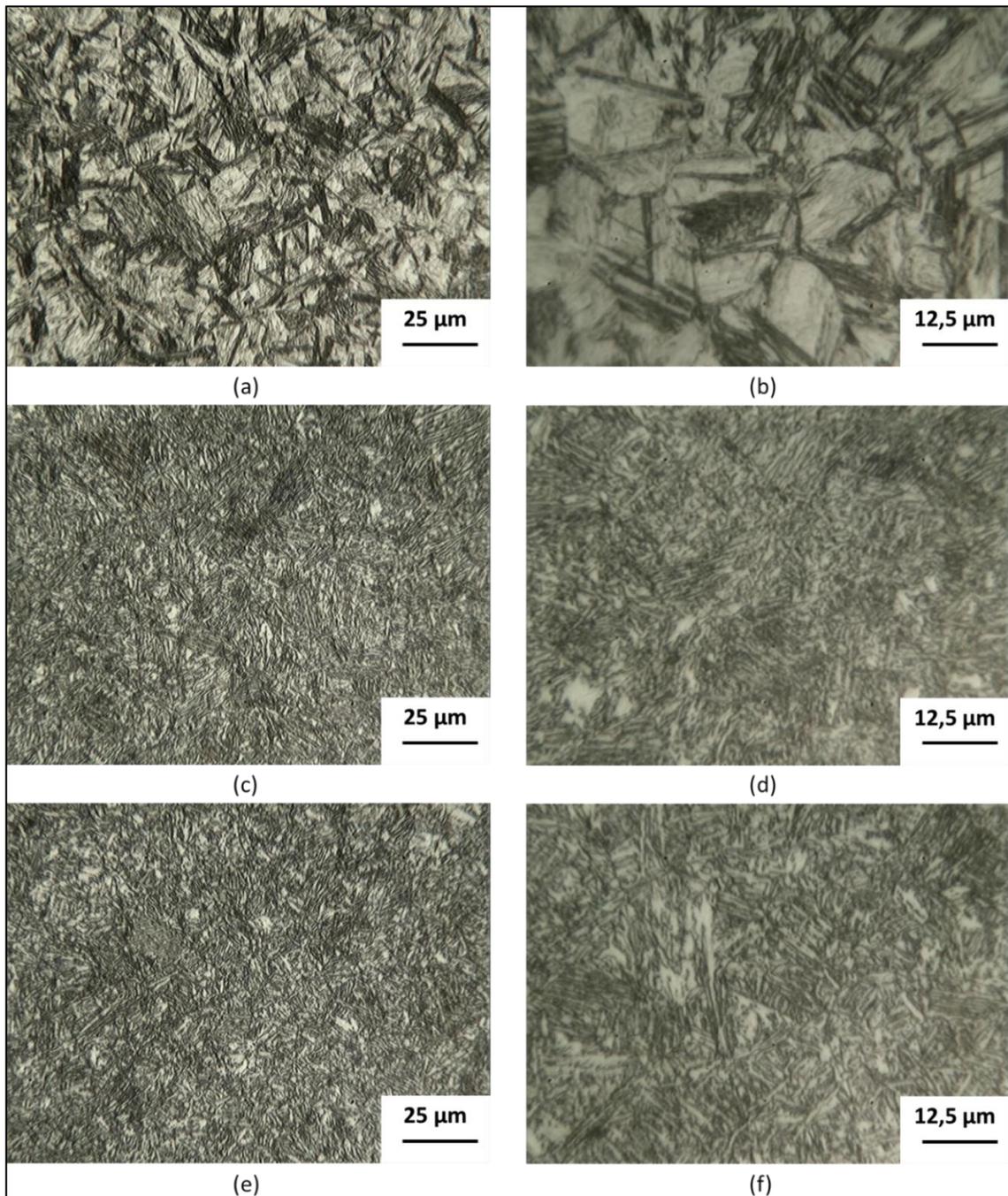


(a) Amostra N, ampliação 400x; (b) Amostra N, ampliação 800x.
Fonte: Próprio autor.

Para a análise da microestrutura do aço CFB abordado, após emprego da 2ª etapa do tratamento térmico, em 425°C, foram produzidas imagens por microscopia óptica (MO) com diferentes níveis de ampliação (400 e 800x), conforme apresentado na Figura 35. Em todos os casos, foram capturadas imagens de áreas aleatórias para demonstrar o comportamento geral do material. Observa-se em todas as imagens o desenvolvimento de uma estrutura de morfologia acicular. Para o menor tempo de austêmpera, a partir das diferentes tonalidades de cinza, nota-

se a ocorrência possivelmente de dois constituintes, martensita e bainita (ferrita bainítica). Enfatiza-se que a identificação da presença do constituinte M/A e da austenita retida não pode ser realizada apenas por meio da microscopia óptica, pois a sua distinção não é factível devido à sua morfologia em forma de blocos ou filmes finos entre as ripas da ferrita bainítica. Dessa forma, seria necessária ou mais adequada uma análise por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 35 - Micrografia das amostras T01, T02 e T03 em função do tempo de em tratamento isotérmico a 425°C.



(a) Amostra T01 (10s), ampliação 400x; (b) Amostra T01 (10s), ampliação 800x; (c) Amostra T02 (100s), ampliação 400x; (d) Amostra T02 (100s), ampliação 800x; (e) Amostra T03 (300s), ampliação 400x; (f) Amostra T03 (300s), ampliação 800x.
Fonte: Próprio autor.

