

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

MARIANNE DINIZ PINHO

**EFEITO DO CICLO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA DUREZA E
NA MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR
DE CARBONO**

BELO HORIZONTE

2019

MARIANNE DINIZ PINHO

EFEITO DO CICLO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA DUREZA E NA
MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE
CARBONO

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: Elaine Carballo Silveira Corrêa

BELO HORIZONTE

2019

MARIANNE DINIZ PINHO

**EFEITO DO CICLO TÉRMICO E DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NA DUREZA E
NA MICROESTRUTURA MULTICONSTITUÍDA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR
DE CARBONO**

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 Siquera Corrêa

Prof. Dr. Wellington Lopes

Profª. Dra. Aline Silva Magalhães

Mestre Nayara Aparecida Neres da Silva

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus e minha intercessora Nossa Senhora Aparecida por guiarem sempre os meus passos, me concederem discernimento para tomar as melhores decisões e me darem forças para enfrentar os obstáculos.

A minha mãe, Lurdinha, e ao meu pai, Sérgio, agradeço imensamente pelo cuidado, zelo, dedicação, amor e suporte durante toda a minha vida.

Agradeço minha família, especialmente minha irmã Francianne, meu sobrinho Miguel, meus primos Gustavo e Diego, e todas as minhas tias e tios, que sempre acreditaram no meu potencial e sempre me apoiaram.

Agradeço profundamente a minha orientada Elaine por todo o ensinamento, paciência, conselhos e acolhimento não só durante elaboração do TCC, mas em toda minha trajetória acadêmica.

Aos meus amigos e amigas, agradeço o companheirismo de sempre, as risadas compartilhadas, as críticas construtivas e apoio incondicional.

A Rafaela Vidigal, agradeço por disponibilizar as amostras.

Agradeço a toda equipe do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET pela prontidão e disposição em ajudar.

Agradeço ao Departamento de Engenharia de Materiais da UFOP pela análise de difração de raio x das amostras.

Por fim, agradeço também ao CEFET por propiciar todo o suporte durante minha graduação, na qual pude crescer pessoalmente e desenvolver academicamente e profissionalmente.

RESUMO

Os aços TRIP são capazes de combinar alta resistência mecânica e alta ductilidade, propriedades que podem ser atribuídas ao efeito de sua microestrutura multifásica, composta por bainita, ferrita, austenita retida e possivelmente martensita. Juntamente com esse fato, a razão pela qual esses aços assumem posição de destaque para aplicação na indústria automobilística também está diretamente relacionada ao efeito TRIP, no qual a austenita retida é transformada em martensita durante a deformação plástica, que resulta em uma alta capacidade de absorção de energia e alta conformabilidade desses aços. Para alcance da sua microestrutura multiconstituída, os aços TRIP são submetidos, após a laminação a frio, a dois tipos de tratamentos térmicos, o recozimento intercrítico seguido por austêmpera e resfriamento brusco. Assim, o presente trabalho analisou o efeito de diferentes rotas térmicas e da deformação plástica na microestrutura e na dureza de um aço de baixo teor de carbono, por meio da análise de imagens obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, dos resultados obtidos nos ensaios de difração de raio x e nos ensaios de dureza.

Palavras-Chave: Deformação. Tratamento Térmico. Aços TRIP.

ABSTRACT

TRIP steels are capable of combining high mechanical strength and high ductility, properties that can be attributed to the effect of their multiphase microstructure, composed of bainite, ferrite, retained austenite and possibly martensite. In addition, these steels occupy a prominent position for application in the automotive industry due to the TRIP effect, in which the retained austenite is transformed into martensite during the strain, resulting in a high capacity of energy absorption and high formability of these steels. In order to reach its multi-constituted microstructure, TRIP steels are subjected, after cold rolling, to two types of thermal treatments, intercritical annealing followed by austempering and abrupt cooling. Thus, the present work analyzed the effect of different thermal paths and deformation on the microstructure and hardness of a low carbon steel by means of the analysis of images obtained by optical microscopy and scanning electron microscopy, of the results obtained in the tests of x-ray diffraction and hardness tests.

Keywords: Strain, heat treatment, TRIP steels.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	11
2 OBJETIVO	13
2.1 Objetivos Específicos	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 Estrutura Cristalina do Ferro Puro.....	14
3.2 Microestrutura	17
3.2.1 Mecanismos de transformação de fases.....	17
3.3 Decomposição da Austenita	21
3.3.1 Ferrita	21
3.3.2 Perlita.....	25
3.3.3 Martensita	27
3.3.4 Bainita.....	29
3.4 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)	31
3.4.1 Aços avançados de plasticidade induzida por transformação (TRIP)	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
4.1 Material.....	37
4.2 Métodos	40
4.2.1 Medição de deformação uniforme localizada.....	40
4.2.2 Preparação das amostras.....	40
4.2.3 Ataque químico	42
4.2.4 Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	43
4.2.5 Difração de Raios X (DRX)	44
4.2.6 Ensaio de Microdureza Vickers.....	44
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	46
5.1 Análise Microestrutural	46
5.1.1 Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	46
5.1.2 Difração de Raio X.....	57
5.2 Análise mecânica.....	59
6 CONCLUSÃO.....	62
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - O diagrama de fase do ferro puro em função da temperatura e pressão.	14
Figura 2 - Mudanças de fase do ferro puro na pressão atmosférica.	15
Figura 3 - Solução Sólida: Comparação do tamanho do interstício na estrutura cristalina da ferrita e da austenita.	16
Figura 4 - Imperfeições nos cristais.	17
Figura 5 - Transformações reconstrutiva e displaciva.	18
Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Fe-Fe ₃ C. A linha contínua indica o diagrama Fe – Fe ₃ C, já a linha tracejada representa o diagrama Fe-Grafite. Ligas de Ferro-Carbono contendo até 2,11% C são classificadas como aço.	19
Figura 7 - Mecanismos operantes na decomposição da austenita.	20
Figura 8 - Diagrama TCP.	21
Figura 9 - Diferentes morfologias da ferrita.	22
Figura 10 - Diferentes morfologias da ferrita.	23
Figura 11 - Micrografia Óptica mostrando a morfologia da Ferrita Alotriomorfa.	23
Figura 12 - O alotriomorfo de ferrita.	24
Figura 13 - Ferrita de Widmanstätten.	25
Figura 14 - Microestrutura perlítica.	26
Figura 15 - Relação da perlita lamelar, colônias e nódulos com os grãos austeníticos anteriores.	26
Figura 16 - Esquematização do crescimento da perlita.	27
Figura 17 - Estruturas cristalinas.	28
Figura 18 - Micrografias da martensita em forma de placas e ripas, respectivamente.	29
Figura 19 - Regiões de formação da bainita no diagrama TTT.	30
Figura 20 - Micrografias Ópticas das diferentes morfologias da bainita.	30
Figura 21 - Esquematização da formação da bainita superior e inferior.	31
Figura 22 - Posicionamento das três gerações de classes de AHSS em um gráfico de deformação x resistência à tração.	32
Figura 23 - Desenho esquemático da microestrutura de aços TRIP.	33
Figura 24 - Mudanças de temperatura durante tratamentos térmicos dos aços TRIP.	34
Figura 25 – Ilustração da austenita retida dispersa na microestrutura dos aços TRIP.	36
Figura 26 - Fluxograma do procedimento experimental executado.	37
Figura 27 - Sequência de tratamentos térmicos realizados nas amostras analisadas.	38

Figura 28 - Tratamentos térmicos com respectivas temperaturas e tempos.....	39
Figura 29 - Fluxograma da preparação das amostras.	40
Figura 30 - Decapagem com ácido clorídrico	41
Figura 31 - Microscópio Óptico e Microscópio Eletrônico de Varredura.....	43
Figura 32 - Equipamento utilizado na Difração de Raios X.	44
Figura 33 - Microdurômetro.	45
Figura 34 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura da Amostra 1 estado inicial – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.	48
Figura 35 - Imagens (MO E MEV) da microestrutura do Amostra 1, 10% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.	49
Figura 36 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 1, 20% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s	50
Figura 37 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, estado inicial – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s	51
Figura 38 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, 10% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.	52
Figura 39 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, 20% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.	53
Figura 40 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, estado inicial – tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.	54
Figura 41 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, 10% de deformação – tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.	55
Figura 42 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, 20% de deformação – tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.	56
Figura 43 - Difratogramas exibindo os picos de austenita retida e ferrita.....	58

Figura 44 - Difratoogramas das amostras analisadas.	58
Figura 45 - Dureza média e desvio padrão das amostras analisadas.	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP 800.....	38
Tabela 2 - Composição química, proporção e sequência de adição das soluções para preparo de cada reagente.	42

1 INTRODUÇÃO

Devido à crescente preocupação mundial com a preservação ambiental e o esgotamento de combustíveis fósseis, a indústria automobilística tem buscado formas de reduzir o peso dos veículos para conseqüente diminuição na emissão de gases poluentes e no consumo de combustíveis. Segundo Zhao e Zhengyi (2018), em média, uma economia de 4,9% em combustível pode ser alcançada com uma redução de 10% no peso dos automóveis. Em contrapartida, a diminuição de 100kg no peso do veículo pode acarretar em uma perda de 3-5% na segurança dos passageiros.

No intuito de atender a demanda dos fabricantes de automóveis por redução de peso sem comprometer na segurança, a indústria siderúrgica tem desenvolvido uma nova classe de aços para aplicação em componentes automotivos, os chamados aços avançados de alta resistência “*Advanced High Strength Steels*” (AHSS). Esses aços possuem grande aplicabilidade nesse setor, pois a redução na espessura das chapas não interfere em suas propriedades. De acordo com World Steel Association (2008), a otimização de designs com AHSS resulta em diminuição na quantidade de aço necessária para fabricação dos carros, gerando uma redução de 9% no peso, 5,1% de consumo de combustível e 5,7% de emissão de gases poluentes, durante a vida útil do veículo, sem comprometer na segurança.

Dentro da classe dos AHSS's, são encontrados os aços com plasticidade induzida pela deformação (conhecidos como aços TRIP), capazes de exibir uma combinação de alta resistência mecânica e elevada ductilidade, propriedades que podem ser atribuídas a sua microestrutura multifásica, composta por bainita, ferrita, austenita retida e possivelmente martensita. Juntamente com esse fato, a razão pela qual esses aços assumem posição de destaque para aplicação na indústria automobilística também está diretamente relacionado ao efeito TRIP, no qual a austenita retida é transformada em martensita durante a deformação plástica, e que resulta em uma alta capacidade de absorção de energia e conformabilidade desses aços (SHEN *et al.*, 2015).

Para alcance da microestrutura microconstituída, os aços TRIP são submetidos, após a laminação a frio, a duas etapas de tratamentos térmicos, o recozimento intercrítico seguido por austêmpera e resfriamento brusco. Sendo que o primeiro visa a obtenção da ferrita e austenita, o segundo a formação da bainita e após resfriamento a martensita pode ser alcançada (ZHAO,

J., ZHENGYI, J., 2018). De acordo com esse contexto, o presente trabalho objetiva analisar a influência da deformação plástica e de diferentes ciclos térmicos no comportamento mecânico e microestrutural de um aço multifásico com baixo teor de carbono.

2 OBJETIVO

Avaliar a influência da deformação plástica e de diferentes ciclos térmicos no comportamento mecânico e microestrutural de um aço multifásico com baixo teor de carbono.

2.1 Objetivos Específicos

- Detectar as fases/constituintes presentes na microestrutura por meio da análise de imagens de Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura de amostras atacadas por diferentes reagentes químicos;
- Avaliar a influência dos diferentes ataques químicos na identificação das fases por meio das imagens capturadas no Microscópio Óptico;
- Quantificar os constituintes presentes na microestrutura por meio do ensaio de Difração de Raio X;
- Analisar efeitos da deformação plástica e de diferentes tratamentos térmicos no comportamento mecânico por meio de ensaios de Dureza.

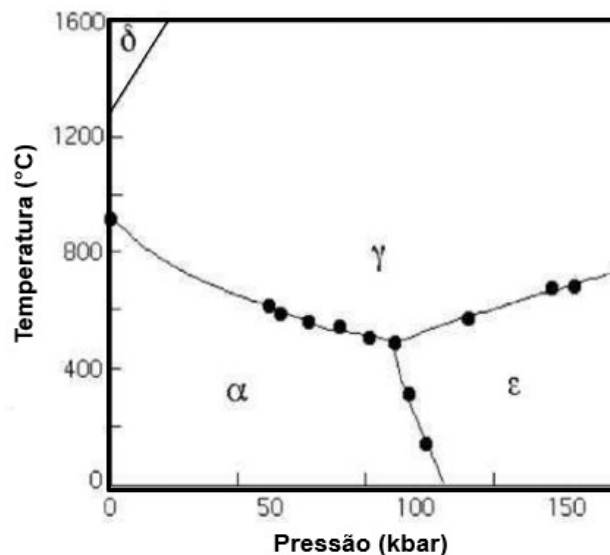
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Estrutura Cristalina do Ferro Puro

Os átomos se diferem uns dos outros na quantidade de elétrons em suas respectivas camadas eletrônicas. Assim, quando átomos são agrupados, diferentes tipos e intensidades de ligações podem ser originadas. Caso essas ligações possuam direções e orientações específicas, um arranjo organizado é formado e se repete regularmente nas três dimensões em torno da unidade fundamental, originando assim a chamada estrutura cristalina (ASM HANDBOOK, 2004).

O elemento ferro é alotrópico, ou seja, quando átomos de ferro são agrupados, em condições de pressão e/ou temperatura distintas, diferentes estruturas cristalinas são formadas. O diagrama de fases do ferro puro está ilustrado na Figura 1, onde α representa a estrutura cúbica de corpo centrado, γ a estrutura cúbica de face centrada e ϵ a estrutura hexagonal de corpo centrado. A fase δ tem a mesma a estrutura da fase α , mas por existir em temperaturas elevadas, foi nomeada de fase delta (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006).

Figura 1 - O diagrama de fase do ferro puro em função da temperatura e pressão.

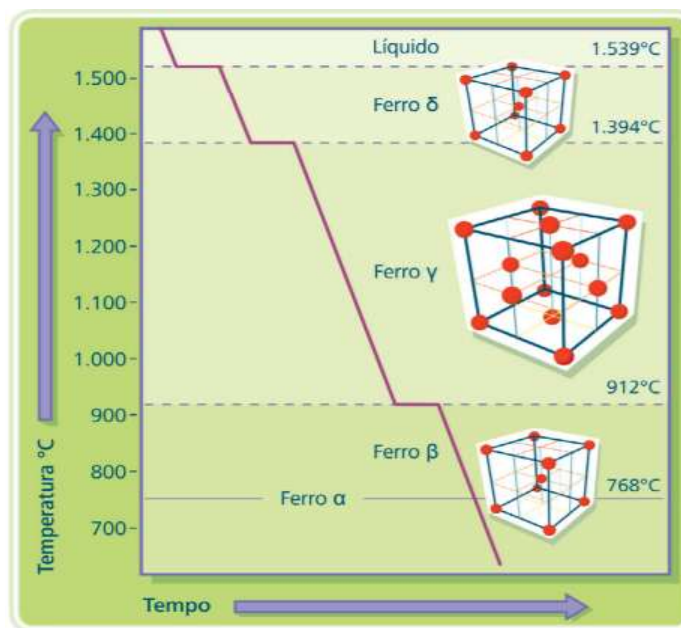


Fonte: BHADESHIA, H., HONEYCOMBE, R., 2006.

Considerando um estado de pressão atmosférica constante, o ponto de fusão do ferro é 1.539°C, como mostrado no diagrama da Figura 2. Abaixo dessa temperatura, o ferro solidificará em uma fase δ , cuja estrutura cristalina é a cúbica de corpo centrado (CCC) e será estável até

1.394°C. Após esse instante, continuando o resfriamento, os átomos de ferro se rearranjarão espontaneamente em um retículo de face centrada (CFC); forma alotrópica chamada de “gama”. Quando a temperatura atingir 912°C, a difusão dos átomos decorrerá e a estrutura de corpo centrado voltará a ser estável, mas nomeada agora de fase “alfa”. Após 912°C nenhuma alteração na estrutura ocorrerá, contudo, abaixo de 768°C o ferro comporta-se como ferromagnético. Sendo esse comportamento resultado de um rearranjo dos “spins” dos elétrons dentro do átomo e devido a essa alteração a fase é nomeada de “beta” (β) (CHIAVERINI, 1990).

Figura 2 - Mudanças de fase do ferro puro na pressão atmosférica.



Fonte: adaptado de CTISM.

Cada elemento de liga possui diferente limite de solubilidade nas formas alotrópicas do ferro. Assim, o ferro apresenta específicas temperaturas de transformação na presença desses elementos.

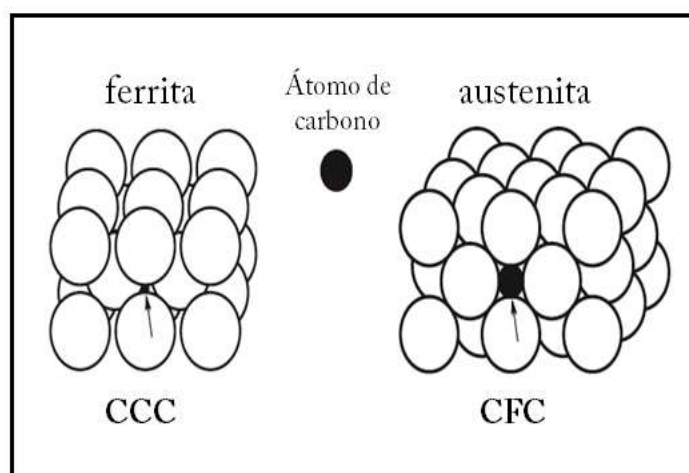
Aço - Solução Sólida De Carbono No Ferro

Os aços podem ser classificados como uma solução sólida intersticial de carbono no ferro, pois contêm como elemento principal átomos de ferro e além disso, baixos teores de átomos de carbono que irão ocupar espaços intersticiais, geralmente 0,008% até 2,11% em peso. Esses números variam devido as diferenças de solubilidade do carbono nas diferentes estruturas cristalinas existentes do ferro.

O requisito para que uma solução substitucional seja formada é que o átomo do soluto tenha um tamanho com até 15% de variação do raio atômico da matriz. Como raio atômico do carbono (aproximadamente $0,71\text{\AA}$) possui dimensão aproximadamente 57% menor que o átomo de ferro (raio de $1,25\text{\AA}$ na estrutura CCC e $1,29\text{\AA}$ na CFC), quando misturados, durante a solidificação, os átomos de carbono se acomodam nos interstícios da estrutura cristalina do ferro, caracterizando assim uma solução sólida intersticial. Entretanto, como os átomos de carbono não são pequenos o suficiente para se encaixarem nesses interstícios, a presença do carbono gera um estado de tensões no reticulado e resulta em limitada solubilidade (COSTA E SILVA, MEI, 2010; BERNS, THEISEN, 2008).

Como mostrado na Figura 3, a estrutura cristalina CFC (austenita) possui espaços vazios maiores, mas em menor quantidade, pois é mais compacta. Por consequência, os átomos de carbono se acomodam nos interstícios octaédricos da sua estrutura, acarretando uma solubilidade máxima de carbono de 2,11% a 1148°C . Em contrapartida, a estrutura CCC é menos compacta e apresenta interstícios tetraédricos bem menores e, por isso, tem menor capacidade de dissolver carbono, sendo sua solubilidade de carbono quase nula (máxima de 0,02% a 727°C) (COSTA E SILVA, A., MEI, P., 2010).

Figura 3 - Solução Sólida: Comparação do tamanho do interstício na estrutura cristalina da ferrita e da austenita.



Fonte: BERNS, THEISEN, 2008.

