

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

ÉRIKA DINIZ PACHECO MACHADO

**EFEITO DO TEMPO DE ENCHARQUE NO TRATAMENTO TÉRMICO
INTERCRÍTICO DIRETO E DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE AÇOS BIFÁSICOS**

BELO HORIZONTE

2016

ÉRIKA DINIZ PACHECO MACHADO

EFEITO DO TEMPO DE ENCHARQUE NO TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO
DIRETO E DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES
DE AÇOS BIFÁSICOS

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: Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Coorientadora: Eng. Nayara Aparecida Neres da Silva

BELO HORIZONTE

2016

ÉRIKA DINIZ PACHECO MACHADO

**EFEITO DO TEMPO DE ENCHARQUE NO TRATAMENTO TÉRMICO
INTERCRÍTICO DIRETO E DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE AÇOS BIFÁSICOS**

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

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

Eng. Nayara Aparecida Neres da Silva - Coorientadora

Prof. Dr. Wellington Lopes

Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva

*Dedico este trabalho aos meus
pais, avós e ao meu namorado.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por me permitir trilhar os caminhos que almejei sem desistir e pelos sonhos alcançados durante o curso de Engenharia de Materiais.

Aos meus pais e avós por me guiarem desde criança, me mostrando o valor imensurável do conhecimento, por me incentivarem e me apoiarem, pelo amor em sua forma mais pura e pela compreensão nos momentos em que estive ausente me dedicando ao crescimento profissional.

Aos meus irmãos, Marcos e Adriana, pelo interesse em compreender minha área de estudos e por torcerem por mim.

Ao meu namorado Giovanni pela prestatividade e apoio neste trabalho, pela paciência e amor.

Ao CEFET-MG, pela oportunidade de cursar Engenharia de Materiais usufruindo de toda a estrutura para realização de meus estudos e pela oportunidade de compartilhar conhecimentos com os melhores professores.

Aos Srs. Valdecir e Jean e à empresa Metaltemper que gentilmente nos deram suporte para a realização dos tratamentos térmicos dos aços.

Às minhas queridas orientadoras Elaine Carballo Siqueira Corrêa e Nayara Aparecida Neres da Silva, por me orientarem da melhor maneira possível com discussões construtivas, incentivos, paciência e pelo interesse em construir em conjunto um trabalho de qualidade. Agradeço também, pela amizade que construímos.

Aos colegas do laboratório de Metalografia pela disponibilidade e apoio na realização deste trabalho.

Aos meus amigos do curso pelo apoio, carinho e incentivo.

A todos que colaboraram para meu crescimento profissional.

"Aqueles que são loucos o suficiente para acreditar que podem mudar o mundo, são os que de fato o mudam." - Steve Jobs

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Classificação dos aços segundo a NBR NM 172.....	13
Figura 2 - Morfologias da ferrita	17
Figura 3 - Martensita	20
Figura 4 - Morfologias da martensita em ligas Fe-C.....	21
Figura 5 - Curva de reação isotérmica, a 600°C, correspondente à transformação da austenita em perlita (exemplo para o aço eutetóide).....	22
Figura 6 -Diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetóide.	23
Figura 7 - Diagrama metaestável Fe -Fe ₃ C	24
Figura 8 - Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e recozimento.....	27
Figura 9 - Diagrama de transformação mostrando a possibilidade de obtenção da bainita pela normalização.....	28
Figura 10 - Representação esquemática das ilhas de martensita na matriz ferrítica.....	32
Figura 11 - Morfologia dos aços <i>Dual Phase</i>	33
Figura 12 - Desenho esquemático sobre a variação no teor de carbono na interface austenita-ferrita	35
Figura 13 - Microestrutura do aço Dual Phase para diferentes temperaturas de recozimento intercrítico.....	36
Figura 14 - Imagens da microestrutura do aço DP proveniente de aço baixo carbono e baixa liga (contendo Si e Mn).	38
Figura 15 - Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico.....	39
Figura 16 - Representações esquemáticas das amostras levadas aos tratamentos térmicos.....	43
Figura 17 - Forno para processamento em banho de sal.	44
Figura 18- Gráfico representativo da normalização e do recozimento intercrítico direto.....	45
Figura 19 - Máquina de corte e amostra após o embutimento a frio.....	46
Figura 20 - Equipamentos utilizados no lixamento e no polimento das amostras.	47
Figura 21 - Equipamentos utilizados na microscopia óptica.....	47
Figura 22 - Cálculo percentual de fases para uma amostra atacada por Nital 3%	48
Figura 23 - Equipamentos utilizados na microscopia eletrônica de varredura.....	50
Figura 24 - Ensaio de microdureza <i>Vickers</i>	51