Analisando as fotomicrografias obtidas, verifica-se que o tempo de austêmpera é um fator determinante e que afeta a microestrutura do aço CFB. Nesse caso, como a martensita e a bainita adotam morfologias semelhantes, uma identificação de fase somente após o condicionamento de Nital é difícil, sendo outros ensaios, como MEV, indicados para tal análise. Porém, espera-se que, com o aumento do tempo de austêmpera, o resultado implique em uma menor formação de martensita, uma vez que a austenita tem mais tempo para se transformar em bainita. Um tempo de austêmpera mais curto pode levar a uma maior formação de martensita, dado que a taxa de resfriamento é maior e a austenita, metaestável, pode se transformar em martensita em vez de bainita. Ou seja, se partir deste princípio, tem-se que a primeira estrutura seja, predominantemente, martensítica. Já as outras duas microestruturas, bastante similares, teriam como base a bainita. Fato que pode ser fundamentado nos ensaios de DRX subsequentes.

Essas evidências, das transformações microestruturais durante o avanço da reação, também ficam mais claras com a alteração das propriedades mecânicas, tais como dureza e resistência mecânica, essa última avaliada pelos limite de escoamento (LE) e limite de resistência à tração (LRT), as quais serão abordadas nos tópicos seguintes.

Não obstante, é importante notar que a fração de austenita retida e a formação de certos constituintes, como martensita ou bainita, no aço CFB pode ser controlada por meio de outros parâmetros além do tempo de austêmpera, como a temperatura de austenitização e a composição química do aço.

5.1.2 Difração de raios X

Nos difratogramas apresentados a partir da Figura 36 foram identificados dois possíveis tipos de picos: os que correspondem à fase austenita (γ) e picos que podem ser de martensita ou ferrita bainítica (M/α). Nesse sentido, faz-se necessário levantar o motivo da não-diferenciação das fases M/α .

A martensita é caracterizada por sua estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), que é diferente da estrutura cristalina da ferrita, que é cúbica de corpo centrada (CCC). Porém, a martensita pode ser confundida com a ferrita devido à sobreposição de seus picos de difração. Isso ocorre porque as diferenças nas estruturas cristalinas da martensita e da ferrita não são grandes o suficiente para produzir picos de difração suficientemente distintos. Além

disso, a martensita é composta por muitos defeitos cristalinos, como discordâncias e maclas, que podem afetar a intensidade e a largura dos picos de difração.

Para essa diferenciação, é recomendável realizar análises adicionais complementares, como a microscopia eletrônica de transmissão (MET) e a análise de microdureza, que será abordada em sequência. Todavia, nesse estudo o foco principal da análise foi identificar a relação do tempo de austêmpera com o aparecimento/estabilização da AR.

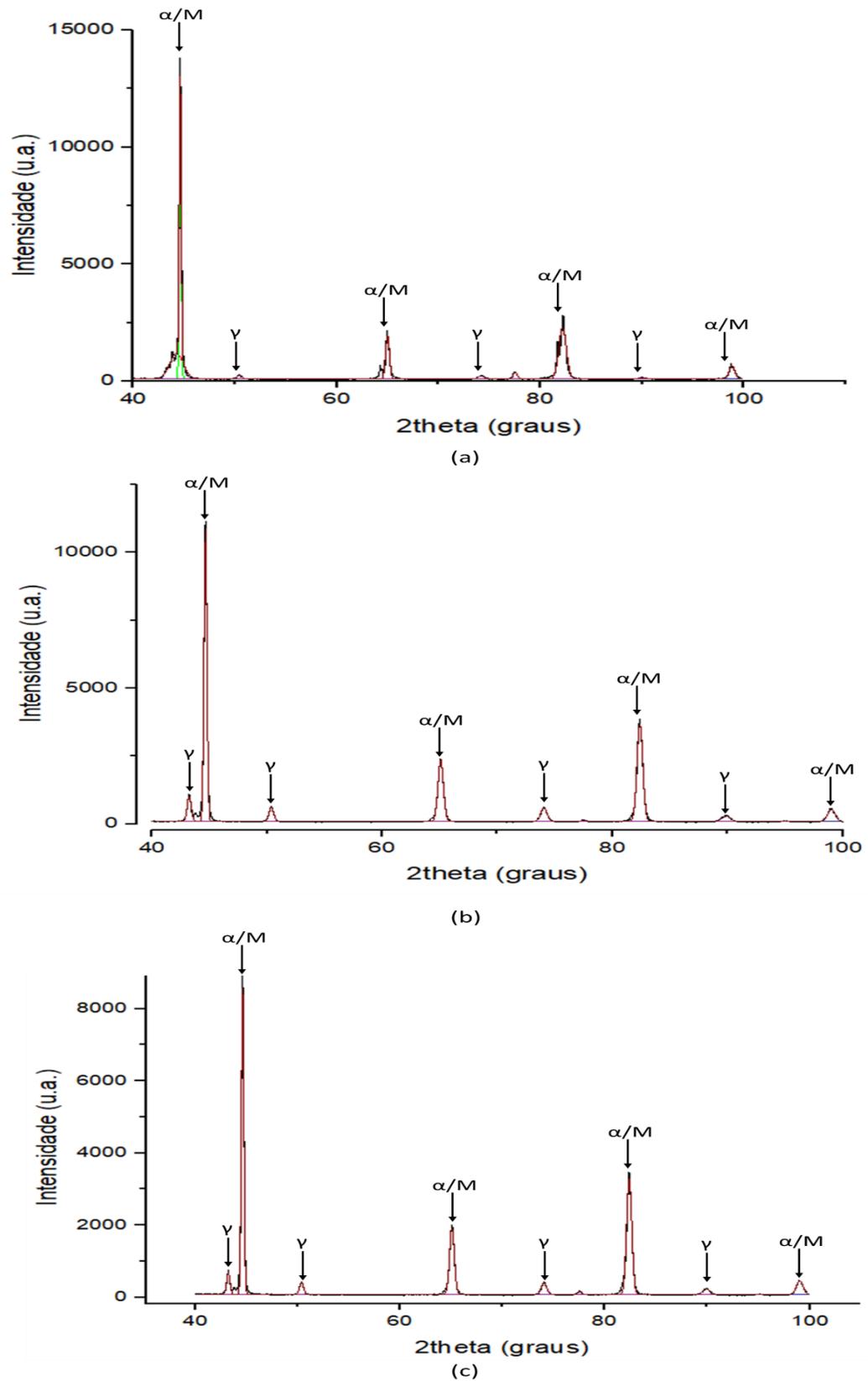
Na Figura 37 são apresentados os resultados referentes à análise semiquantitativa da proporção de austenita retida, determinados a partir dos difratogramas mostrados na Figura 36.