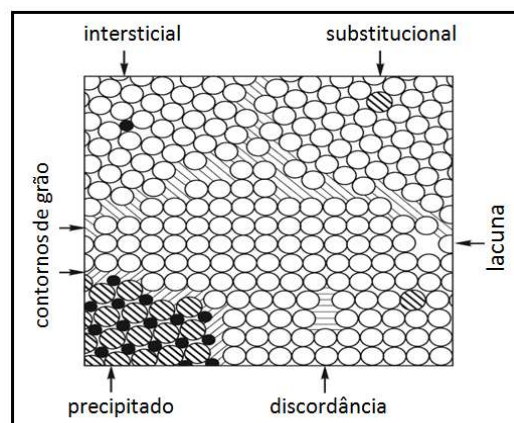
3.2 Microestrutura

A microestrutura dos aços é composta por um arranjo tridimensional de cristais de diferentes fases (grãos), que se acomodam durante a solidificação, nas mudanças no estado sólido, na deformação a quente, na deformação a frio e/ou no tratamento térmico (ASM HANDBOOK, 1993). Dessa forma, as propriedades finais exibidas pelos aços, como resistência mecânica, dureza, ductilidade, resistência ao impacto, são diretamente influenciadas pela forma, tamanho, arranjo, composição química e estrutura cristalina das fases que o compõem (TOTTEN, 2006).

3.2.1 Mecanismos de transformação de fases

Para Durand-Charre (2003, p.178, tradução nossa) "a microestrutura final dos aços e, conseqüentemente suas propriedades exibidas, são determinadas principalmente pelas transformações no estado sólido, que podem ser classificadas como sendo de base termodinâmica, microestrutural e mecânica". Segundo Totten (2006), a base termodinâmica classifica as transformações baseando-se nas derivações da Energia Livre de Gibbs de um sistema, onde a temperatura se altera e a pressão permanece sempre constante. Por outro lado, a base microestrutural caracteriza os mecanismos pelo modo como as fases finais se originam em relação a fase presente, podendo ser heterogêneo ou homogêneo. Por fim, o mecanismo mecânico categoriza as transformações de fase analisando como a estrutura cristalina se altera no processo. Contudo, a maioria das transformações nos aços são do tipo heterogênea, onde a nucleação e crescimento de uma nova fase ocorre de modo a diminuir a alta energia superficial das impurezas, como os contornos de grão, lacunas ou discordâncias.

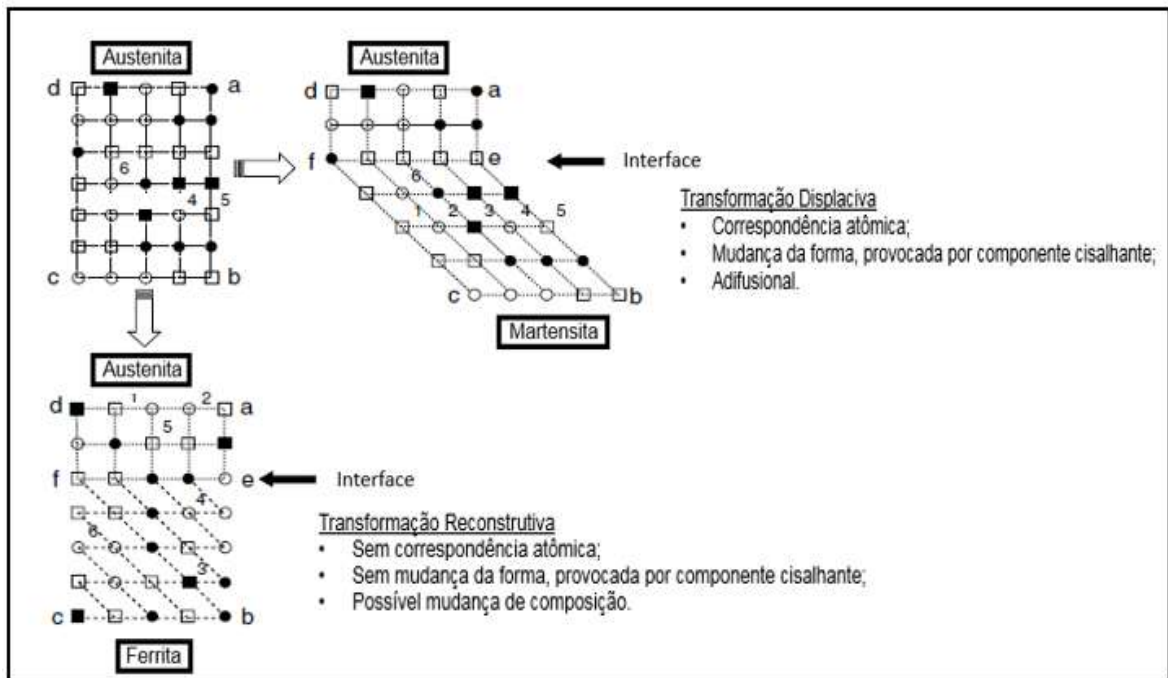
Figura 4 - Imperfeições nos cristais.



Fonte: BERNS, THEISEN, 2008.

Em termos de mudanças microestruturais nos aços durante tratamento térmico, dois tipos de transformação heterogênea são importantes: crescimento termicamente ativado (reconstrutiva) e crescimento atérmico (displaciva). Na Figura 5 é mostrado o modelo esquemático da mudança na estrutura cristalina durante as transformações reconstrutiva e displaciva (TOTTEN, 2006).

Figura 5 - Transformações reconstrutiva e displaciva.



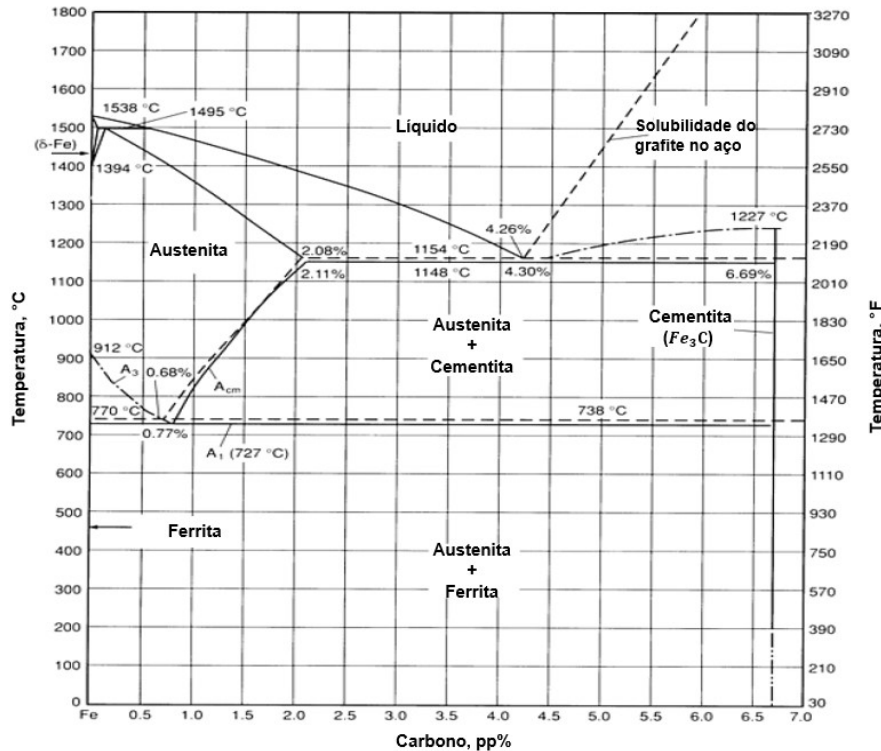
Fonte: TOTTEN, 2006, tradução nossa.

Transformação Reconstrutiva

A transformação reconstrutiva caracteriza um sistema termicamente ativado, na qual os átomos possuem energia cinética suficiente para se movimentarem e devido a isso, o processo de difusão é viável. Nesse sistema, fases mais estáveis são formadas na dada temperatura do conjunto. Essa transformação também é chamada de crescimento isotérmico, pois a formação da nova fase acontece, normalmente, em uma temperatura constante.

A ocorrência da difusão de átomos no estado sólido pode acarretar na formação de diferentes fases e/ou constituintes (conjunto de fases que possui um arranjo específico) nos aços. Além disso, os átomos se movem de forma independente e aleatória para lugares onde há defeitos pontuais, quebrando todas as ligações. As novas estruturas podem ser identificadas no diagrama de equilíbrio ferro-carbono, mostrado na Figura 6 (ASM HANDBOOK, 2004).

Figura 6 - Diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C. A linha contínua indica o diagrama Fe – Fe₃C, já a linha tracejada representa o diagrama Fe-Grafite. Ligas de Ferro-Carbono contendo até 2,11% C são classificadas como aço.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

Transformação Displaciva

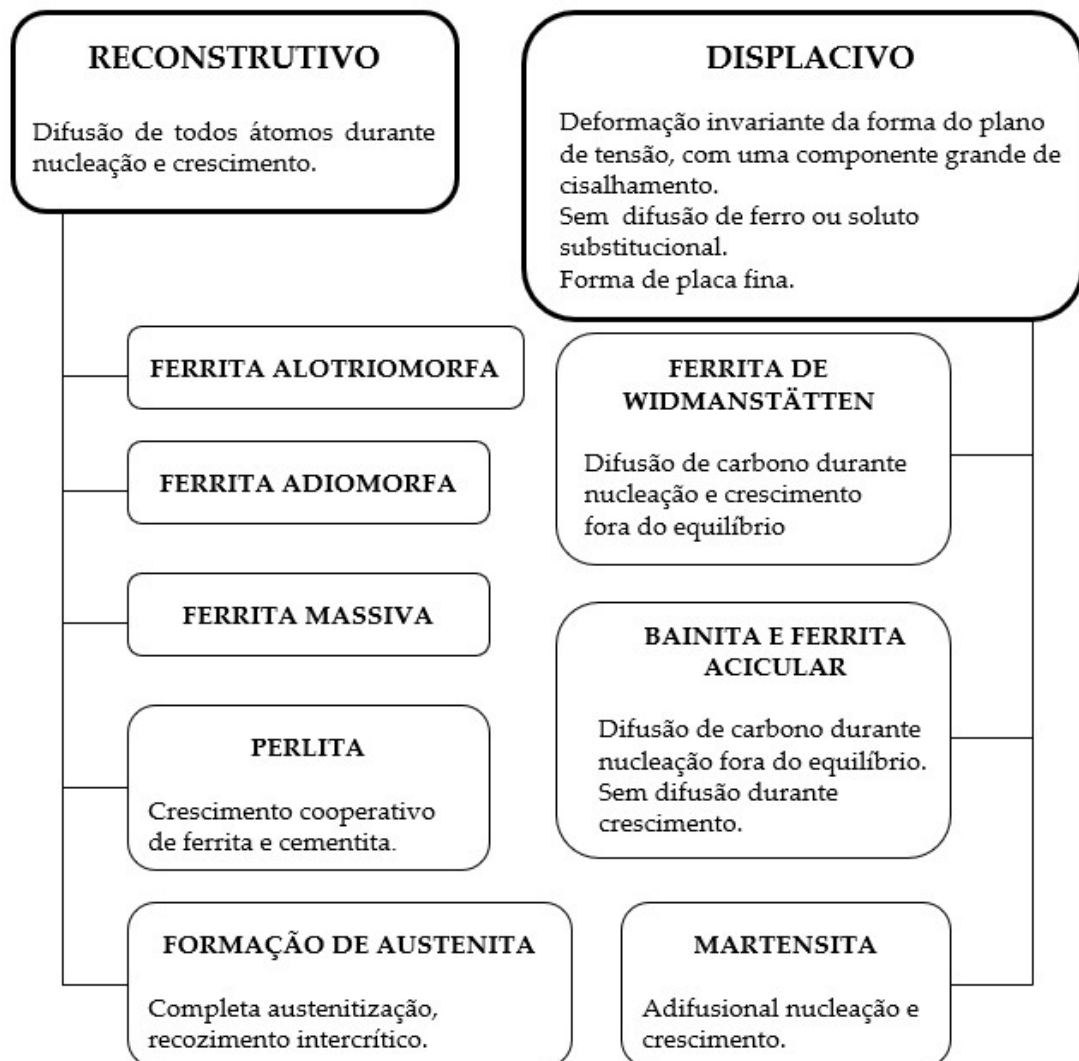
No mecanismo displacivo ou cisalhante, caso a amostra não esteja fisicamente delimitada, a formação de uma nova estrutura cristalina gera uma mudança macroscópica, mas alteração na composição química inicial não ocorre. Essa alteração nas suas dimensões é causada por componentes cisalhantes, resultantes do movimento ordenado dos átomos na interface entre a fase em formação e a fase "mãe". Entretanto, quando uma barreira mecânica impede o conjunto de alterar suas dimensões, inicialmente, tensões elásticas serão originadas e por consequente, tensões plásticas, acarretando assim na formação de tensões residuais (ASM HANDBOOK, 2004).

Segundo ASM Handbook (2004), "a transformação atérmica, por definição, é aquela que depende da taxa de alteração da temperatura. Se o resfriamento (ou talvez aquecimento, para alguns materiais) for rápido suficiente, o rearranjo estrutural dos átomos ocorrerá de modo cisalhante em uma pequena distância,

na ordem interatômica" (PORTER et al. apud HANDBOOK, 2004 EASTERLING, 1992, p.382, tradução nossa).

Nesse mecanismo adifusional, os tipos de fases que podem ser formadas não se encontram no diagrama Fe-Fe₃C, pois são fases termodinamicamente metaestáveis. Na Figura 7 são listadas as diversas fases e/ou constituintes geradas nos aços, de acordo com o tipo de mecanismo envolvido. Entretanto, algumas transformações englobam o mecanismo displacivo com limitada difusão, aumentando a complexidade da análise na formação das diferentes microestruturas no aço (ASM HANDBOOK, 2004).

Figura 7 - Mecanismos operantes na decomposição da austenita.



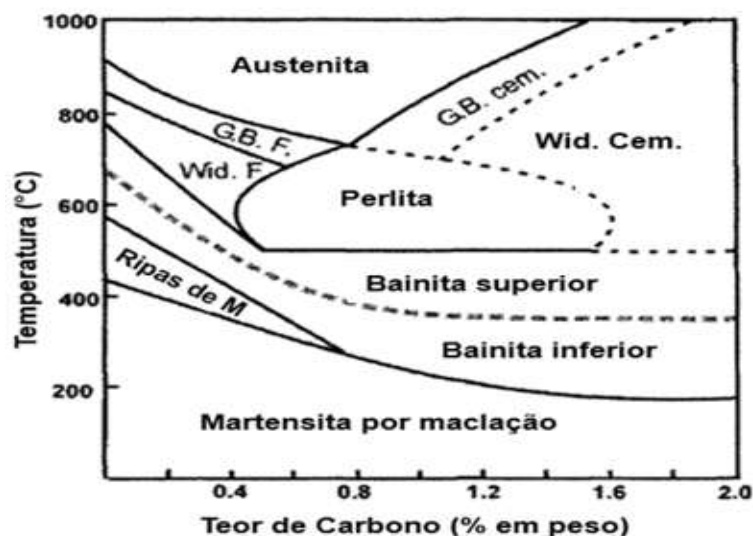
Fonte: BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006.

3.3 Decomposição da Austenita

A formação das fases e/ou constituintes durante a decomposição da austenita nos aços é diretamente influenciada, principalmente, pela composição da fase-mãe (inicial) e pela temperatura na qual a transformação ocorre, podendo ser em condições isotérmicas ou com diferentes taxas de resfriamento. “Em todos os casos, o produto da reação envolve um tipo de fase ferrítica e possíveis carbonetos, com uma larga variedade de microestruturas” (DURRAND-CHARRE, 2003, p. 187, traduzido).

No Diagrama TCP (temperatura-composição-produto) para ligas de Ferro-Carbono, apresentado na Figura 8, são exibidos os campos onde diferentes tipos de constituintes podem ser formados durante tratamento isotérmico, de acordo com o teor de carbono da composição química.

Figura 8 - Diagrama TCP.



G.B. F: “*Grain Boundary Ferrite*” Ferrita de contorno de grão; Wid. F.: Ferrita de Widmanstätten; M: martensita; G.B. Cem.: “*Grain Boundary Cementite*” Cementita de contorno de grão; Wid. Cem.: Cementita de Widmanstätten.

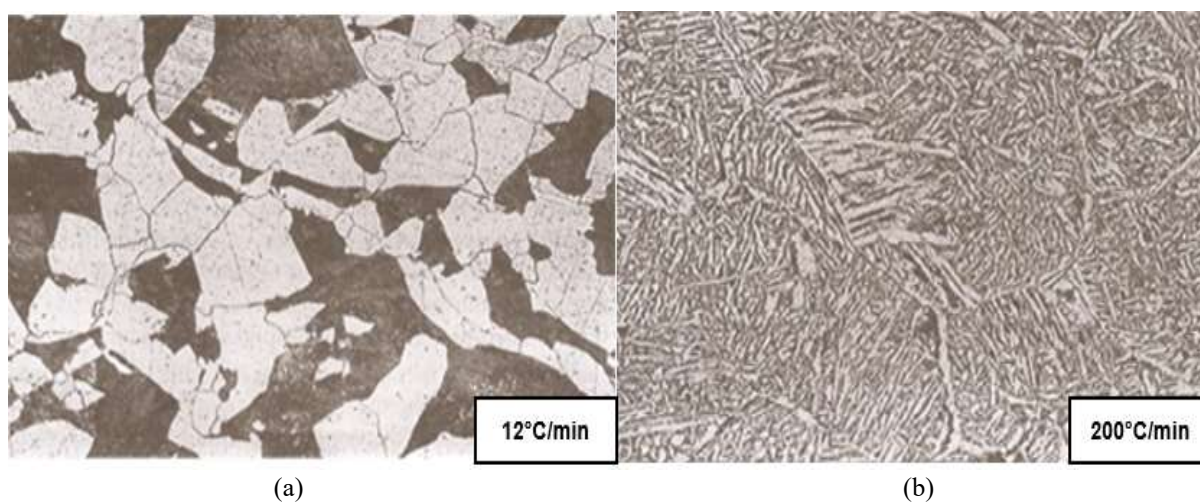
Fonte: DURRAND-CHARRE, 2003.

3.3.1 Ferrita

A ferrita é uma fase que pode ser formada durante resfriamento lento pelo processo de difusão e por isso, se encontra nos diagramas de equilíbrio Fe-Fe₃C. A ferrita pró-eutetóide será

formada em ligas com até 0,77% de carbono no ferro, entre 912°C e 727°C. No entanto, no resfriamento brusco, a partir do campo austenítico até temperaturas abaixo da temperatura eutetóide, a ferrita pode ser formada até temperaturas tão baixas como 600°C. O aumento da taxa de resfriamento resulta em mudanças morfológicas significativas da ferrita, mostradas na Figura 9, "passando da forma equiaxial em resfriamento lento para a forma de agulhas em resfriamentos mais severos, conhecida como Ferrita Acicular" (COSTA E SILVA, MEI, 2010; BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006).

Figura 9 - Diferentes morfologias da ferrita.



(a) Ferrita equiaxial.

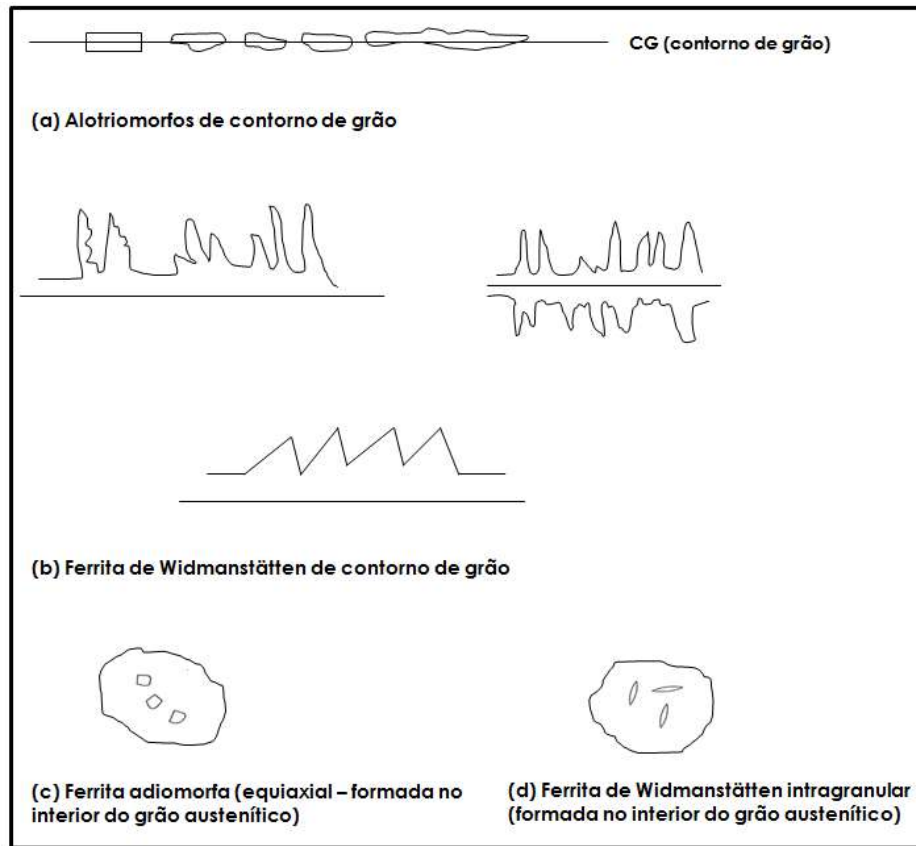
(b) Ferrita acicular.

Fonte: COSTA E SILVA, MEI, 2010.

De acordo com suas distintas morfologias, a ferrita pode ser classificada de diferentes formas, como esquematizado na Figura 10:

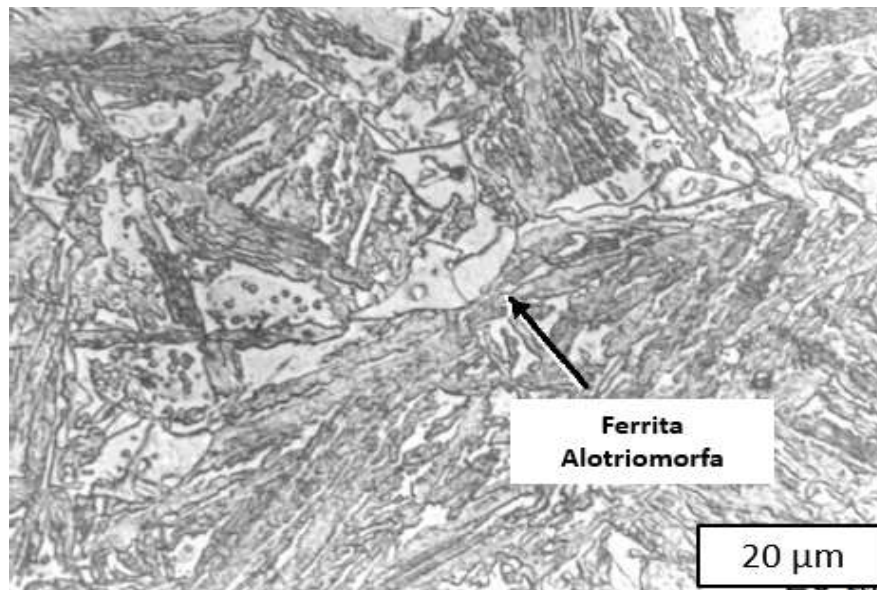
- Ferrita intragranular idiomorfa (equiaxial): essa morfologia possui cristais equiaxiais, originados dentro do grão austenítico, normalmente nas inclusões não metálicas.
- Alotriomorfos de contorno de grão: "a ferrita alotriomorfa, mostrada na Figura 11, tem a forma que não reflete sua estrutura cristalina interna simétrica" (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006, p.42).

Figura 10 - Diferentes morfologias da ferrita.



Fonte: COSTA E SILVA, MEI, 2010.

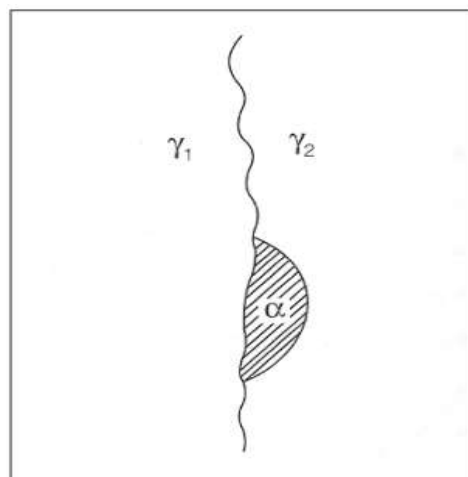
Figura 11 - Micrografia Óptica mostrando a morfologia da Ferrita Alotriomorfa.



Fonte: TOTTEN, 2006.

Essa morfologia, esquematizada na Figura 12, nucleia na superfície de um grão da austenita, com a qual mantém uma relação definida de orientação (γ_1), mas cresce em direção ao grão austenítico adjacente, onde a orientação cristalográfica é aleatória (γ_2) (COSTA E SILVA, MEI, 2010).

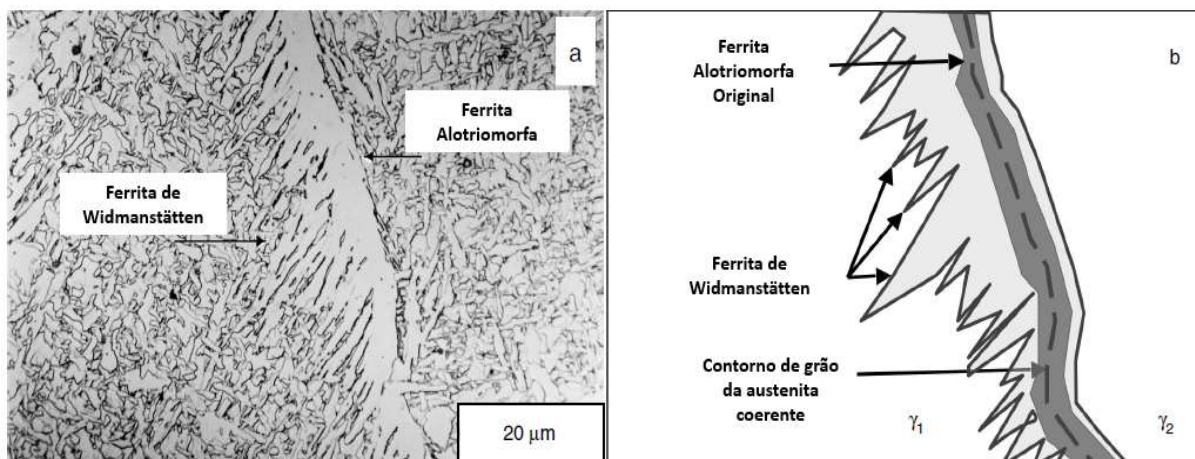
Figura 12 - O alotriomorfo de ferrita.



Fonte: COSTA E SILVA, MEI, 2010.

- Ferrita de Widmanstätten, em forma de ripa (*lath*) ou placa alongada (*plate*): "as placas de ferrita crescem ao longo de planos bem definidos de austenita e não crescem ultrapassando os limites do contorno de grão austenítico" (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006, p.42). Em temperaturas de transformação mais baixas, a mobilidade nas interfaces aleatórias de $\gamma \rightarrow \alpha$ diminui, tornando as interfaces coerentes mais dominantes, formando a estrutura de Widmanstätten (COSTA E SILVA, MEI, 2010). Caso as ripas de ferrita (estreitas placas) cresçam nas impurezas no lado do grão coerente (onde, anteriormente, ocorreu nucleação da Ferrita Alotriomorfa), ela é nomeada ferrita secundária, como mostrado na Figura 13 (b). Já a ferrita primária de Widmanstätten é formada em grãos austeníticos "limpos", ou seja, onde ainda não ocorreu primeiramente crescimento de Ferrita Alotriomorfa (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006).
- Ferrita de placa intragranular: essa morfologia tem seu crescimento semelhante ao da ferrita de Widmanstätten, mas sua nucleação se dá, por inteiro, dentro do grão austenítico.

Figura 13 - Ferrita de Widmanstätten.



- a) Micrografia Óptica sendo mostrada a Ferrita de Widmanstätten secundária.
 b) Ilustração esquemática indicando o possível mecanismo para formação da microestrutura de ferrita de Widmanstätten em apenas um dos lados da ferrita alotriomorfa original.

Fonte: TOTTEN, 2006, tradução nossa.

3.3.2 Perlita

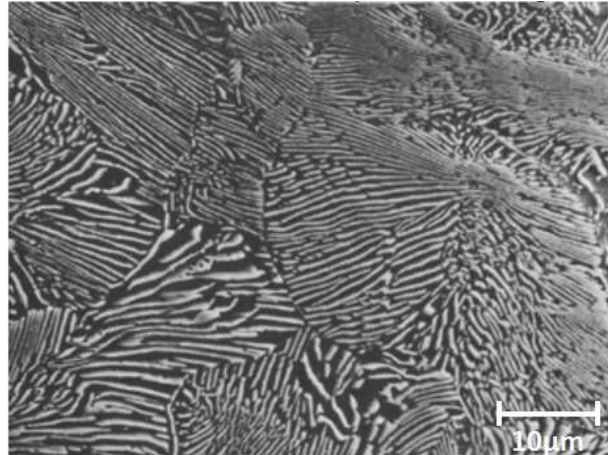
A perlita é definida como um constituinte, pois não se trata somente de uma fase, mas sim, uma mistura das fases ferrita e cementita, que se arranjam especificamente em uma estrutura lamelar. A formação de duas fases, ferrita e cementita, é resultado da incapacidade da ferrita dissolver o carbono existente na microestrutura austenítica. Assim, o carbono excedente irá formar o composto intermetálico Fe_3C , chamado cementita (ASM HANDBOOK, 2004).

Esse constituinte, mostrado na Figura 14, é originado pela transformação invariante chamada eutetóide, onde o processo de difusão acontece. Aços com teor de carbono de 0,77%, resfriados lentamente, a partir de uma microestrutura austenítica, até temperaturas abaixo de 727°C, possuirão microestrutura estrutura final composta inteiramente por perlita.

Dentre as diversas teorias que tentam explicar o mecanismo de nucleação da perlita, a mais utilizada é que a nucleação da perlita ocorre, como mostrado na Figura 15, nas heterogeneidades da fase austenita, como: contorno de grão ou na intercessão de três limites de contornos, onde estabelece uma relação de orientação. Entretanto, sua expansão se dá em direção ao grão austenítico adjacente, com o qual a perlita não tem nenhuma relação de orientação. Assim, “cada nódulo de perlita contém subunidades (colônias) de lamelas de cementita e ferrita; no

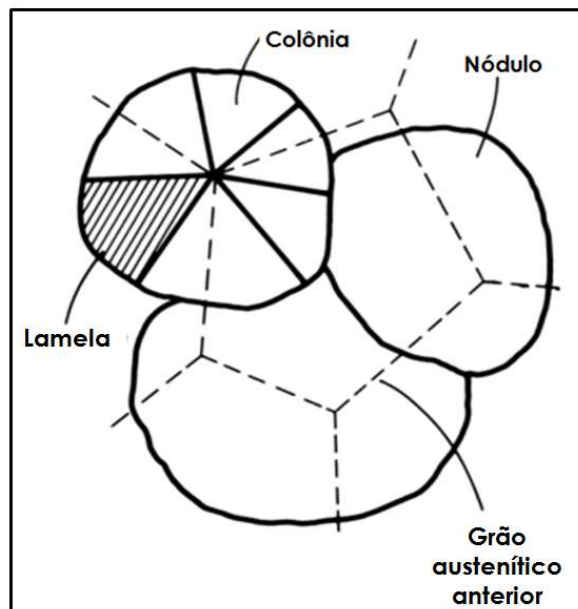
qual cada colônia tem uma relação de orientação específica com a fase "parente" austenítica" (ASM HANDBOOK, 2004, vol. 9, p. 384).

Figura 14 - Microestrutura perlítica.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

Figura 15 - Relação da perlita lamelar, colônias e nódulos com os grãos austeníticos anteriores.

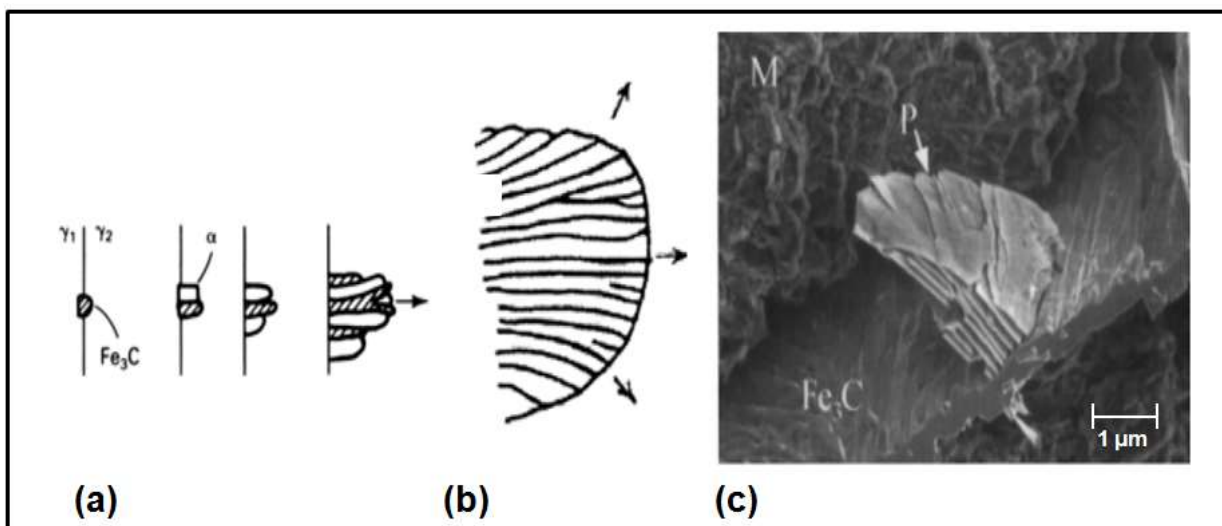


Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

Como a perlita é composta por duas fases, a composição e o local da orientação que irão determinar qual fase será nucleada primeiramente. Quando a cementita nucleia primeiramente, como mostrado na Figura 16(a), o seu crescimento diminui o teor de carbono nas regiões laterais, levando a formação da fase ferrita. Em consequência, o crescimento da ferrita acarreta

em segregação de carbono para a austenita, até o nível de carbono da cementita ser atingido. Nesse ponto, a cementita será nucleada e assim, sucessivamente (ASM HANDBOOK, 2004).

Figura 16 - Esquematização do crescimento da perlita.



a) Nucleação da perlita.

b) Crescimento da colônia.

c) Amostra de aço mostrando o crescimento da colônia de perlita fora da placa de cementita pro-eutetóide.

Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

3.3.3 Martensita

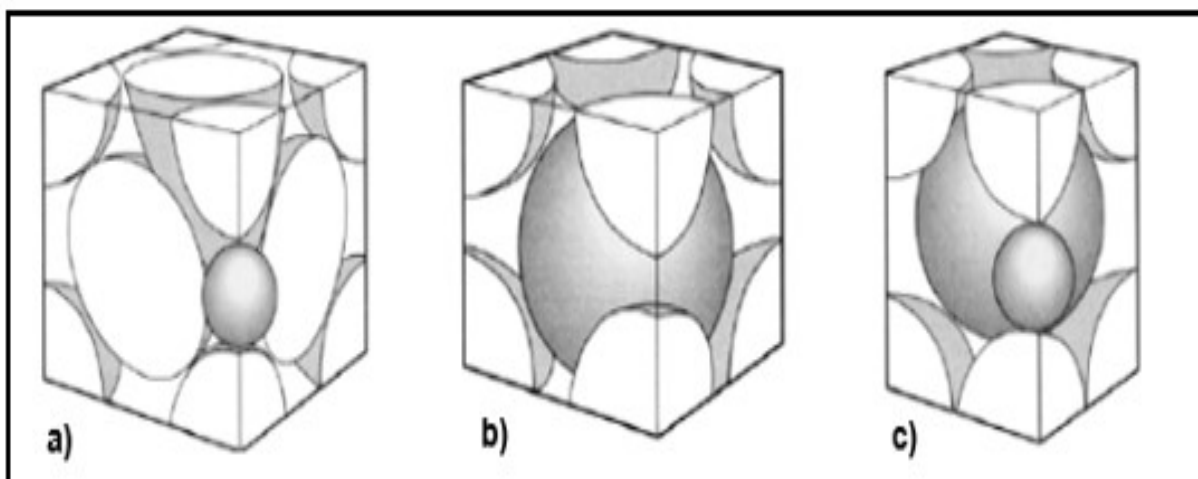
A martensita é uma fase metaestável formada durante uma transformação displaciva (atérmica), fora do equilíbrio termodinâmico, resultado de um resfriamento brusco da austenita. Como essa fase é termodinamicamente metaestável, ela não se encontra no diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono.

Ao contrário da ferrita ou da perlita, a fase martensítica é formada durante uma transformação adifusional, na qual um cisalhamento da rede austenítica ocorre e a composição química (teor de carbono) da fase original não se altera. Assim, a martensita também é classificada como uma “solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), uma forma distorcida de ferro cúbico de corpo centrado (CCC)”. (COSTA E SILVA, MEI, 2010).

Quando submetida a uma alta taxa de resfriamento, a microestrutura austenítica compactamente densa, mostrada na Figura 17 (a) é incapaz de se rearranjar e a formação de uma fase mais estável (menos compacta) como a ferrita, mostrada na Figura 17 (b), será impedida, pois não

há tempo para ocorrer difusão. Com isso, uma elevada componente cisalhante atua no sistema e provoca um movimento ordenado e cooperativo dos átomos, resultando em uma expansão no volume da microestrutura e conseqüente formação da martensita, mostrada na Figura 17 (c) (ASM HANDBOOK, 2004).

Figura 17 - Estruturas cristalinas.



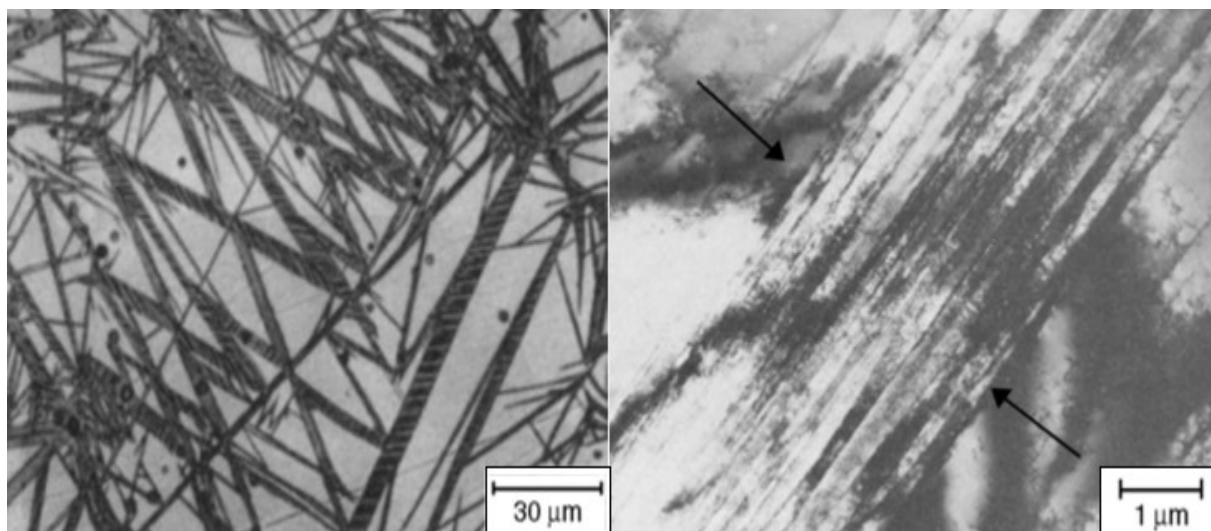
a) Austenita (CFC), b) Ferrita (CCC) e c) Martensita (TCC)

Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

A formação da martensita é totalmente dependente da temperatura, pois mesmo no resfriamento brusco, essa fase só surgirá abaixo de temperatura crítica (T_{Mi}). “Isso ocorre, porque, sendo a martensita uma fase cuja formação ocorre com deformações, ela precisa de uma quantidade de energia elástica para sua formação.” Além disso, a transformação cessa quando o sistema atinge uma temperatura final (T_{Mf}) e toda austenita que não transformada é denominada “austenita retida”. Os valores de T_{Mi} e T_{Mf} variam de acordo com a composição química do aço (COSTA E SILVA, MEI, 2010).