Primeiramente, salienta-se que, para Speer (2017), com o avanço nas reações em temperatura bainítica e a consequente formação de novas subunidades de ferrita bainítica, há maior enriquecimento na austenita, pela partição do carbono, resultando, assim, em uma maior fração de AR em temperatura ambiente. Ainda de acordo com o autor, quando a concentração de carbono da austenita restante alcança um certo patamar, T_0 , a transformação se encerra, devido à ausência de uma força motriz para transformar a austenita em ferrita bainítica (mecanismo displacivo).

Para o cenário apresentado, percebe-se que, inicialmente, há tendência no aumento da fração de austenita retida para o aço CFB, porém essa porcentagem cai para as amostras que ficaram mais tempo em temperatura de transformação bainítica. De acordo com Tenaglia et al. (2020) isso pode ser explicado, pois em períodos muito curtos (10 segundos) apenas uma pequena quantidade de ferrita bainítica precipitou, gerando um baixo enriquecimento da austenita. Consequentemente a austenita não se torna estável o suficiente e se transforma, mais facilmente, em martensita durante o resfriamento brusco.

O aumento do tempo pode resultar na redução da martensita e em uma fração de austenita retida mais considerável, pelo aumento de ferrita bainítica, partição do carbono, enriquecimento e estabilização desse constituinte. Após o pico de austenita, a reação continua transformando a austenita em ferrita, o que causa uma diminuição na fração de austenita, até que o conteúdo de carbono da austenita atinja o T_0 e a transformação acabe.

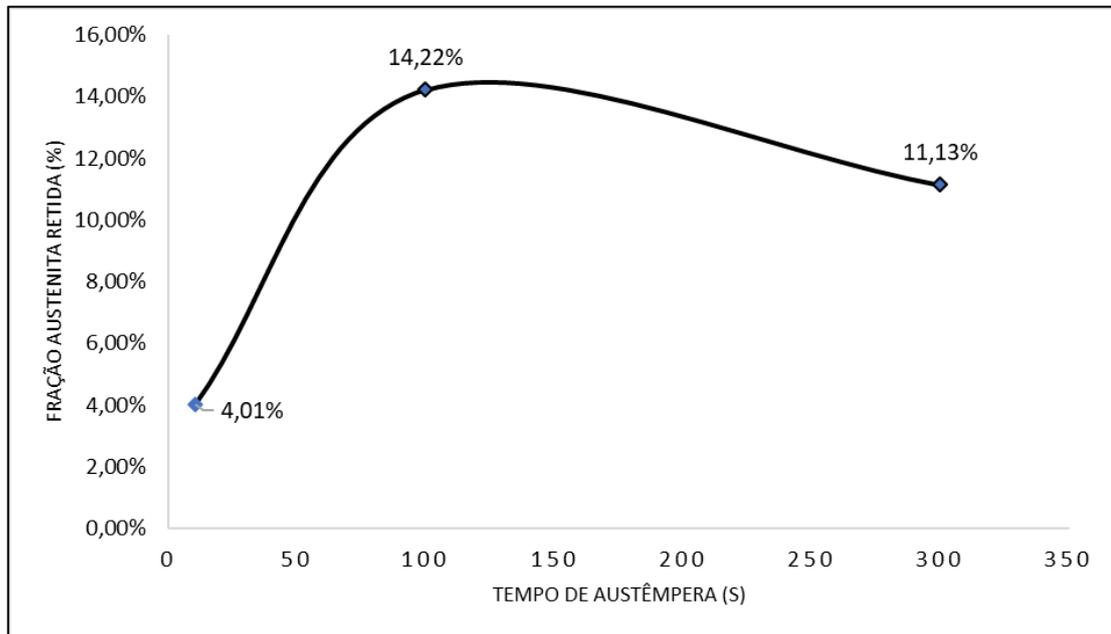
Figura 36 - Difratogramas das amostras que passaram pelo tratamento térmico de austêmpera.



(a) Amostra T01 (10s), (c) Amostra T02 (100s) e (e) Amostra T03 (300s).

Fonte: Próprio autor.