Quando o sistema está delimitado, duas formas de martensita podem ser formadas, a fim de diminuir a energia durante a deformação; placas e ripas, como mostrado nas micrografias da Figura 18. Sendo a primeira encontrada em aços de alto teor de carbono ($>1\%C$) e a segunda em aços de médio e baixo teor de carbono.

Figura 18 - Micrografias da martensita em forma de placas e ripas, respectivamente.



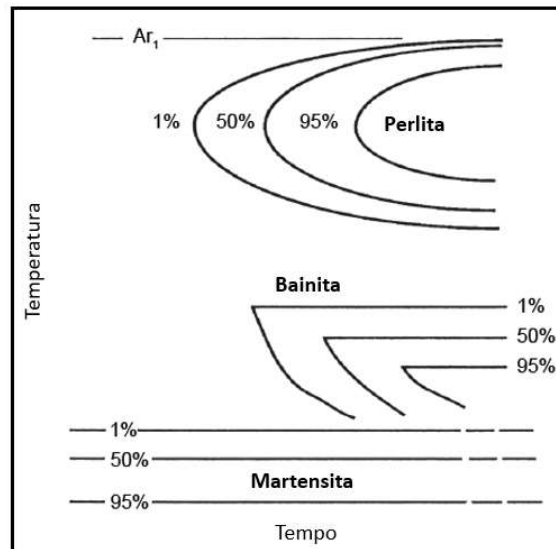
Fonte: ASM HANDBOOK, 2004.

3.3.4 Bainita

Bainita é uma estrutura intermetálica, composta por placas ou ripas de ferrita com precipitados de carbonetos, resultado de uma transformação reconstrutiva juntamente com a displaciva, onde a difusão e o cisalhamento da estrutura cristalina ocorrem conjuntamente. Sua formação é consequência de um resfriamento não tão lento da austenita, onde ferrita e a perlita seriam formadas, e não tão rápido, onde a martensita seria formada (BHADESHIA, HONEYCOMBE, 2006). Assim, a temperatura de formação da bainita é intermediária as temperaturas de formação da martensita e ferrita, como mostrado no diagrama TTT esquemático (temperatura-tempo-transformação) da Figura 19.

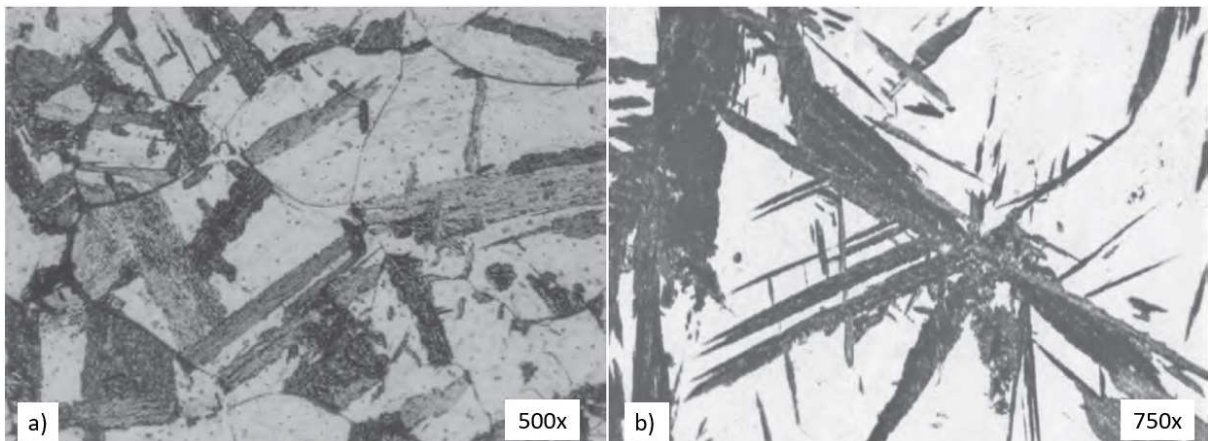
Em aços com médio teor de carbono, dependendo da faixa da temperatura de transformação, duas morfologias bainíticas podem ser originadas, a bainita inferior ou bainita superior, como mostra a Figura 20. A bainita superior será formada em temperaturas bem abaixo da região de formação da perlita (abaixo de 500°C) e a bainita inferior será formada em temperaturas mais baixas, onde a difusão de carbono será reduzida (KRAUSS, 2015).

Figura 19 - Regiões de formação da bainita no diagrama TTT.



Fonte: KRAUSS, 2015.

Figura 20 - Micrografias Ópticas das diferentes morfologias da bainita.



a) Bainita Superior

b) Bainita Inferior

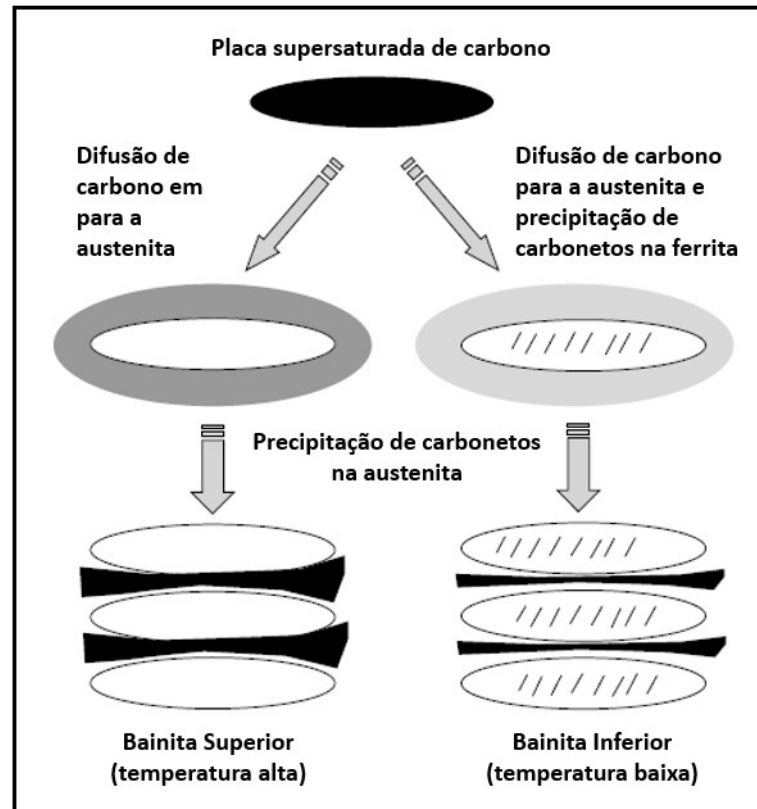
Fonte: TOTTEN, 2006.

A bainita superior é composta por finas agulhas de ferrita cercadas de precipitados de carbonetos (cementita) e sua formação ocorre em duas etapas. No primeiro momento a ferrita é formada e o carbono em excesso se difunde para a austenita que a circunda. Em seguida, ocorre a precipitação da cementita entre as agulhas de ferrita. (COSTA E SILVA, MEI, 2010).

Como esquematizado na Figura 21, o processo de formação da bainita inferior é semelhante ao da bainita superior, contudo, como a temperatura é menor, não a tempo suficiente para que a difusão do carbono aconteça. Dessa forma, ocorre a precipitação de carbonetos dentro e ao

redor da ferrita e esses carbonetos são mais finos que os presentes na bainita superior, cujo crescimento é dificultado em temperaturas mais baixas (COSTA E SILVA, MEI, 2010).

Figura 21 - Esquemática da formação da bainita superior e inferior.



Fonte: TOTTEN, 2006.

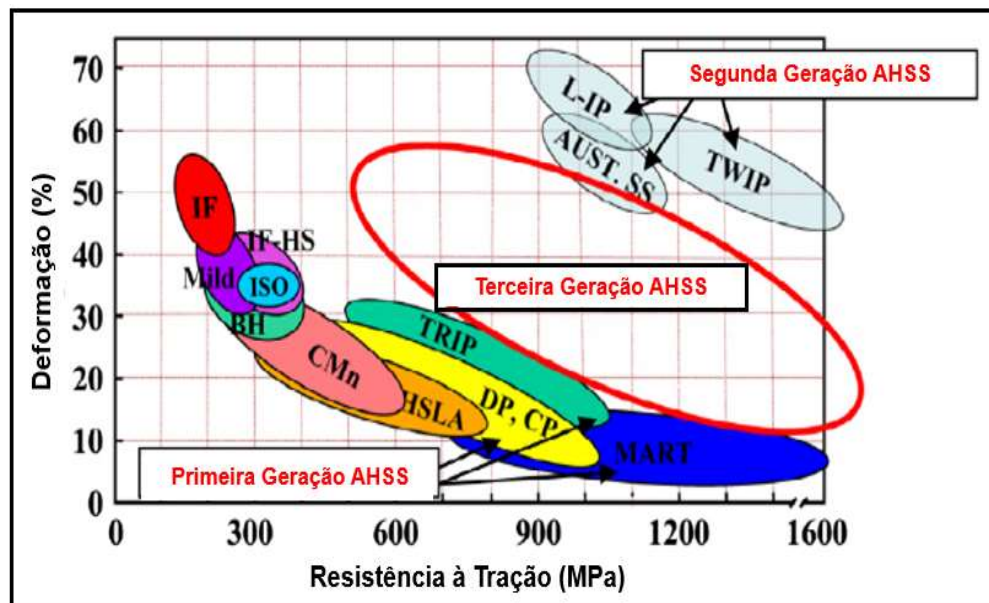
3.4 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)

A sigla AHSS, “*Advanced High Strength Steels*” (Aços Avançados de Alta Resistência), classifica uma família de aços que são diferenciados com base em suas propriedades mecânicas principais, resistência à tração (>600MPa) e limite de escoamento (>300MPa). Ao contrário dos aços convencionais, nos quais essas propriedades são antagônicas, pois um aumento na resistência resulta em um decréscimo na ductilidade, os AHSSs exibem concomitantemente alta resistência mecânica e elevada ductilidade/conformabilidade (KUZIYAK, KAWALLA, WAENGLER, 2018; CHUNG, JEON, CHANG, 2010).

De acordo com os níveis de desenvolvimento, os AHSSs podem ser divididos em três gerações de aços, como esquematizado na Figura 22:

- Primeira Geração: incluem os aços *Dual Phase* (DP), *Complex Phase* (CP), aços com plasticidade induzida pela deformação “*Transformation-Induced Plasticity steels*” (TRIP), e Martensíticos (MART). “Esses aços são capazes de combinar melhor resistência e ductilidade, sem elevar significativamente o custo quando comparados aos aços convencionais de alta resistência (HSS)” (ZHAO, ZHENGYI, 2018).
- Segunda Geração: engloba os aços com plasticidade induzida por maclação “*Twinning-Induced Plasticity steels*” (TWIP) e Inoxidáveis Austeníticos (AUST.SS). Essa geração exibe os maiores valores de deformação e resistência. Contudo, por requererem altos teores de elemento de liga, como níquel e cromo, seu custo de produção é elevado (ZHAO, ZHENGYI, 2018).
- Terceira Geração: esses aços ainda estão em desenvolvimento e irão apresentar propriedades mecânicas intermediárias comparados aos aços das gerações anteriores (ZHAO, ZHENGYI, 2018).

Figura 22 - Posicionamento das três gerações de classes de AHSS em um gráfico de deformação x resistência à tração



Fonte: ZHAO, ZHENGYI, 2018.

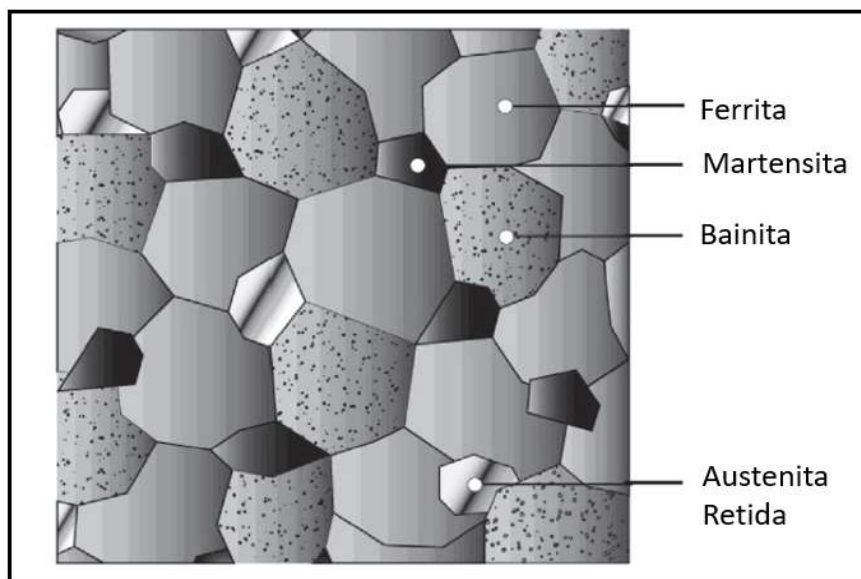
3.4.1 Aços avançados de plasticidade induzida por transformação (TRIP)

Os aços com plasticidade induzida por transformação foram assim nomeados devido ao efeito TRIP que exibem durante a sua deformação a frio, no qual a austenita retida, presente em sua microestrutura, é transformada em martensita. Esses aços são capazes de exibir não somente alta resistência mecânica ($>800\text{MPa}$), ductilidade ($>30\%$) e capacidade de endurecimento em trabalho a frio, mas também boa capacidade de estampabilidade/conformabilidade, pois são altamente capazes de absorver energia (WANG *et al.*, 2012).

O alcance das propriedades desejadas desses aços está intimamente relacionado ao mecanismo TRIP e com as características de sua microestrutura complexa, composta pela combinação de diferentes fases, com frações volumétricas, quantidades e morfologias específicas. Além disso, a estabilidade dos constituintes metaestáveis, como a austenita retida, influencia diretamente no comportamento mecânico desses materiais (ZHAO, ZHENGYI, 2018).

Como é mostrado na Figura 23, microestrutura dos aços TRIP consiste basicamente em matriz ferrítica cúbica de corpo centrado, ilhas de austenita retida metaestável dispersas na matriz ferrítica e estrutura bainítica, onde lamelas ultrafinas de austenita retida estão presentes na martensita, (constituente chamado de MA). (SHEN *et al.*, 2015).

Figura 23 - Desenho esquemático da microestrutura de aços TRIP.

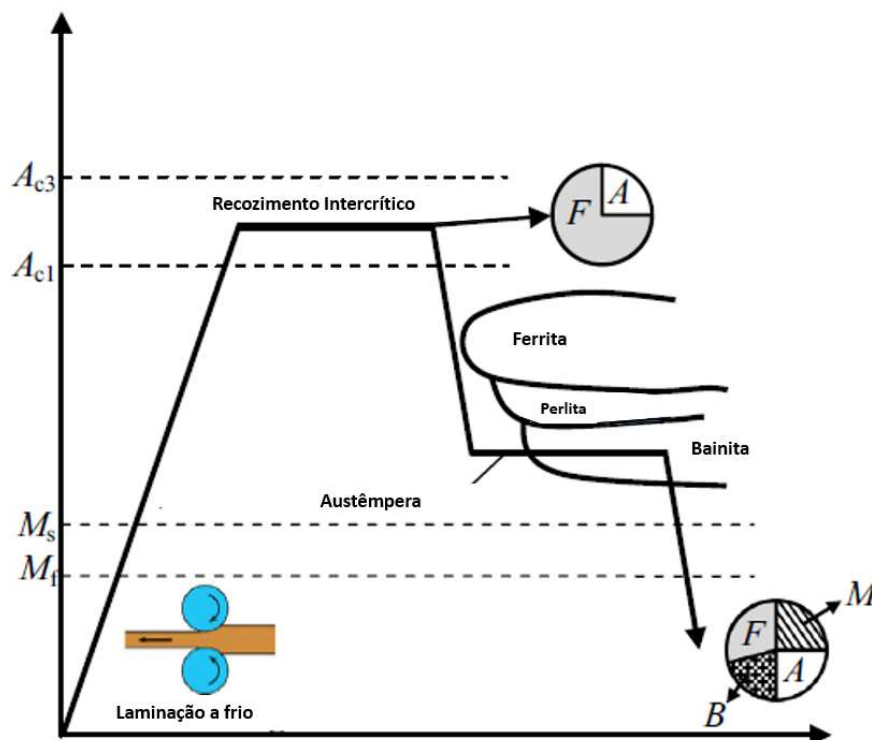


Fonte: ZHAO, J., ZHENGYI, J., 2018.

Apesar de atualmente existir uma ampla gama de aços TRIP com composições químicas distintas, essa classe contém, normalmente, baixo percentual de elementos de liga, cuja composição química convencional é 0,12 – 0,55% em peso de carbono, 0,20 – 2,5% em peso de manganês e 0,40 – 1,8% em peso de silício. “Nos atuais aços TRIP de 800 MPa, o teor total de elementos de liga é 3,5% em peso”. (KUZIYAK, KAWALLA, WAENGLER, apud MATSUMURA, 2008, p.107).

Para se obter a microestrutura desejada, primeiramente os aços TRIP devem ser laminados (frio ou a quente), recozidos e posteriormente, ainda devem ser submetidos a dois de tratamentos térmicos distintos. A primeira etapa consiste no recozimento intercrítico, em temperaturas entre 780-880°C, com subsequente resfriamento e recozimento isotérmico (austêmpera), em temperaturas entre 350 – 450°C e por final outro resfriamento brusco, onde a temperatura ambiente é alcançada. A microestrutura após o recozimento intercrítico será composta basicamente por ferrita e austenita e ao final da austêmpera, zona de formação bainítica, “conterá de cerca de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida”. (KUZIYAK, KAWALLA, WAENGLER, 2008, p.113). Na figura 24 são ilustradas as duas rotas térmicas a que são submetidos os aços para alcance da microestrutura microconstituída.

Figura 24 - Mudanças de temperatura durante tratamentos térmicos dos aços TRIP.



Fonte: ZHAO, ZHENGYI, 2018.

Durante a deformação, a transformação da austenita retida metaestável em martensita, resulta no aumento do coeficiente de encruamento, “devido a geração de deslocações e tensões internas localizadas no entorno das fases”, provocando o aumento na resistência mecânica. (ZHAO, ZHENGYI, 2018, p. 184). Além disso, essa transformação de fase é acompanhada de uma expansão do volume e consequente redistribuição de tensões, levando a um acréscimo da capacidade de deformação uniforme e total desses aços. Assim, a austenita retida, estável a temperatura ambiente, é considerada o constituinte mais importante desse aço. (YU *et al.*, 2013).

Estabilidade da Austenita Retida

De acordo com Mukherjee *et al.* (2006), para o alcance de uma alta conformabilidade nos aços TRIP, a austenita retida deve possuir uma estabilidade ideal, que viabiliza sua transformação progressiva em temperatura ambiente e faz com que o efeito TRIP ocorra em uma faixa de deformação maior. Na Figura 25 é mostrada a austenita retida presente em uma microestrutura de um aço TRIP.

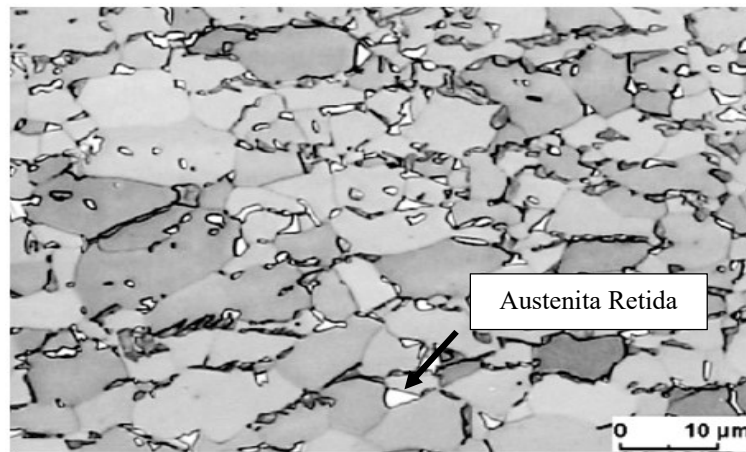
A estabilidade da austenita pode ser afetada pela concentração de carbono, morfologia e tamanho do grão da austenita retida, resistência da fase matriz, nível de tensão, temperatura e taxa de deformação, fases ao redor da austenita retida e composição química do material (SUGIMOTO, 2006). Alguns elementos de liga como manganês, silício e alumínio são adicionados ao aço para melhorar a estabilidade, mas os respectivos teores devem ser analisados com cuidado para que outras propriedades do material não sejam prejudicadas (HOSSEINI, HANZAKI-ZAREI, YUE, 2015).

O fator mais importante que interfere a estabilidade é a temperatura de transformação da martensita do aço TRIP, chamada de M_i . Essa temperatura deverá ser abaixo da temperatura ambiente e quanto menor ela for, maior a estabilidade da fase austenítica. Além disso, o teor de carbono presente na austenita interfere na sua estabilidade química em temperatura ambiente. Dessa forma, é crucial que a austenita seja enriquecida em carbono durante a formação da microestrutura (ZHAO, ZHENGYI, 2018).

Segundo Zhao e Zhengyi (2018) “o teor de carbono determina a força motriz química para a transformação da austenita retida em martensita, “*the stress-free transformation strain*” e o

comportamento de fluxo da austenita retida.”. Como o aumento do teor de carbono diminui a M_i , conseqüentemente, quanto maior esse teor, maior fração volumétrica de austenita permanecerá na microestrutura. Assim, os aços TRIP devem conter, geralmente, 1% ou mais em teor de carbono, mas esse valor é limitado até 0,20 – 0,25% para não interferir negativamente na soldabilidade do material. (ZHAO, ZHENGYI, 2018, p. 184).

Figura 25 – Ilustração da austenita retida dispersa na microestrutura dos aços TRIP.

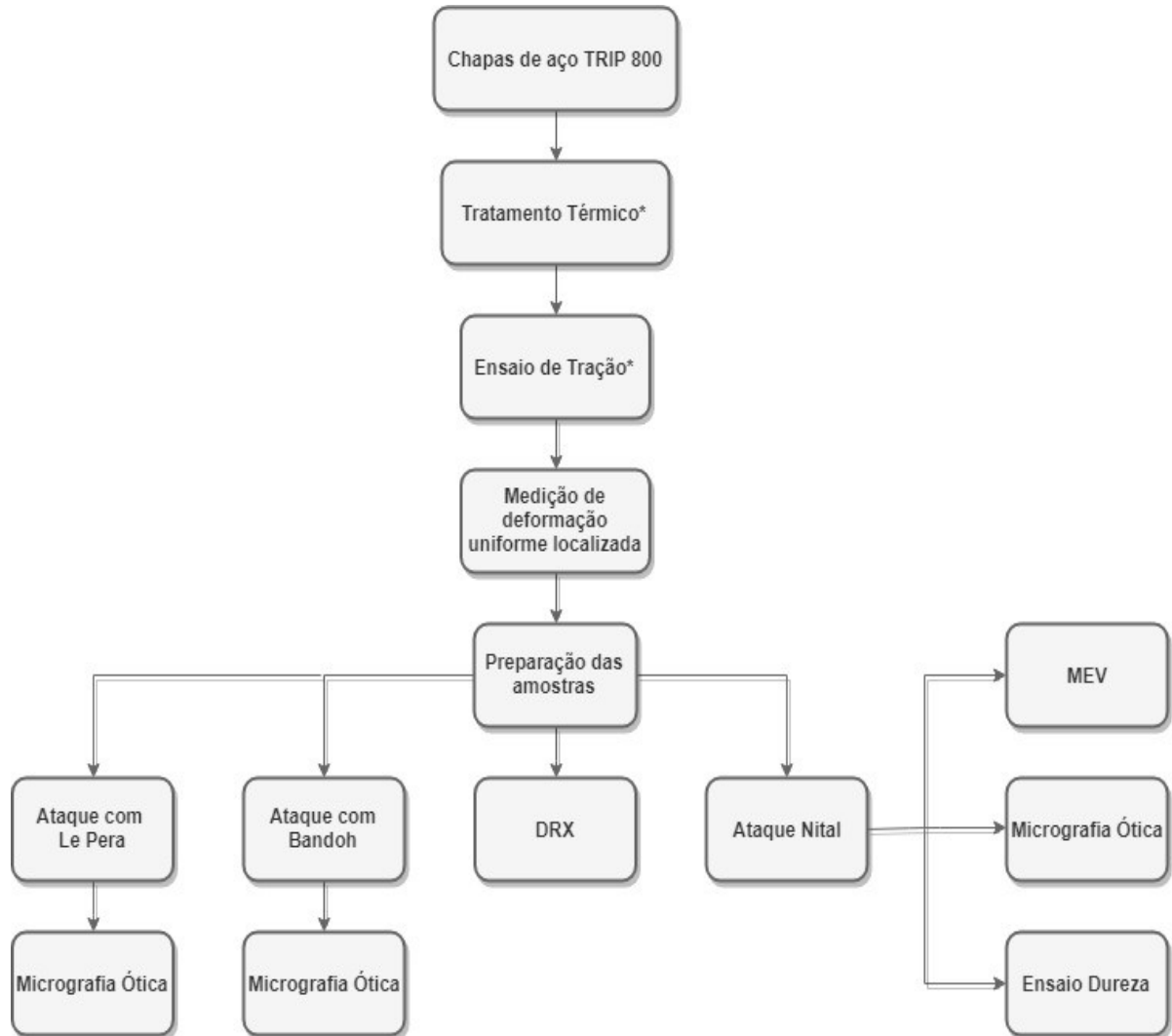


Fonte: GRONOSTAJSKI, NIECHAJOWICZ, POLAK, 2010.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O procedimento experimental realizado está detalhado no fluxograma mostrado na Figura 26.

Figura 26 - Fluxograma do procedimento experimental executado.



* Etapas desenvolvidas em um trabalho anterior de mestrado.
Fonte: Próprio autor.

4.1 Material

Os materiais utilizados são amostras de aço TRIP 800, oriundas do trabalho de mestrado desenvolvido por Ferreira (2018), onde foram tratadas termicamente e subsequentemente, submetidas a ensaio de tração até ruptura. A composição química (% em peso) desse aço é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP 800.

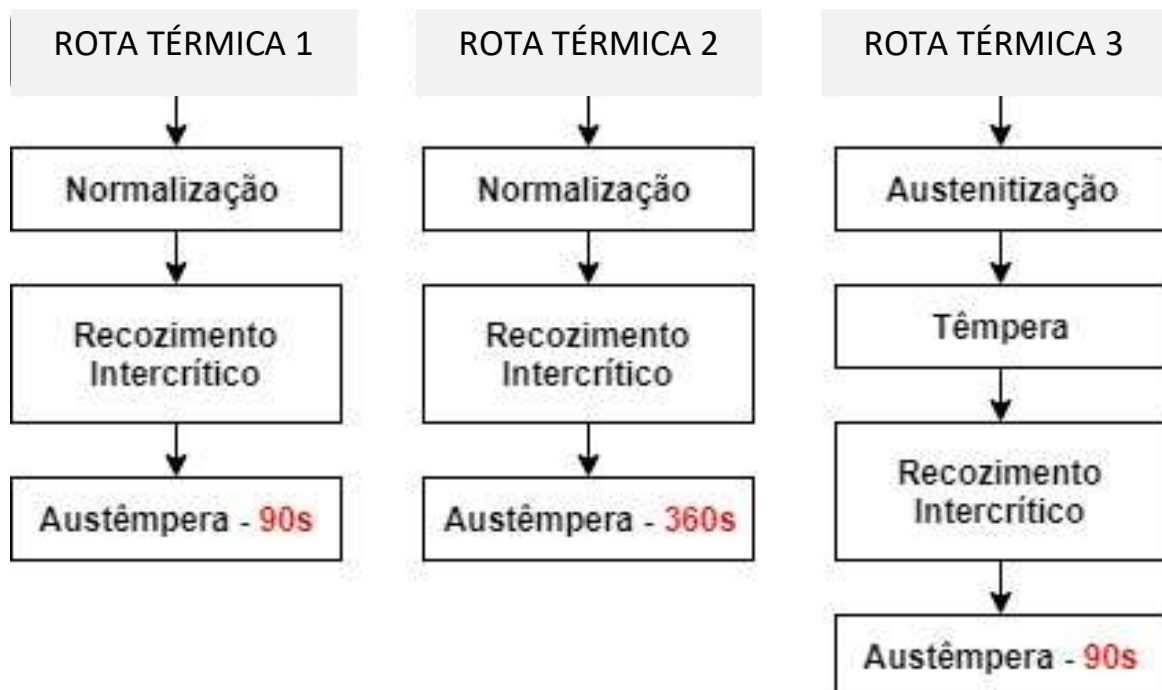
Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
96,2	0,23	1,59	1,79	0,0199	0,0185	0,02	0,0127
Ni	Al	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
0,0181	0,0667	0,0217	0,0078	0,0073	0,0045	0,0095	0,0057

Fonte: Adaptado de Ferreira (2018).

Tratamento Térmico

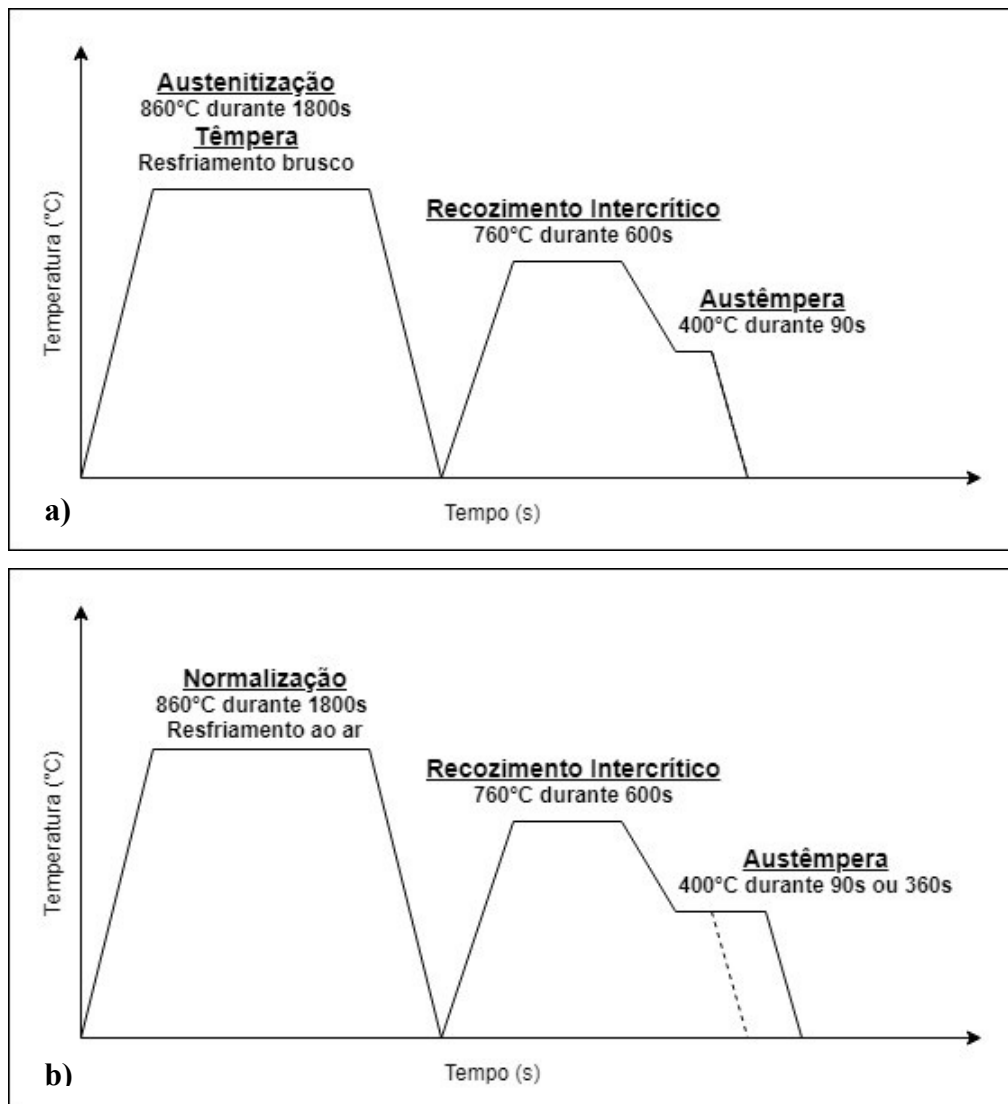
Para o presente trabalho, três rotas térmicas foram selecionadas, como mostrado no fluxograma da Figura 27. As temperaturas e os tempos utilizados estão descritas nos ciclos térmicos esquematizados na Figura 28. As amostras submetidas somente as rotas térmicas foram nomeadas, amostras estado inicial.

Figura 27 - Sequência de tratamentos térmicos realizados nas amostras analisadas.



Fonte: Próprio autor.

Figura 28 - Tratamentos térmicos com respectivas temperaturas e tempos.



a) Sequência de tratamentos térmicos da condição 3.

b) Sequência de tratamentos térmicos das condições 1 e 2 (linha pontilhada: condição 1, duração 90s).

Fonte: Próprio autor.

Ensaio de Tração

Para estudo da influência da deformação plástica de 10% e 20% após as rotas térmicas, na microestrutura e no comportamento mecânico, o presente trabalho também fez uso dos corpos de prova que foram submetidos a ensaio de tração até ruptura após os respectivos tratamentos térmicos. Essas amostras foram nomeadas: amostras deformadas 1, 2 e 3.

4.2 Métodos

4.2.1 Medição de deformação uniforme localizada

Medições do comprimento e largura das áreas transversais ao longo dos corpos de prova submetidos a ruptura foram realizadas e utilizando a equação 1, detectou-se as regiões que possuíam deformação plástica de 10% e 20%. Essas regiões foram marcadas e posteriormente cortadas. Após corte de todas as regiões, para cada ciclo de tratamentos térmicos, obteve-se 3 tipos amostras para cada rota térmica: no estado inicial (não deformadas), deformada plasticamente de 10% e deformada plasticamente de 20%. Dessa forma, o trabalho analisou 9 tipos de amostras.

$$\text{deformação real} = \ln \left(\frac{a_0}{a} \right) \quad (1)$$

Onde:

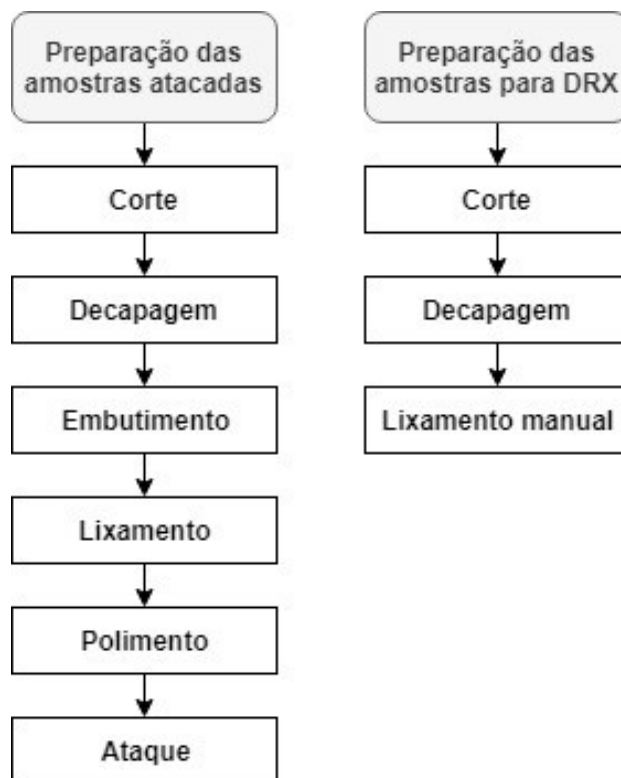
a_0 – área inicial da seção transversal do corpo de prova (antes do ensaio de tração), cujas dimensões eram 12,15mm de largura e 1,5mm de espessura. Dessa forma, 12,15x1,5 resultou 18,75mm².

a – área transversal da região medida.

4.2.2 Preparação das amostras

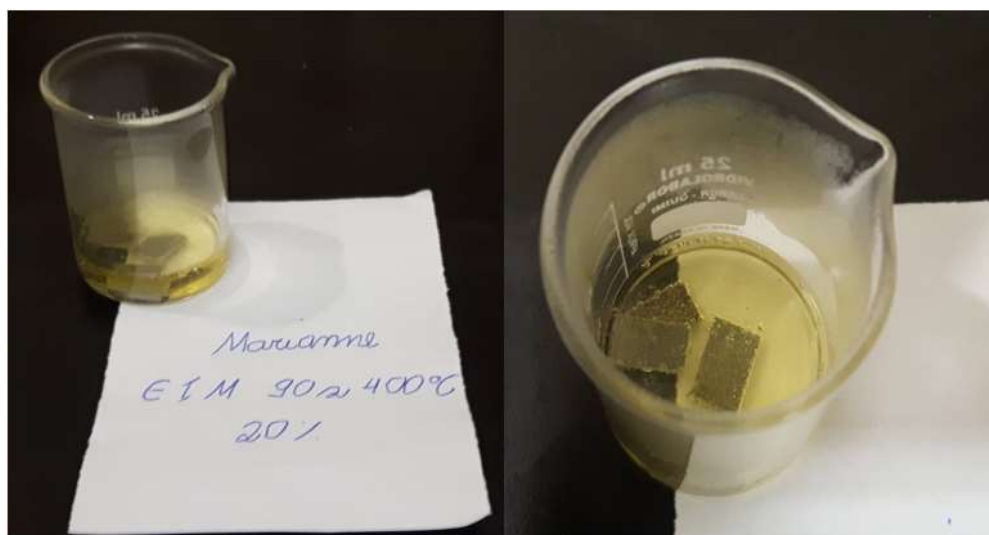
No fluxograma da Figura 29 é descrito a etapa de preparação das amostras, em que a preparação das amostras atacadas por reagentes se difere do preparo conduzido nas amostras submetidas, posteriormente ao ensaio de Difração de Raios X. A sequência de preparação consiste, primeiramente, no corte das amostras, onde foi utilizada a cortadora metalográfica de modelo COR 80/2 de marca Arotec. Em seguida, as amostras cortadas foram submetidas a decapagem com ácido clorídrico durante 2 horas, para remoção de superfície de óxidos, como mostrado na Figura 30. Posteriormente, para melhor manuseamento, as amostras foram embutidas a frio, utilizando-se resina de polimetilmetacrilato com respectivo agente de cura. Por fim, as amostras foram lixadas, polidas e subsequentemente atacadas.

Figura 29 - Fluxograma da preparação das amostras.



Fonte: Próprio autor.

Figura 30 - Decapagem com ácido clorídrico



Fonte: Próprio Autor

O lixamento foi realizado somente na lixa de 600 mesh em lixadeira semiautomática Arotec e o polimento ocorreu em duas etapas na politriz semiautomática, marca Arotec. Na primeira etapa utilizou-se o pano com pasta de diamante de granulometria $9\mu\text{m}$ e na segunda de $3\mu\text{m}$.

No caso da preparação para o ensaio de difração, as amostras foram somente decapadas com ácido clorídrico e, em seguida, lixadas manualmente com lixa de 600 mesh. Esse procedimento foi adotado para se eliminar a possibilidade de as amostras serem deformadas e consequente transformação da austenita retida em martensita ocorrer.

4.2.3 Ataque químico

Para cada tipo de amostra, três ataques distintos foram realizados, com reagente Bandoh, Nital e Le Pera. A Tabela 2 descreve a composição química do reagente, proporções das soluções que o compõem e sequência de mistura das soluções para seu preparo.

Tabela 2 - Composição química, proporção e sequência de adição das soluções para preparo de cada reagente.

REAGENTE	SOLUÇÃO	PROPORÇÃO	SEQUÊNCIA
NITAL	1- Ácido nítrico: 4% em solução alcoólica;	-	-
BANDOH	1- Tiosulfato de sódio: 7% <i>m/v</i> em solução alcoólica;	Solução 1: 2ml	1° Solução 1
	2- Ácido pícrico: 5% <i>m/v</i> em solução aquosa;	Solução 2: 2ml	2° Solução 2
	3- Ácido nítrico: 4% em solução alcoólica;	Solução 3: 1,5ml	3° Solução 3
LE PERA	1- Metabissulfito: 1% <i>m/v</i> em solução aquosa;	Solução 1: 2ml	1° Solução 1
	2- Ácido pícrico: 5% <i>m/v</i> em solução aquosa;	Solução 2: 2ml	2° Solução 2

Fonte: Próprio Autor.