Figura 37 - Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

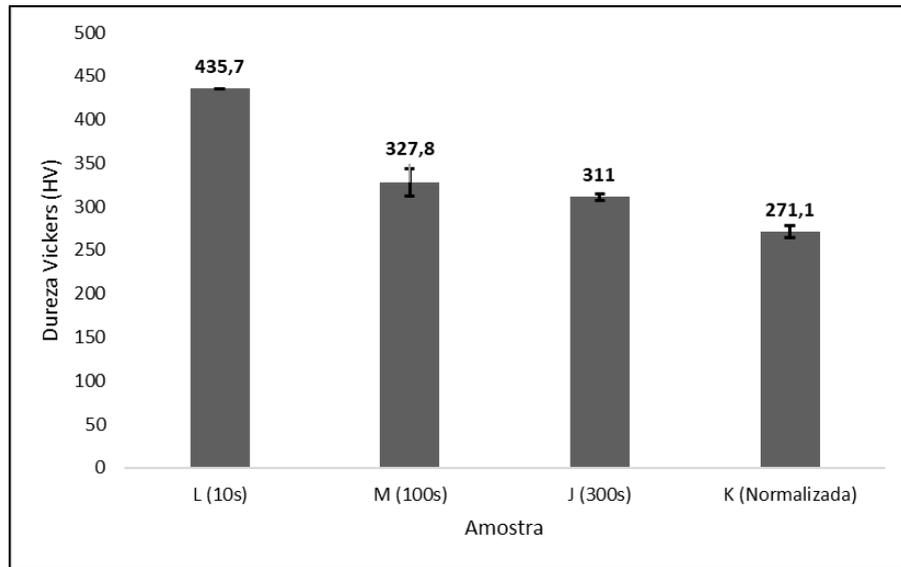
5.1 Caracterização Mecânica

5.1.1 Ensaio de microdureza

Na Figura 38 são mostrados os resultados médios obtidos nos ensaios de dureza Vickers acompanhados dos desvios-padrão. Percebe-se uma redução nos valores dessa propriedade mecânica à medida em que o tempo de permanência no forno em 425°C. Acredita-se que essa redução de dureza está associada à maior formação de ferrita bainítica e presença de austenita retida no material, para tempos maiores, e à consequente redução na proporção de martensita, uma vez que, esta fase exibe elevado valor de dureza se comparada à bainita.

Nota-se ainda que a amostra normalizada é a que apresenta menor valor de dureza, como esperado, resultado que está de acordo os constituintes desenvolvidos no tratamento térmico, ferrita pró-eutetóide e perlita.

Figura 38 - Média dos valores de Dureza Vickers para as 4 amostras distintas.

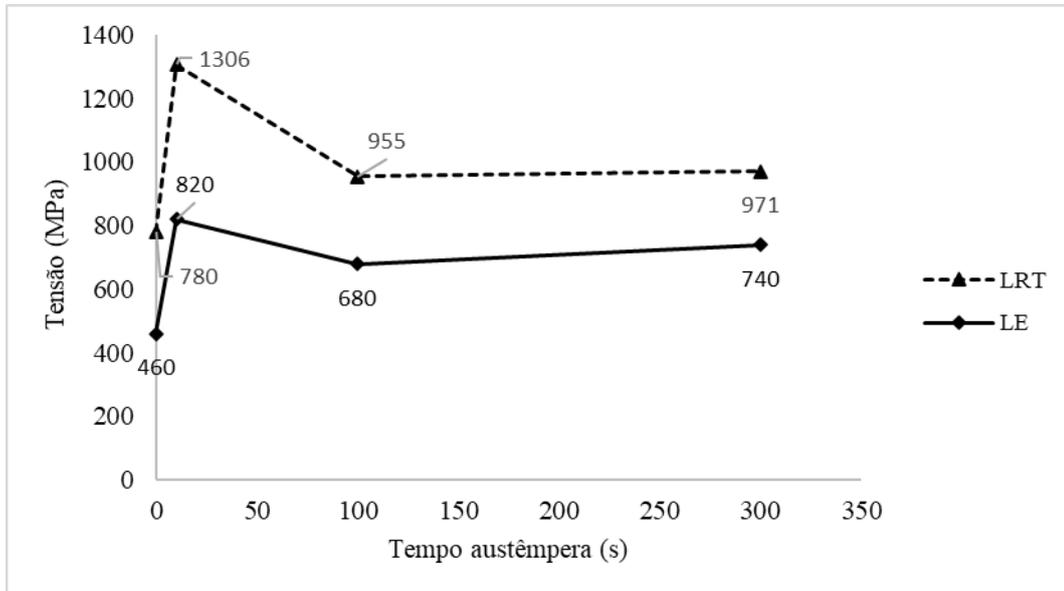


Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Ensaio de tração

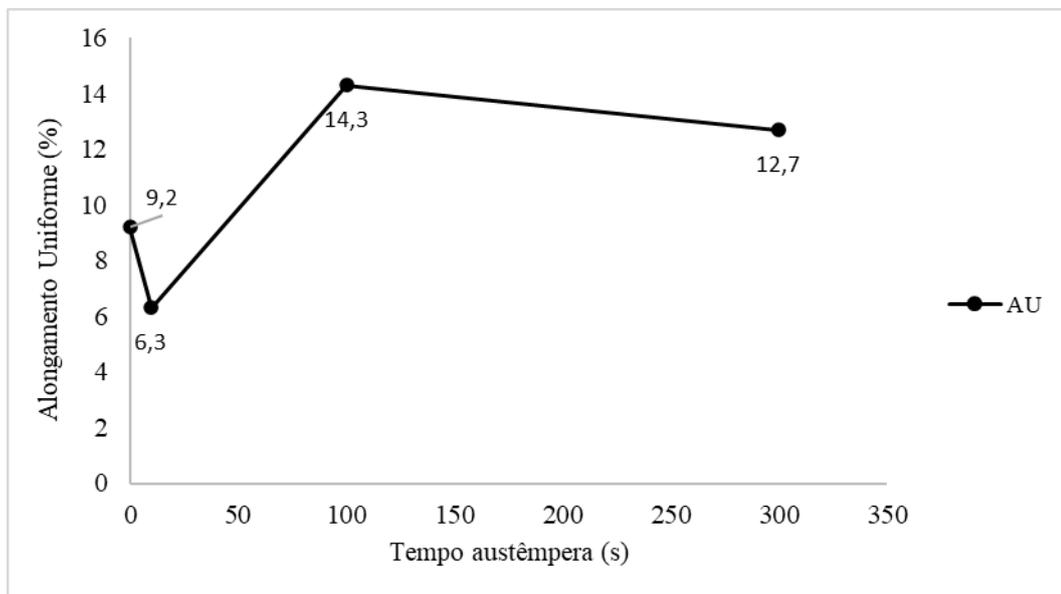
Nas Figuras 39 a 41 podem ser observados os resultados gerados pelos ensaios de tração. Na Figura 41 são apresentadas as curvas tensão versus deformação convencionais, a partir das quais foram obtidos os valores de limite de resistência à tração (LRT), limite de escoamento (LE) e alongamento uniforme percentual (ALU). Essas propriedades mecânicas têm seus valores apresentados nas Figuras 39 e 40. Ainda na Figura 41 podem ser observadas as curvas de tensão – deformação reais.

Figura 39 - Limite de resistência à tração (LRT) e limite de escoamento (LE) em função do tempo de austêmpera.



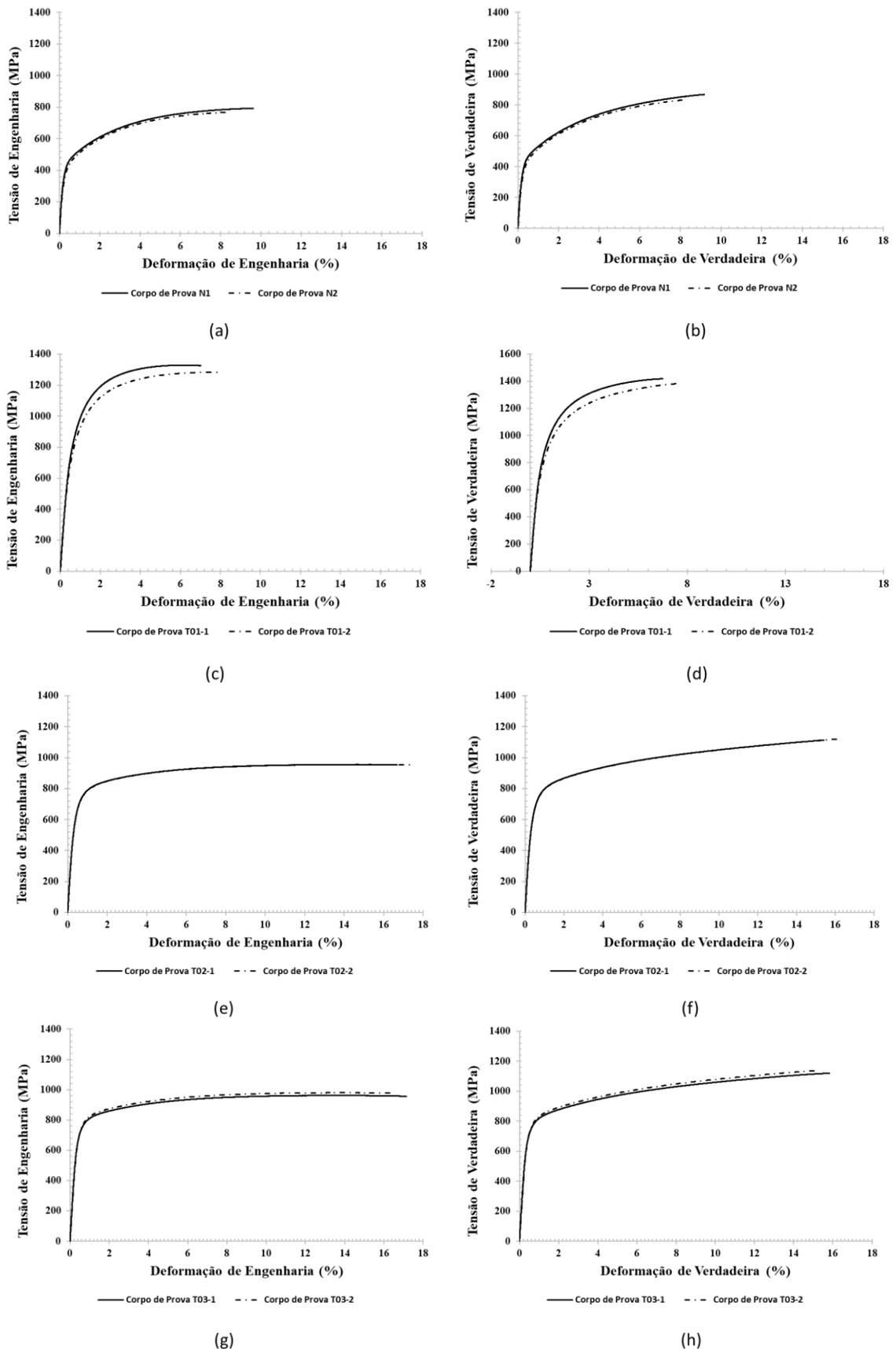
Fonte: Próprio autor.

Figura 40 - Alongamento uniforme (AU) em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Curvas de tensão e deformação de engenharia e verdadeira.



(a) e (b) amostras normalizadas (N), (c) e (d) amostras de T01 (10 segundos), (e) e (f) amostras de T02 (100 segundos) e (g) e (h) amostras de T03 (300 segundos).

Fonte: Próprio autor.

De acordo com Ebner et al. (2018) a presença de bainita e martensita na microestrutura do material impactam decisivamente em sua resistência, enquanto a ductilidade é controlada pelo efeito TRIP, o qual é dependente da presença de AR.