Para o ataque com Nital 3%, as amostras foram mantidas em imersão em um vidro de relógio contendo o reagente por aproximadamente 6s, tempo suficiente para a superfície adquirir tonalidade fosca. Em seguida, as mesmas foram lavadas com sabão em água corrente, molhadas com álcool e secadas.

Em relação aos ataques com Bandoh e Le Pera, os mesmos procedimentos citados anteriormente foram adotados, diferindo somente os tempos de imersão empregados, sendo aproximadamente, 5s no Bandoh e 14s no Le Pera. Além disso, era imprescindível que as soluções, que compõem cada reagente, fossem misturadas no instante antes da imersão da amostra.

Como descrito no fluxograma da Figura 26, amostras atacadas por Bando e Le Pera foram caracterizadas somente por Microscopia Óptica (MO). Por outro lado, as amostras atacadas por Nital 3% foram analisadas no MO, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e submetidas a ensaio de Microdureza Vickers.

4.2.4 Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para análise microestrutural, utilizou-se, como exibido na Figura 31, o Microscópio Óptico da marca Fortel, com sistema de digitação Kontrol, e o Microscópio Eletrônico de Varredura, marca Shimadzu, modelo SSX-550, elétrons secundários, para capturar imagens das amostras, com ampliações distintas.

Figura 31 - Microscópio Óptico e Microscópio Eletrônico de Varredura.



(a)

a) Microscópio Óptico Fortel.



(b)

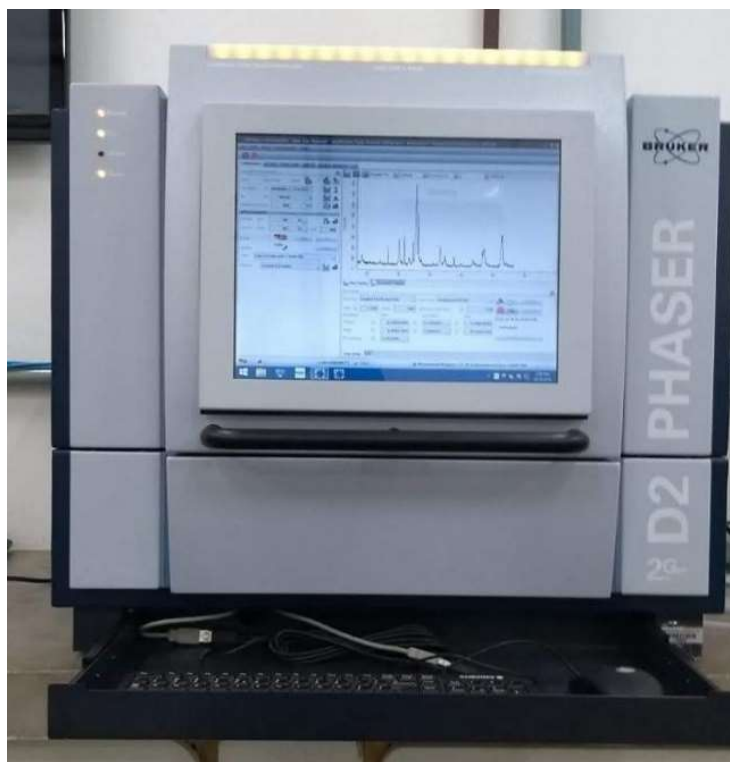
b) Microscópio Eletrônico de Varredura Shimadzu SSX-S50.

Fonte: Próprio autor.

4.2.5 Difração de Raios X (DRX)

Para identificação das fases/constituintes presentes nas amostras, ensaios de Difração de Raios X foram conduzidos, empregando o equipamento da marca Bruker, modelo D2 Phaser, mostrado na Figura 32. Os parâmetros utilizados foram: variação no ângulo de varredura de 35°C a 120° , passo de $0,020^{\circ}$, tubo de $\text{CuK}\alpha$ de 30KV e 10mA, tempo de contagem de 1s por passo, detector de alta velocidade e porta amostra foi rotacionado em volta do próprio eixo com rotação de 8rpm. Após obtenção dos dados, difratogramas foram plotados no programa Origin.

Figura 32 - Equipamento utilizado na Difração de Raios X.



Fonte: Próprio autor.

4.2.6 Ensaio de Microdureza Vickers

Para caracterização mecânica por meio do ensaio de Microdureza Vickers, 10 medições em regiões distintas das amostras atacadas com Nital 3% foram realizadas, utilizando carga de 1Kgf no penetrador tipo Vickers e tempo de penetração de 15s. Em seguida, a média e desvio padrão das durezas obtidas foram calculadas e gráficos, estilo coluna, foram plotados no Excel. O microdurômetro, da marca Shimadzu e modelo HMV, onde os ensaios foram realizados está mostrado na Figura 33.

Figura 33 - Microdurômetro.



Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Microestrutural

5.1.1 Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Nas imagens obtidas, por meio da MO, das amostras atacadas com Nital 3%, dispostas nas Figuras 34 - 42 a) e b), foi possível a identificação dos grãos de ferrita nas regiões de tons claros e dos demais constituintes (bainita/martensita/austenita retida) nas regiões escuras. Além disso, observou-se que a ferrita apresenta uma morfologia mais equiaxial nas amostras 1 e 2 e tende a ser mais acicular nas amostras 3, tanto no estado inicial quanto nos estados deformados. Esse fato pode estar relacionado ao efeito do tratamento térmico anterior de austenitização – têmpera, no qual as amostras 3 foram submetidas (CHIANG *et al.*, 2015).

Em relação as micrografias das amostras atacadas com Bandoh, exibidas nas Figuras 34 – 42 c), a ferrita e a bainita foram reveladas na coloração azul ou marrom e a martensita/austenita retida (MA) na coloração amarelada. (CHIANG *et al.*, 2011). Entretanto, devido as possíveis variações de cores para uma mesma fase, a detecção não foi baseada somente na coloração, mas em conjunto com a análise das outras micrografias (BANDOH *et al.*, 1988).

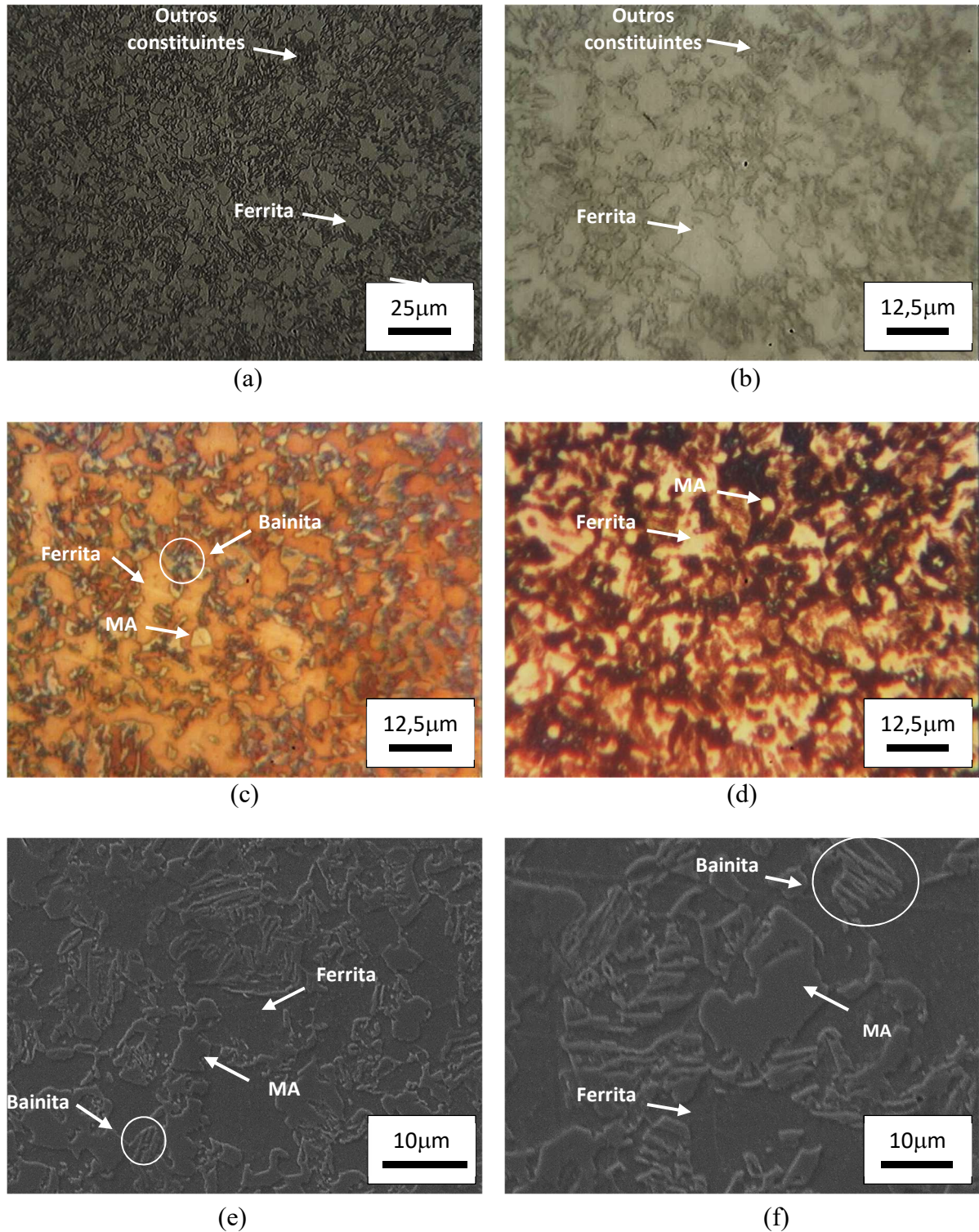
No ataque com Le Pera, como exibido nas micrografias nas Figuras 34 – 42 d), segundo Vander Voort (1999), a bainita adquire tom de preto, a ferrita castanho e a martensita branco. Contudo, em algumas micrografias, como mostrado na Figura 34 d), não foi possível a distinção de cores entre a ferrita e a martensita, pois a ferrita adquiriu também coloração clara. Segundo LePera (1999), caso o ataque ultrapasse o tempo de duração, a ferrita exibirá um brilho de grãos orientados ("oriented grain luster"). Assim, alguns grãos de ferrita ficarão escuros e outros não, resultado das diferentes orientações cristalográficas dos mesmos. Assim, nesses casos, a diferenciação entre a ferrita e martensita, ocorreu com base na morfologia de ilhas arredondadas apresentada pela martensita em outras micrografias.

Nas imagens do MEV, dispostas nas Figuras 34 - 42 d) e e), os grãos de ferrita foram identificados nas regiões escuras e o constituinte MA em blocos/ilhas de coloração clara. Já a bainita foi revelada em áreas constituídas por regiões escuras mescladas paralelamente com regiões claras. Comparando as micrografias do MEV das amostras 1 e 2, observa-se um

aumento da presença da bainita nas amostras 2, que pode estar relacionado a maior duração da austêmpera, zona de formação bainítica.

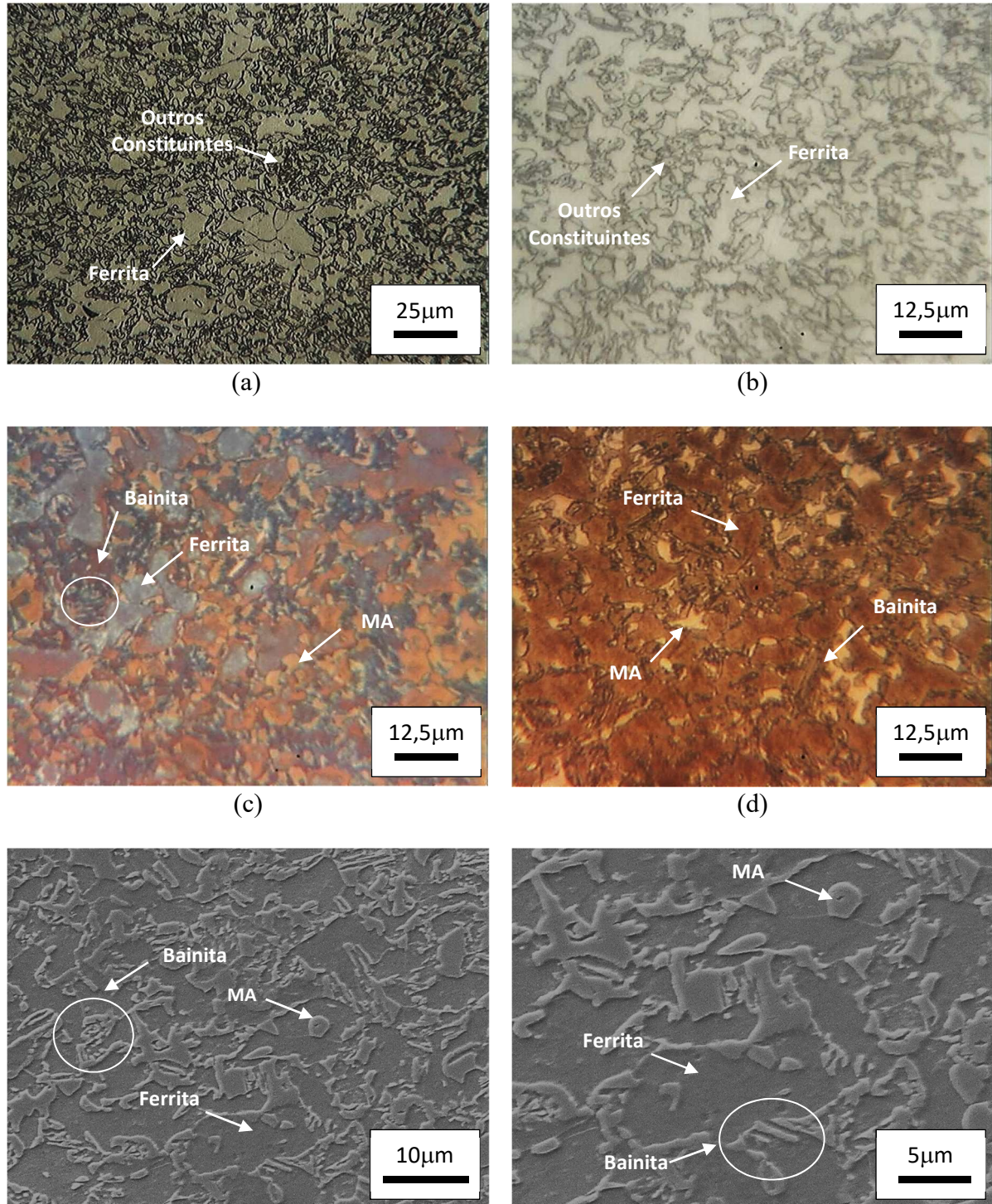
Ainda em relação as imagens obtidas por meio do MEV, notou-se que nas amostras deformadas, a ferrita aparece com certa irregularidade, topografia acidentada, podendo ser uma consequência das linhas de deformação. Acredita-se que a ferrita tenha sido a principal responsável pela deformação plástica, juntamente com o auxílio da austenita retida.

Figura 34 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura da Amostra 1 estado inicial – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.



- (a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).
 (c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).
 (d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).
 (e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).
 Fonte: Próprio autor.

Figura 35 - Imagens (MO E MEV) da microestrutura do Amostra 1, 10% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.



(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).

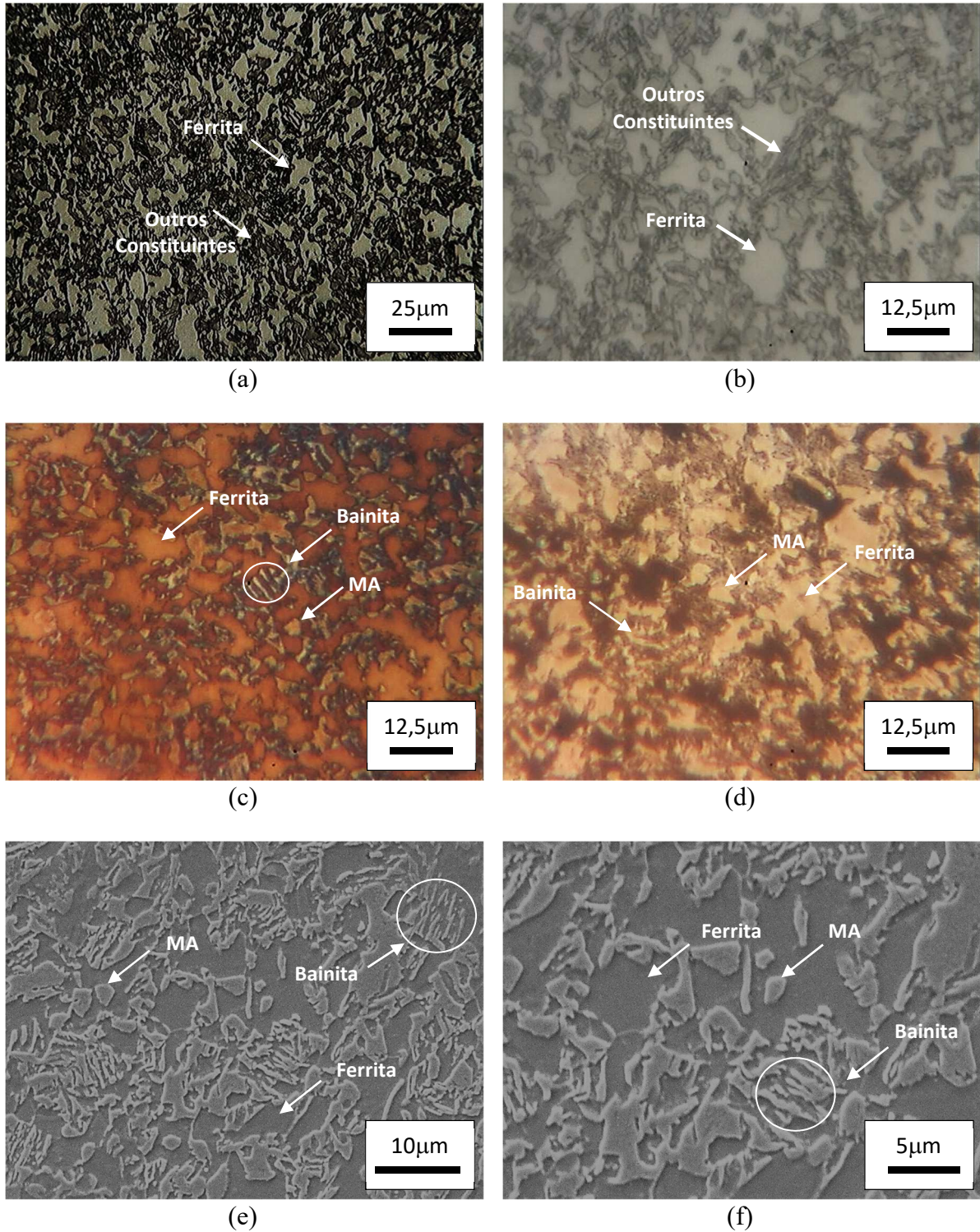
(c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).

(d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).

(e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).

Fonte: Próprio autor.

**Figura 36 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 1, 20% de deformação
 – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C
 600s + austêmpera 400°C 90s**



(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).