Antecipadamente, salienta-se que os primeiros valores obtidos referem-se à amostra normalizada, para efeitos comparativos. Nesse caso, percebe-se que nesta condição, o aço apresentou valores bem inferiores de LE e LRT, se comparados às outras 3 condições de austêmpera. Já em termos de ductilidade apresentou acima da amostra que permaneceu em tratamento isotérmico durante 10 segundos, porém com valores abaixo das amostras com as maiores quantidades de AR. Essas características se justificam pelos constituintes, ferrita e perlita, presentes na amostra.

Já para o aço CFB, foco do estudo, os resultados revelaram uma relação interessante entre o tempo de austêmpera e as propriedades mecânicas do material. Primeiramente, percebe-se uma diminuição dos valores de LE e LRT com o aumento do tempo de austêmpera. Isso pode ser atribuído à mudança na microestrutura do material. Com tempos mais longos de austêmpera, tende-se a maior formação de ferrita bainítica e a diminuição da proporção de martensita.

A variação menos expressiva da resistência, de 100 para 300 segundos, pode ser explicada de acordo com Tenaglia et al. (2020), pela maior estabilidade mecânica da austenita retida no último patamar. Com o avanço da reação, mais bainita é formada, mais carbono é particionado e com isso o enriquecimento de carbono da austenita residual aumenta. Ainda de acordo com o autor, a estabilidade mecânica da austenita metaestável depende massivamente de sua composição química e particularmente de seu conteúdo de carbono. Além disso, seu tamanho e as fases pelas quais está rodeada podem ser levados em consideração.

A diminuição da resistência mecânica pode ser vista como um compromisso necessário para melhorar outras características, como a ductilidade. Nesse aspecto, observou-se um aumento no alongamento uniforme do aço CFB à medida que o tempo de austêmpera aumentava, chegando, também, em seu valor máximo nas amostras T02-1 e T02-2. Como já adiantado, é sabido que esses aços, contendo quantidades significativas de austenita retida, podem levar vantagem no efeito TRIP para alcançar alta ductilidade.

5.1.2.1 Análise do encruamento

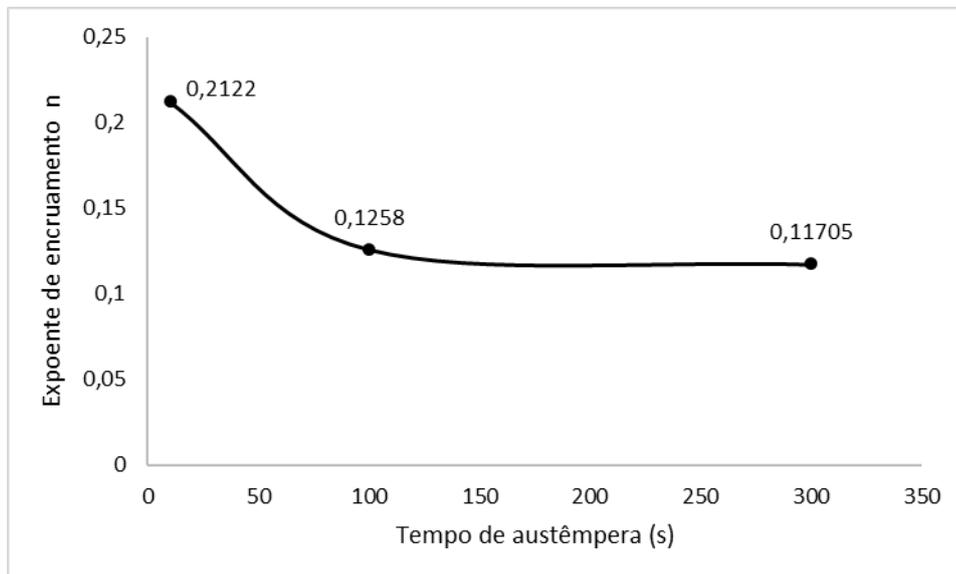
A apresentação dos valores do expoente de encruamento 'n', obtidos pelo do método de linearização das curvas de tensão versus deformação verdadeira, está disponível na Tabela 3. O fator de correlação, R^2 , mede o ajuste da regressão linear em relação aos valores obtidos, de modo que, um valor próximo de 1 indica uma correlação positiva perfeita, ou seja, melhor a confiabilidade do modelo apresentado.

Tabela 3 - Expoente de encruamento e coeficiente de correlação para as amostras sob os diferentes tempos de austêmpera.

Amostra	n	Média	R^2
T01-1	0,2125	0,2122	0,9502
T01-2	0,2119		0,9531
T02-1	0,1255	0,1258	0,9938
T02-2	0,1261		0,9941
T03-1	0,1172	0,11705	0,9964
T03-2	0,1169		0,9972

Fonte: Próprio autor.

Figura 42 - Expoente de encruamento em função do tempo de tratamento isotérmico em 425°C.



Fonte: Próprio autor.

De acordo com Annibal et al. (2005) a presença de uma maior fração de austenita retida amplia, além dos valores de alongamento uniforme, o expoente de encruamento do material.

Nesse sentido, pode-se associar o aumento de 'n' ao aumento da densidade das discordâncias, durante a transformação da AR, que possui estrutura CFC, em martensita, TCC, diante da deformação plástica do material. Fato este, que pode ser explicado, correlacionando os resultados obtidos pelo ensaio de DRX e a análise do encruamento em questão, comparando as amostras T02 e T03. Já para a amostra T01 o elevado valor de 'n' deve ser analisado novamente em estudo posterior. Isto, visto que os valores de expoente de encruamento encontrados neste trabalho não parecem estar de acordo com o esperado, uma vez que esperava-se um expoente inferior às demais amostras pelo menor efeito da transformação induzida pela plasticidade durante o ensaio de tração.

6 CONCLUSÃO

O tempo de encharque durante os tratamentos térmicos aplicados neste trabalho desempenhou um papel crucial no desenvolvimento das características finais do aço CFB (Carbide-Free Bainite). Durante a etapa de tratamento em temperatura de transformação bainítica houve tendência da austenita ser convertida em uma matriz bainítica com consequente redução na quantidade de martensita.

Também foi verificado que um tempo de austêmpera intermediário, que permitisse uma maior partição dos átomos de carbono e enriquecimento da austenita, elevou a quantidade desse constituinte, tendo seu valor ótimo em torno de 100 segundos. Para um tempo inferior (10 segundos) inferiu-se que a microestrutura do aço apresentava elevada quantidade de martensita, o que foi evidenciado, também, pelo ensaio de dureza. Por sua vez, um tempo de encharque excessivamente longo promoveu a redução da austenita retida no material devido à continuidade da transformação bainítica e a maior formação deste constituinte.

Além disso, houve diminuição dos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e dureza do aço devido à redução da presença da martensita, que é a fase mais resistente e responsável por essas propriedades. Por outro lado, houve um aumento no alongamento uniforme do aço CFB graças à maior estabilização da austenita retida em temperatura ambiente, ao efeito TRIP oriundo dessa maior estabilidade e ao aumento da fração de bainita. Também destaca-se a influência do tempo de austêmpera no coeficiente de encruamento que apresentou maiores valores para as amostras (T02 e T03) com menor tempo de encharque. Contudo, notáveis combinações de resistência mecânica e ductilidade foram obtidas para o aço em estudo, comparando os valores obtidos para com a amostra que foi apenas normalizada.

Em suma, pode-se inferir que o tempo de austêmpera é um parâmetro crítico no tratamento térmico do aço CFB, afetando diretamente suas propriedades mecânicas. Diante disso, é necessário encontrar um equilíbrio adequado no tempo de austêmpera para o aço CFB, levando em consideração os requisitos específicos de aplicação industrial. Por último, destaca-se que é essencial realizar estudos e experimentos, incluindo uma gama maior de variáveis, para determinar cuidadosamente o tempo de austêmpera mais adequado para cada finalidade do objeto em estudo.

BIBLIOGRAFIA

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Research Gate**, 2009.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4 ed. **São Paulo: Blücher**, 2008. 672p.

TAMARELLI, C. M. AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. **Steel Market Development Institute**, 2011.

MORRISON, T. The Battle of the Bodies: Steel vs Aluminum in Automotive Production – **Metal Treating Institute (MTI)**, 2018. Disponível em: <https://www.heatreat.net/blogs/tom-morrison/2018/03/22/the-battle-of-the-bodies-steel-vs-aluminum-in-auto>. Acesso em: 7 set. 2022.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. **Materials and Manufacturing Processes**, v.25, n. 1-3, p. 7-13, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in steels. **London: IOM Communications LTD**. 2001.

SCHRÖDER, T. Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen. **Max Planck Forschung**, 3, 2004, p. 36-41.

ECHEVERRI, E. A. A. Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P). 2016. **Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo**, São Paulo, 2016.

ANNIBAL Jr., E.G.; ROTELLI, R.M.; OLIVEIRA Jr., J.E.G.; FERRER, M.H. Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão. In: **CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA**, 12, 2005, Ilha Solteira. Anais... Ilha Solteira: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2005, p1-2.

EDMONDS, D.; MATLOCK, D.; SPEER, J. The recent development of steels with carbide-free acicular microstructures containing retained austenite. **Metallurgia Italiana**, v. 103, n.1, p. 41-49, 2011.

JIN HWAN, C.; BAE NONG, J.; WON YOUG, C. Work-hardening and ductility enhancement mechanism of cold rolled multiphase TRIP steels, **Metals and Materials International**, v. 16, n. 4, p.533-541, 2010.

SPEER, J.; MATLOCK, D. K.; COOMAN, B. C.; CHROTH, J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, v. 51, n.9, p. 2611-2622, 2003.

DIEGO-CALDERÓN, I.; KNIJF, D.; MOLINA-ALDAREGUIA, J. M.; SABIROV, I.; FOJER, C.; PETROV, R. Effect of Q&P parameters on microstructure development and mechanical behavior of Q&P steels. **Revista de Metalurgia**, v. 51, n. 1, p. 1-11, 2017.

VANDER VORT, G. **Color Metallography**. n Novembro, p. 22-25, 2005.

EDMONDS, D. V.; HE, K.; RIZZO, F. C.; COOMAN, B. C.; MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment. **Materials Science and Engineering A**. v. 438-440, n. SPEC. ISS., p. 25-34, 2006.

KRAUSS, G. Steel: processing structure and performance.pdf, 1995.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 12, p. 3620-3626, 2011.

BHADESHIA, H. K.D. H. Bainite in steels – 2 nd edition. **London: Institute of Materials**, 2001. 454p.

ZHU, K.; OBERBILLIG, C.; MUSIK, C.; LOISON, D.; IUNG, T. Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. **Materials Science and Engineering A, Maizières-lès-Metz**, v.528, p.4222-4231, fev. 2011.

HEHEMANN, R. F.; KINSMAN, K. R.; AARONSON, H. I. **Metallurgical Transactions**, 1972, vol. 3, p. 1077.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels, the Institute of Materials, London, U.K., 1992.

AGLAN, H.A.; LIU, Z.Y.; HASSAN, M.F.; FATEH, M. Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel. **Journal of Materials Processing Technology, Tuskegee**, v.151, p.268- 274, 2004.