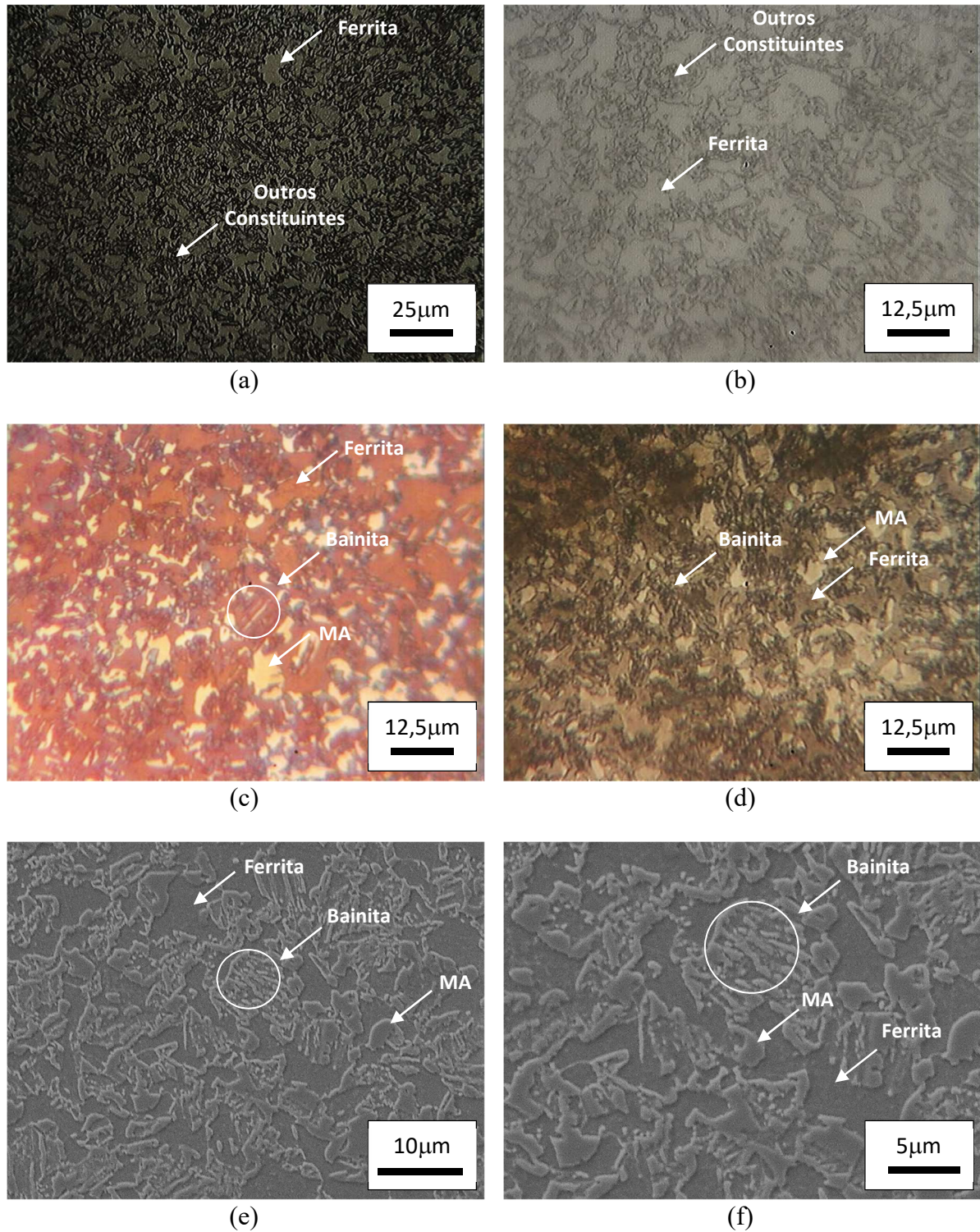
(c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).

(d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).

(e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).

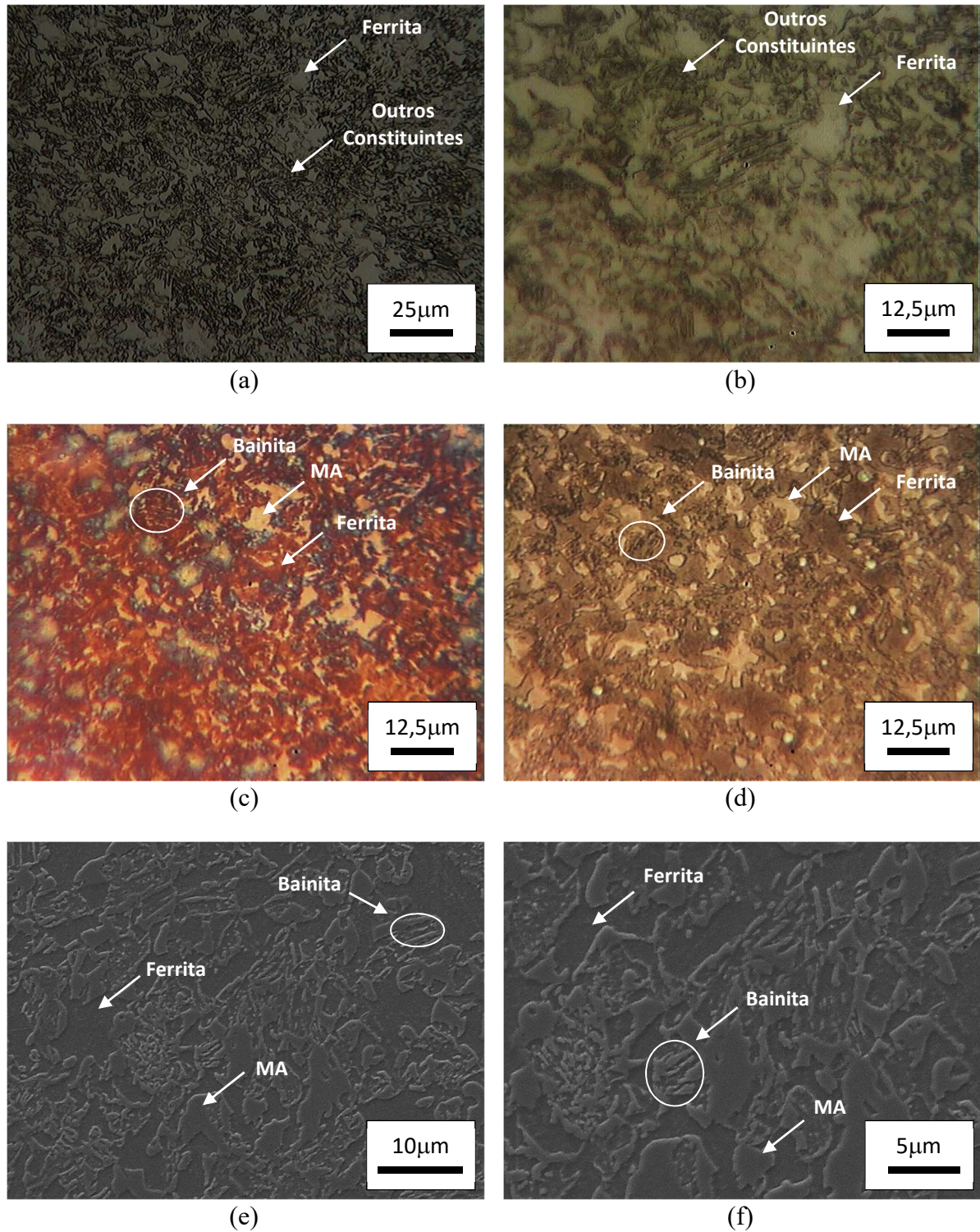
Fonte: Próprio autor.

Figura 37 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, estado inicial – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s



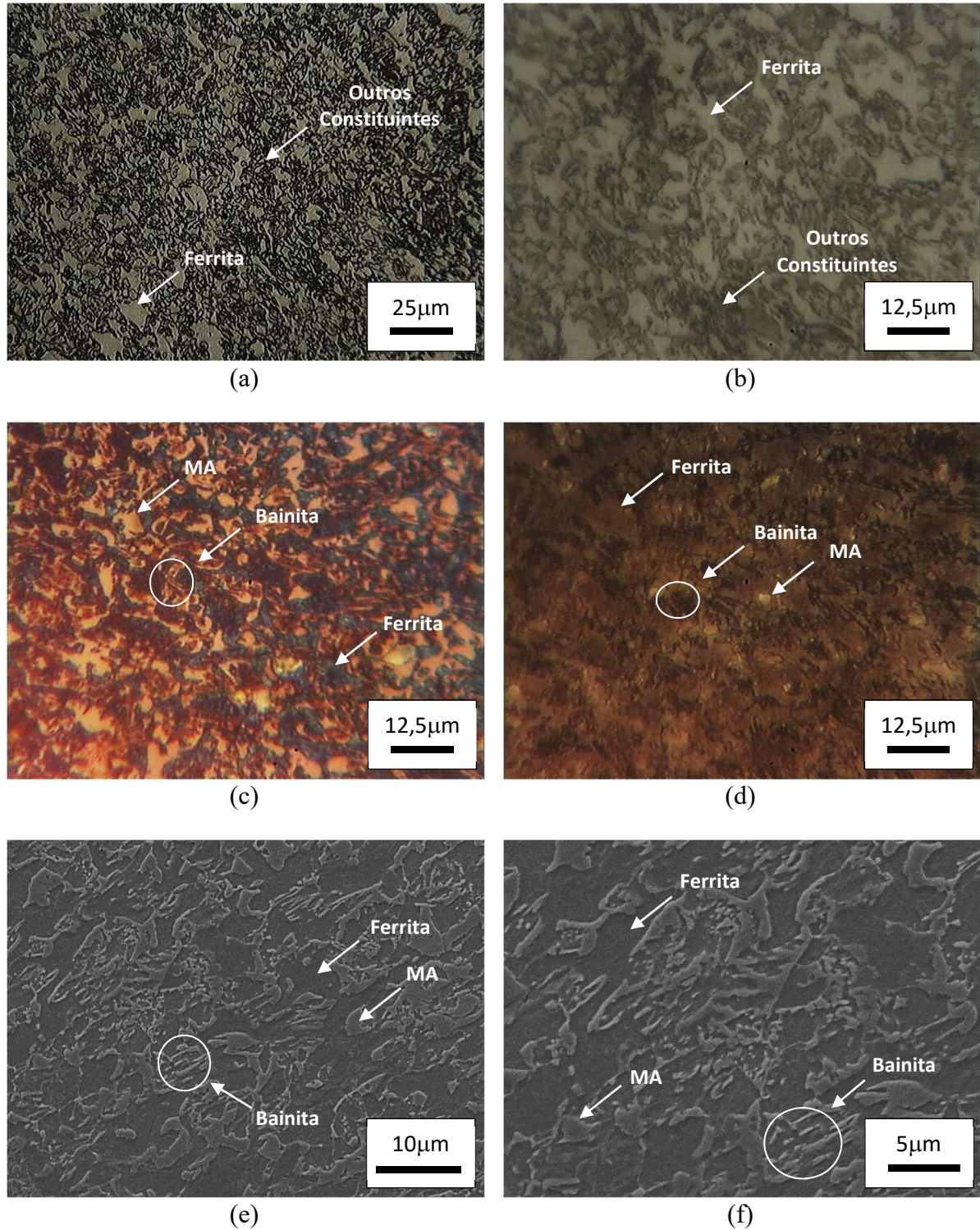
- (a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).
 (c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).
 (d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).
 (e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).
 Fonte: Próprio autor.

Figura 38 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, 10% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.



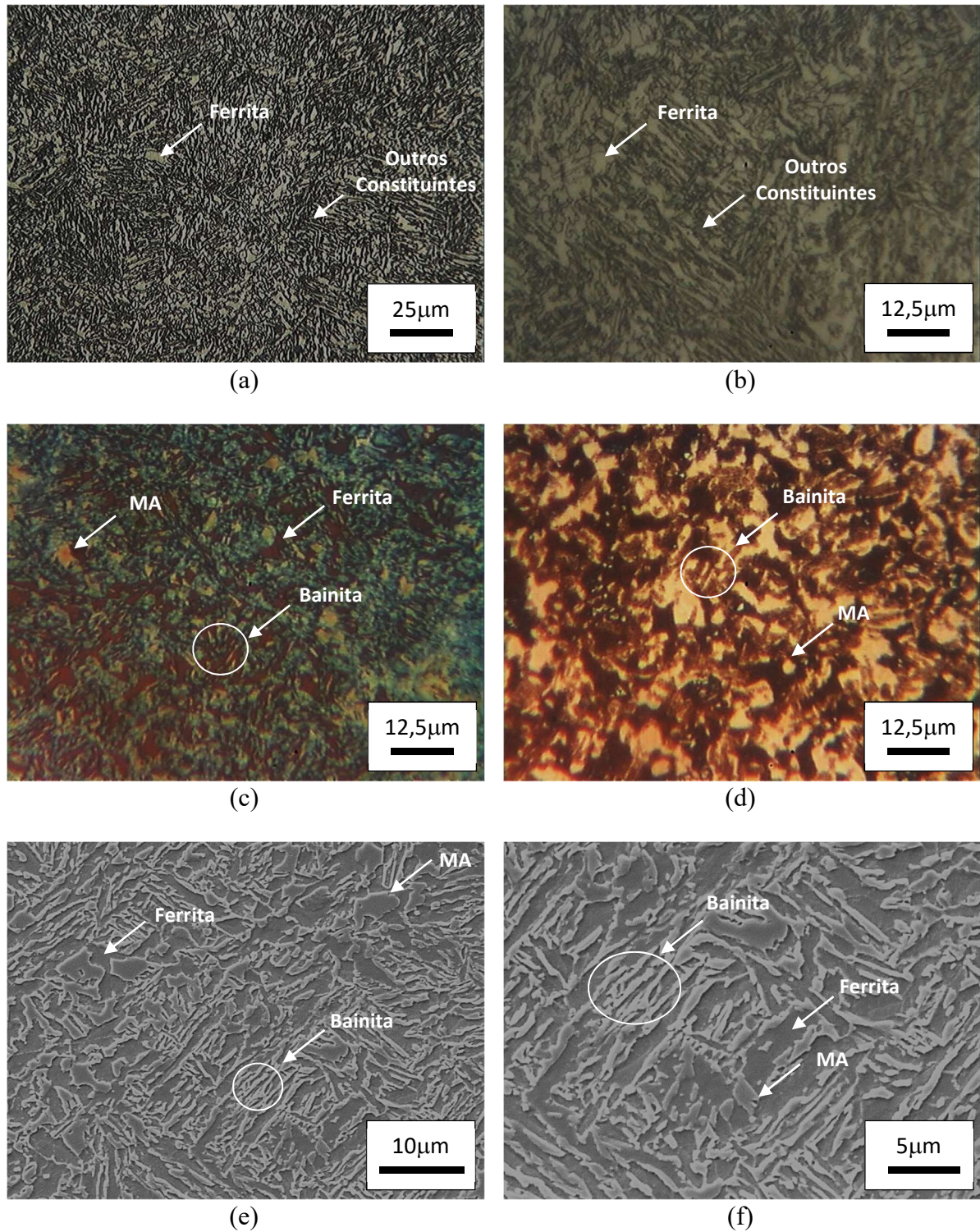
(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).
 (c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).
 (d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).
 (e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).
 Fonte: Próprio autor.

Figura 39 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 2, 20% de deformação – tratamentos térmicos normalização 860°C 1800s + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.



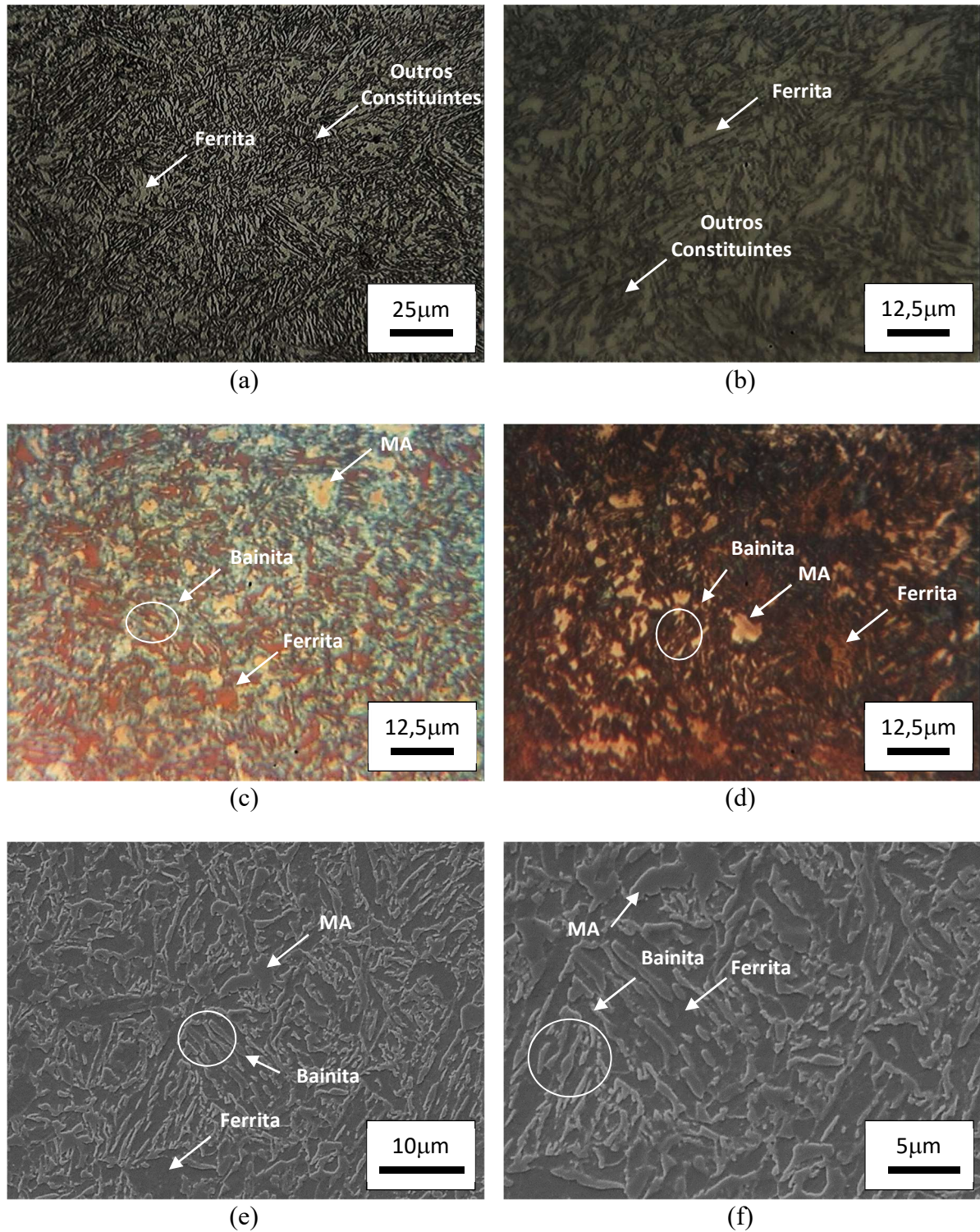
- (a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).
 (c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).
 (d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).
 (e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).
 Fonte: Próprio autor.

Figura 40 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, estado inicial – tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.



(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).
 (c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).
 (d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).
 (e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).
 Fonte: Próprio autor.

Figura 41 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, 10% de deformação – tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.



(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).