FOCOSI, T.; GIANINI Jr, C. R.; SCURACCHIO, B. G.; BELAN, G.; MARTINS, L. F. M. Desenvolvimento de um Novo Grau de Aço Para Produção de Tiras Austemperadas. 45º **Seminário de Laminação**, Porto de Galinhas, Pernambuco, 2008.

CHRISTIAN, J. W.; EDMONDS, D. V., The Bainite Transformation, Phase Transformations in Ferrous Alloys, **TMS-AIME**, 293, 1984.

CALLISTER Jr., W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução – 8. ed. Rio Janeiro: LTC – **Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.**, 2012. 844p.

AVISHAN, B.; GARCÍA-MATEO, C.; YAZDANI, S.; CABALLERO, F.G. Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel. **Materials Characterization, Tabriz**, v.81, p.105-110, abr. 2013.

CABALLERO, F.G.; SANTOFIMIA, M.J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials and Design, Madrid**, v.30, p.2077-2083, 2009a.

CABALLERO, F.G.; CHAO, J.; CORNIDE, J.; GARCÍA-MATEO, C.; SANTOFIMIA, M.J.; CAPDEVILA, C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. **Materials Science and Engineering A, Madrid**, v.525, p.87-95, jun. 2009b.

CHANG, L.C. The rolling/sliding wear performance of high silicon carbide-free bainitic steels. **Wear, Taiwan**, v. 258, p.730-743, 2005.

YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S. Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production. **Materials and Design, Tabriz**, v.32, p.3248-3253, fev. 2011.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos. 7. ed. São Paulo: **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM**, 2005. 599p.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G. Advanced High Strenght Bainitic Steels. **Elsevier**, 2014, v.1.

KAMBLEV, A.; AIBHAV, K. A Text Book of Metallurgy: Proprieties and Applications of Ferrous and Non-ferrous Materials. **Harshal Publication**, p. 2017, 2017dr.

HERRING, D. H. A discussion of retained austenite. *Industrial Heating*, v. 72, n. 3, p. 14-16, 2005.

AVISHAN, B.; GARCÍA-MATEO, C.; YAZDANI, S.; CABALLERO, F.G. Retained austenite thermal stability in a nanostructured bainitic steel. **Materials Characterization, Tabriz**, v.81, p.105-110, abr. 2013.

KUTSOV, A. et al. Formation of bainite in ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v.273-275, p.480-484, 1999.

BERRAHMOUNE, M. R. Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel. **Materials Science and Engineering A**, cidade, v.378, p.304-307, 2004.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços - 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

GOLA, A. M.; GHADAMGAHI, M.; OOI, S. W. Microstructure evolution of carbide-free bainitic steels under abrasive wear conditions. **Elsevier**, 2017.

ANAZAWA, R. M. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica. 2007. 193 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

NOGUEIRA, R. C. Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350. **Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica**, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

OHMORI, Y.; OHTANI, H.; KUNITAKE, T. Bainite in low carbon low alloy high strength steels, **Transactions ISIJ**, 11, p. 250–259, 1971.

ZAJAC, S.; KOMENDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, F. Quantitative structure-property relationship for complex bainitic microstructures, **Report EUR 21245EN, Luxembourg, Technical Steel Research, European Commission**, 2005.

CABALLERO, F. G.; ALLAIN, S.; CORNIDE, J.; PUERTA-VELÁSQUEZ, J. D.; GARCIA-MATEO, C.; MILLER, M. K. Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. **Materials and Design**, 49, p. 667-680, 2013.

HOFER, C.; PRIMING, S.; CLEMENS, H. Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel. **Materials Science and Engineering**, Abr. 2016.

HOFER, C.; PRIMING, S.; CLEMENS, H. Influence of Heat Treatment on Microstructure Stability and Mechanical Properties of a Carbide-Free Bainitic Steel. **Materials Science and Engineering**, Jan. 2017.

GARCÍA-MATEO, C.; CABALLERO, F.G. The role of retained austenite on tensile properties of steels with bainitic microstructures, **Mater. Trans.** 46, p. 1839– 1846, 2005.

OHTANI, H.; OKAGUCHI, S.; FUJISHIRO, Y.; OHMORI, Y. Morphology and properties of low-carbon bainite, **Metall Trans A**, 21, 877–888, 1990.

HELL, JC. et al. Microstructure – Properties Relationships in Carbide-free Bainitic Steels. **ISIJ International**, v. 51, n. 10, p. 1724-1732, 2011.

CABALLERO, F. G. et al. Temperature dependence of carbon supersaturation of ferrite in bainitic steels. **Scripta Materialia**, v. 67, p. 846-849, 2012.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, V. 795, 2020.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainitic steels: Progress and challenges", **Materials Science and Technology**, Vol. 33, No. 5, pp. 513-525, 2017.

CAMBRIDGE, University of. **Widmanstatten structures**. Disponível em: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2002/widmanstatten.html>. Acesso em: 7 set. 2022.,

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

MOOR, E.; SPEER, J. G. Chapter 10: Bainitic and Quenching and Partitioning Steels, in *Automotive Steels*, ed. by R. Rana, S.B. Singh (**Woodhead Publishing**, Cambridge, 2017), pp. 289–336.

TENAGLIA, E. N.; MASSONE, M. J.; BASSO, A. D.; BOERI, E. R. Influence of the Austempering Time on The Mechanical Properties of Carbide-Free Bainitic Cast Steels. **Metallurgy Division**, University of Mar del Plata, Mar del Plata, Argentina, 2020.

MANDAL, G.; GHOSH, S. K.; MKHERJEE, S. Effect of partial and full austenitisation on microstructure and mechanical properties of quenching and partitioning steel. **Materials Science and Engineering: A** **676**, p 56-64, 2016.