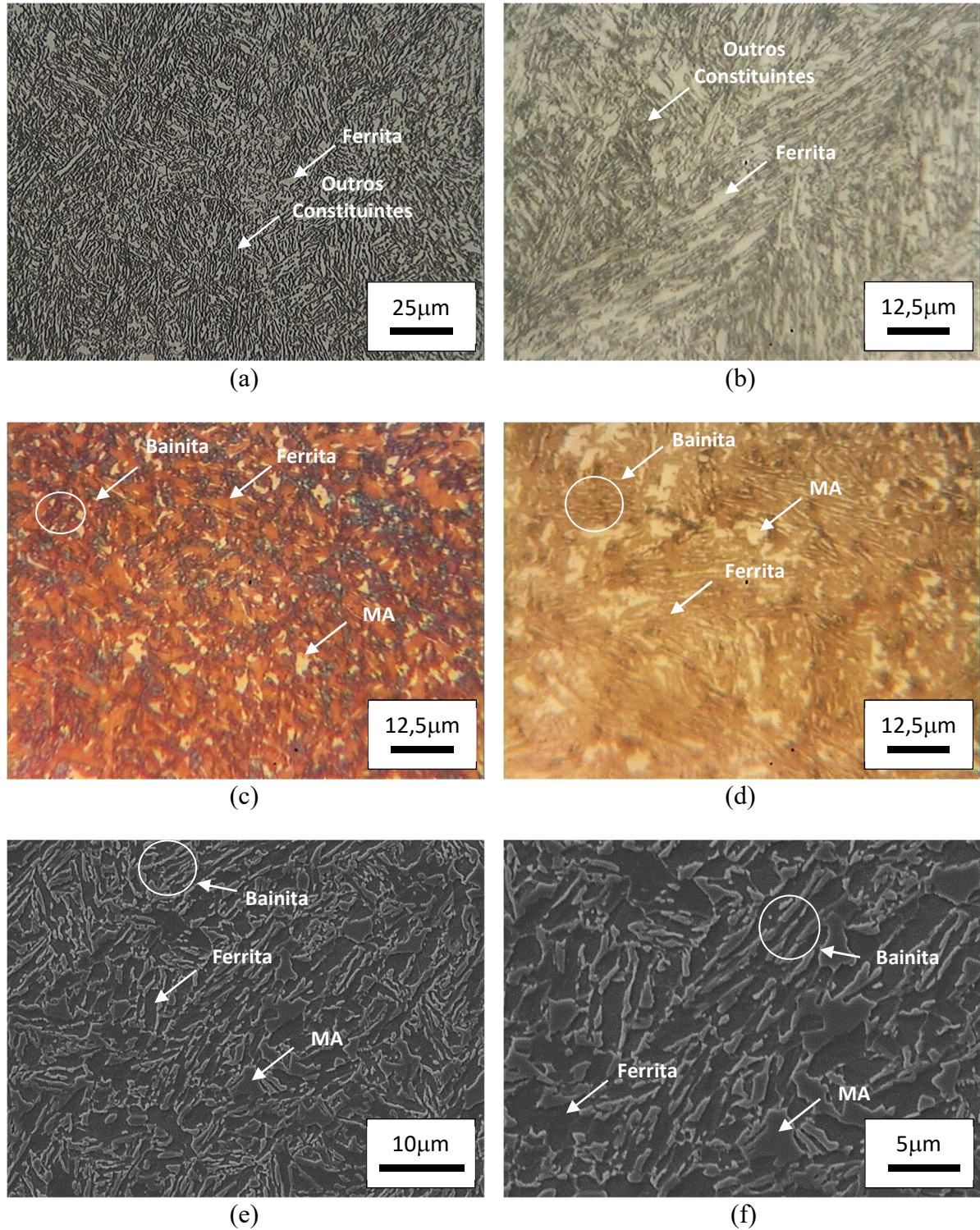
(c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).

(d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).

(e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).

Fonte: Próprio autor.

**Figura 42 - Imagens (MO e MEV) da microestrutura do Amostra 3, 20% de deformação
– tratamentos térmicos austenitização 860°C 1800s + têmpera + aquecimento
intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.**



(a) e (b) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MO).

(c) Amostras atacadas com Bandoh (MO).

(d) Amostras atacadas com Le Pera (MO).

(e) e (f) Amostras atacadas com Nital 3% com ampliações distintas (MEV).

Fonte: Próprio autor.

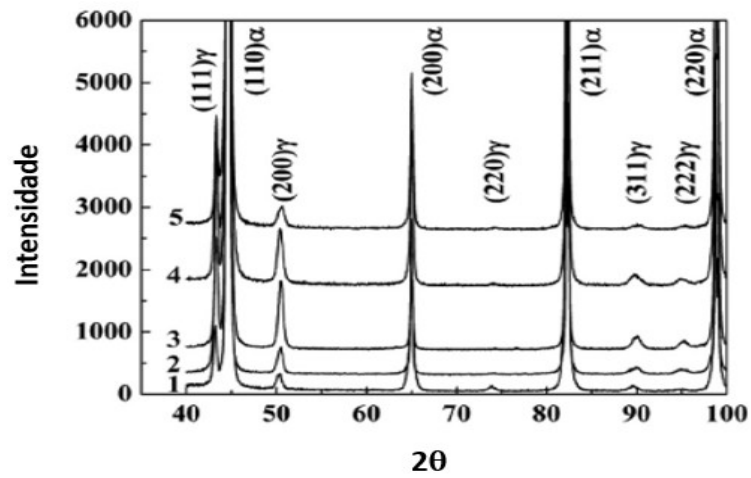
5.1.2 Difração de Raio X

A partir da análise dos difratogramas apresentados na Figura 44, nota-se a presença dos picos característicos das fases ferrita/martensita, verificados nos ângulos 44° , 65° , 82° , 99° e 116° . Os picos característicos da austenita retida são encontrados nos ângulos 43° , 51° , 75° , 91° , 96° e 119° . Entretanto, a detecção dos picos de austenita retida só ocorreu na amostra 3 – estado inicial, o que não era previsto, já que o material analisado possui grande potencial de exibir o efeito TRIP e além disso, foi detectada a presença dessa fase nas imagens de MO de todas as amostras atacadas por Bandoh e LePera, assim como nas micrografias do MEV. (TAN *et al.*, 2016).

Dessa forma, algumas considerações que justifiquem a ausência dos picos de austenita retida devem ser consideradas. Primeiramente, durante a preparação das amostras, a austenita retida pode ter sido transformada em outras fases/constituintes como bainita e martensita. Contudo, essa razão não tem grande relevância, pois as amostras foram cuidadosamente lixadas manualmente.

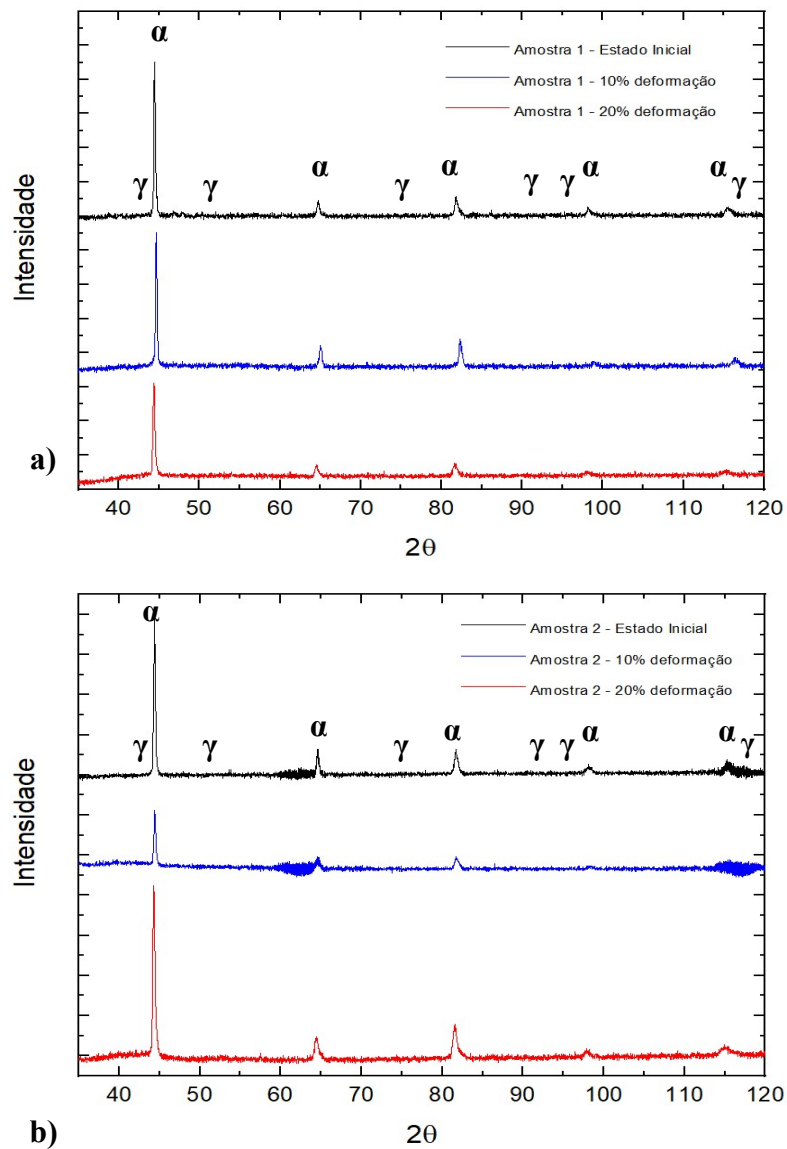
Outra hipótese a ser considerada é que, como os picos característicos da austenita possuem baixa amplitude, como mostrado na Figura 43, os ruídos exibidos nas curvas podem ter se sobrepostos a eles, impossibilitando assim sua identificação. Esse fato pode ser consequência dos parâmetros utilizados no ensaio, como alta velocidade de variação dos ângulos de varredura. Em trabalho desenvolvido por Shen *et al.* (2015), no qual obteve-se os picos de austenita retida, as amostras foram escaneadas com uma velocidade de passo de $0,02^\circ$ por segundo.

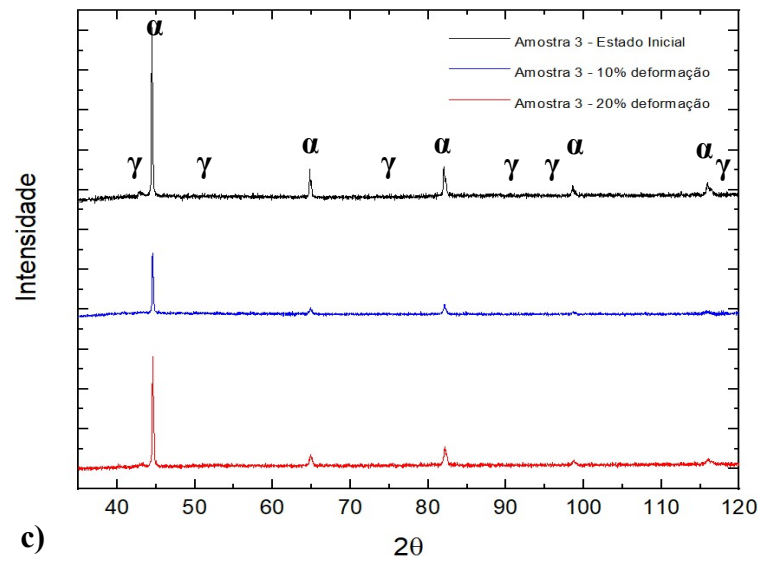
Figura 43 - Difratomogramas exibindo os picos de austenita retida e ferrita.



Fonte: TAN *et al.*, 2016.

Figura 44 - Difratomogramas das amostras analisadas.





- a) Amostra 1: normalização 860°C 1800s + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.
 b) Amostra 2: normalização 860°C 1800s + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.
 c) Amostra 3: austenitização 860°C 1800s + têmpera + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.

Fonte: Próprio autor.

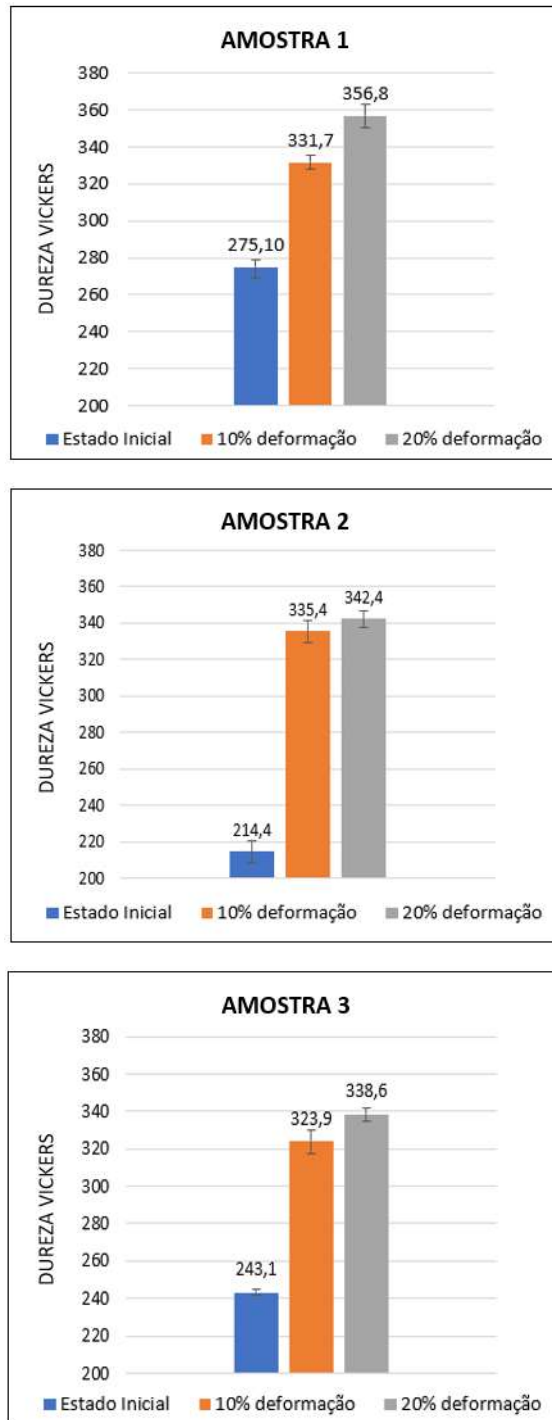
5.2 Análise mecânica

Analisando os gráficos exibidos na Figura 45, constata-se que, nos três ciclos térmicos, existe uma tendência de aumento na dureza com aumento no estado de deformação plástica. Esse fato pode estar relacionado a transformação da austenita retida em martensita durante a deformação conjuntamente com o encruamento da ferrita. Como o maior salto na dureza ocorreu do estado inicial para 10% de deformação plástica na amostra 2, leva-se a acreditar que a rota térmica da amostra 2, no qual a duração da austêmpera foi maior (360s), resultou em uma maior fração volumétrica de austenita retida. Segundo Abbasi e Rainforth (2016), durante a formação da bainita, a ferrita presente na bainita rejeita o carbono para a interface conduzindo assim a um enriquecimento de carbono na austenita. Assim, o alto teor de carbono presente na austenita inibe a transformação martensítica, resultando em uma maior retenção de austenita retida em temperatura ambiente.

Comparando-se os estados iniciais das amostras 1 e 2, constatou-se que o maior valor de dureza foi obtido na amostra 1. Assim, acredita-se que o menor tempo de duração da austêmpera na amostra 1 (90s), quando comparado a da amostra 2 (360s), resultou em um menor percentual

de formação bainítica e por consequência, em um maior percentual de transformação martensítica no resfriamento após a austêmpera. O que era esperado, pois a fase bainítica possui menor valor de dureza quando comparada com a martensita. Luo, Kitchen e Abubakri (2017), obtiveram resultados compatíveis, onde o aumento no tempo de austêmpera acarretou em uma diminuição na dureza.

Além disso, o valor de dureza da amostra 3 no estado inicial foi menor quando comparado com o estado inicial da amostra 1. Como essas amostras foram submetidas ao mesmo tempo de austêmpera (90s), acredita-se que a etapa de austenitização seguida de têmpera, etapa adicional realizada na amostra 3, influenciou em sua morfologia, consequência que pode ser atribuída a formação da martensita durante a têmpera. Nas imagens obtidas por meio do MEV, pode-se verificar uma microestrutura mais acicular, alongada na amostra 3. No estudo realizado por Mukherjee (2006), amostra submetida a rota térmica similar ao da amostra 3, obtiveram uma microestrutura composta por uma matriz de martensita recozida em forma de ripas intercaladas com uma placas e blocos de austenita retida.

Figura 45 - Dureza média e desvio padrão das amostras analisadas.

Amostra 1: normalização 860°C 1800s + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.

Amostra 2: normalização 860°C 1800s + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 360s.

Amostra 3: austenitização 860°C 1800s + têmpera + recozimento intercrítico 760°C 600s + austêmpera 400°C 90s.

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

Por meio da análise das micrografias obtidas do MO e MEV, foi possível a identificação das fases ferrita, bainita e constituinte MA em todas as amostras analisadas. Além disso, verificou-se que utilizando mesmo reagente químico, uma fase pode ser revelada em diferentes colorações. No ataque com Bandoh, a bainita e a ferrita podem ser identificadas em regiões azuis e marrons e no ataque com LePera, a ferrita pode aparecer em regiões claras ou marrons. Em relação a morfologia das fases, foi observado microestrutura mais alongada, tendendo a acicular, da amostra 3, no estado deformado e sem deformação, consequência da formação martensítica durante a têmpera.

Com base na análise de difração de raios x, a detecção dos picos de austenita retida para subsequente, quantificação da mesma foi impossibilitada devido ao grande nível de ruído. Fato que pode estar relacionado com os parâmetros utilizados durante o ensaio, como a alta velocidade do passo.

Em relação as médias obtidas por meio do ensaio de dureza, foi verificado uma tendência de aumento na dureza com a deformação plástica, resultado da transformação da austenita retida em martensita. Além disso, observou-se que o aumento no tempo da austêmpera favoreceu a formação de bainita, acarretando em menor percentual de martensita presente na microestrutura final e conseqüentemente, menor dureza.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel. **Materials Science & Engineering A**, Sheffield, v.651, p.822 – 830, Jan. 2016.
- ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**. 10. ed. [S.I]: ASM Internacional, 1 v., 1993.
- ASM HANDBOOK. **Mettalography and Microstructures**. 1. ed. [S.I]: ASM Internacional, 2004, 9 v.
- BANDO, S., MATSUMURA, O. e SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. **Transactions ISIJ**, v. 28, 1988. p. 569-574.
- BERNS, H.; THEISEN, W. **Ferrous Materials: Steel and Cast Iron**. Berlin: Springer-Verlag, 2008, 418 p.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: Microstructure and Properties**. 3. ed. Amsterdam: Elsevier Ltd., 2006, 344 p.
- COSTA E SILVA, A.L.V.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2010, 646 p.
- CHIANG, J.; LAWRENCE, B.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. **Materials Science & Engineering A**. v.528, p.4516-2521, 2011.
- CHIANG, J.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behaviour in an aluminum-alloyed TRIP steel. **Materials Science & Engineering A**. v.638, p.132-142, 2015.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 5. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - AMB, 2008, 576p.
- CHUNG, J. H.; JEON, B. J.; CHANG; Y. W. Work-Hardening and Ductility Enhancement Mechanism of Cold Rolled Multiphase TRIP Steels. **Met. Mater. Inter.**. vol. 16, pp.553-541, 2010.
- DURRAND-CHARRE, M. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. Berlin: Springer-Verlag. 2004, 412 p.
- GRONOSTAJSKI, Z., NIECHAJOWICZ, A., POLAK, S. Prospects for the use of new generation steels of the AHSS type for collision energy absorbing components. **Archives of Metallurgy and Materials**. n.55, 2010. pp.221-230.
- HOSSEINI; S. M. K.; HANZAKI-ZAREI, A.; YUE; S. Effects of ferrite phase characteristics on microstructure and mechanical properties of thermomechanically-processed low-silicon content TRIP-assisted steels. **Materials Science & Engineering A**. v.626, p.229-236, 2015.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 2.ed. Ohio: ASM International, 2015, 682p.

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

KUZIYAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Arch Civ Mech Eng.**, 2008. v.8. n.2. pp.103-117.

MUKHERJEE, M. et al. Strain-induced transformation behavior of retained austenite and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. **ISIJ International**, 2006. v.46. n. 2. pp. 316-324.

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

SUGIMOTO, K. Advanced high- and ultra high-strength TRIP-aided steels. **Trans. Indian Inst. Met.** v.59. n.5. 2006. p. 725-738.

TAN, X. D.; XU, Y. B.; PONGE, D.; YANG, X. L.; HU, Z. P.; PENG, F.; JU, X. W.; WU, D.; RAABE, D.; Effect of intercritical deformation on microstructure and mechanical properties of alow-silicon aluminum-added hot-rolled directly quenched and partitioned steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 656, p. 200-215, 2016.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment Handbook**. 2. Ed. Boca Raton: Taylor & Francis, 2006, 820 p.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography: Principles and Practice**. New York: ASM Internacional, 1999, 752 p.

WANG, W.; GUO, B.; JI, Y.; HE, C.; WEI, X.. The study on the threshold strain of microvoid formation in TRIP steels during tensile deformation. **Materials Science & Engineering A**. V. 546, p. 272-278, 2012.

WORLD STEEL ASSOCIATION. **2008 Sustainability Report of the world steel industry**. Disponível em: <www.worldsteel.org/en/dam/jcr:e6f75b6a-5c2a-4690-94f872f82bb674a0/2008.pdf>. Acesso em: 20 jun. 2019.

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

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