Figura 25 - MO das amostras de aço 0,12%C atacadas com o reagente Nital 3%.....	52
Figura 26 - MO das amostras de aço B atacadas com o reagente Le Pera.	53
Figura 27 - Imagens de MEV das amostras de aço 0,12%C	54
Figura 28 - MO das amostras de aço 0,10%C atacadas com o reagente Nital 3%.....	55
Figura 29 - MO das amostras do aço 0,10%C atacadas com o reagente Le Pera.....	56
Figura 30 - Imagens de MEV das amostras de aço 0,10%C	57
Figura 31 - Variação da dureza Vickers das amostras de aço 0,12%C de acordo com o tempo de encharque do tratamento térmico intercrítico direto.....	61
Figura 32 - Variação da dureza <i>Vickers</i> das amostras de aço 0,10%C de acordo com o tempo de encharque do tratamento térmico intercrítico direto.....	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Severidade da têmpera de diferentes meios comparados com a água	29
Tabela 2 - Composições típicas dos aços bifásicos	33
Tabela 3 - Composições químicas (% em peso de elementos) dos aços utilizados neste trabalho	42
Tabela 4 - Temperaturas A1 e A3 para os aços	43
Tabela 5 - Identificação das amostras de aço de acordo com os parâmetros do recozimento intercrítico direto realizado	45
Tabela 6 - Percentual de fases das amostras de aço 0,12%C	58
Tabela 7 - Tamanho de grão médio ferrítico das amostras de aço 0,12%C	59
Tabela 8 - Tamanho de grão médio ferrítico das amostras de aço 0,10%C.....	59
Tabela 9 - Microdureza <i>Vickers</i> para as amostras de aço 0,12%C	60
Tabela 10 - Microdureza <i>Vickers</i> para as amostras de aço 0,10%C	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

- DP - Aço *Dual Phase* ou bifásico
- MO - Microscopia Óptica
- MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura
- ARBL - Aço de Alta Resistência e Baixa Liga
- TCC - Tetragonal de Corpo Centrado
- CFC - Cúbica de Faces Centradas
- CCC - Cúbica de Corpo Centrado
- M_s - Temperatura de início de transformação martensítica
- M_f - Temperatura de fim de transformação martensítica
- H - Severidade da Têmpera
- TTT - Diagrama Tempo - Temperatura - Transformação
- HV - *Hardness Vickers* (Dureza *Vickers*)

RESUMO

Os aços bifásicos ou *Dual Phase*, classificados como aços de alta resistência e baixa liga, são assim denominados por serem constituídos basicamente por duas fases, a ferrita e a martensita. Estes aços são de interesse da indústria automobilística principalmente por combinarem elevada resistência mecânica com boa plasticidade. A sua forma de obtenção mais estudada é por meio do tratamento térmico de recozimento intercrítico em aços de baixa liga, partindo-se da estrutura ferrítica - perlítica ou martensítica. Alterando-se os parâmetros deste tratamento, vários efeitos podem ser observados na microestrutura e propriedades do aço *Dual Phase*. Com o objetivo de analisar o efeito do parâmetro de tempo de encharque, foi realizado neste trabalho o recozimento intercrítico direto em dois aços de diferentes composições químicas variando-se os tempos de encharque em 2, 5, 10 e 30 minutos. Os aços se diferem principalmente quanto ao teor de carbono e de manganês, sendo que o aço adquirido como DP1000 possui teor de 0,12% de carbono e de 1,58% de manganês e o aço adquirido como DP600 possui teor de carbono de 0,10% e de manganês de 1,07%. As microestruturas dos materiais foram avaliadas por meio das imagens obtidas por microscopias eletrônica de varredura e óptica. Em termos de propriedades, os valores de dureza *Vickers* foram mensurados. Foi possível observar diferentes comportamentos para os aços estudados, sendo que para o aço de teores de carbono e manganês de 0,12% e 1,58%, respectivamente, o aumento do tempo de encharque acarretou em uma maior proporção de martensita, bem como em um aumento da dureza do material e redução do tamanho de grão ferrítico. Já para o aço de teor de carbono e manganês de 0,10% e 1,07% não foi observada uma tendência de comportamento com o aumento do tempo de encharque em termos de proporção de fases, microdureza *Vickers* e tamanho de grão ferrítico, que pode ser explicada pelos seus baixos teores de carbono e manganês.

PALAVRAS - CHAVE: Aços *Dual Phase*, Recozimento intercrítico, Tempo de encharque, Microestrutura, Dureza *Vickers*.

ABSTRACT

The Dual Phase steel classified as high strength low alloy steel are so - called because they are compounded basically by two phases, ferrite and martensite. These steels are attractive for the automobilist industry mainly for combine high strength and good plasticity. The more studied way of their production is through intercritical annealing in low alloy steels. The initial microstructure can be ferrite and perlite or martensite. Different parameters of this heat treatment affect the microestructure and properties of Dual Phase Steel. In the present work, to analyze the effects of holding time, intercritical annealing were conduced in two steels with different chemical compositions ranging the holding time: 2, 5, 10 and 30 minutes. The two steels differ mainly in terms of carbon and manganese contents. One of them, acquired as DP1000 has 0,12% of carbon and 1,58% of manganese and the other, acquired as DP600, has 0,10% of carbon and 1,07% of manganese. The final microstructures were analyzed by the optical microscopy and scanning electron microscopy images. To evaluate the properties, microhardness Vickers were measured. It was possible to observe different behaviors for the two studied steels and for the one with 0,12% of carbon and 1,28% of manganese, increasing the holding time, an increase on martensitic percentage, an increase on hardness Vickers and a decrease on ferritic grain size were observed. For the steel with 0,10% of carbon and 1,07% of manganese it was not observed a behavioral trend with the increase on holding time in terms of proportion of phases, microhardness Vickers and ferritic grain size, it could be explained by the lower contents of carbon and manganese.

KEY - WORDS: Dual Phase steel, Intercritical annealing, Holding time, Microstructure, Hardness Vickers.

SUMÁRIO

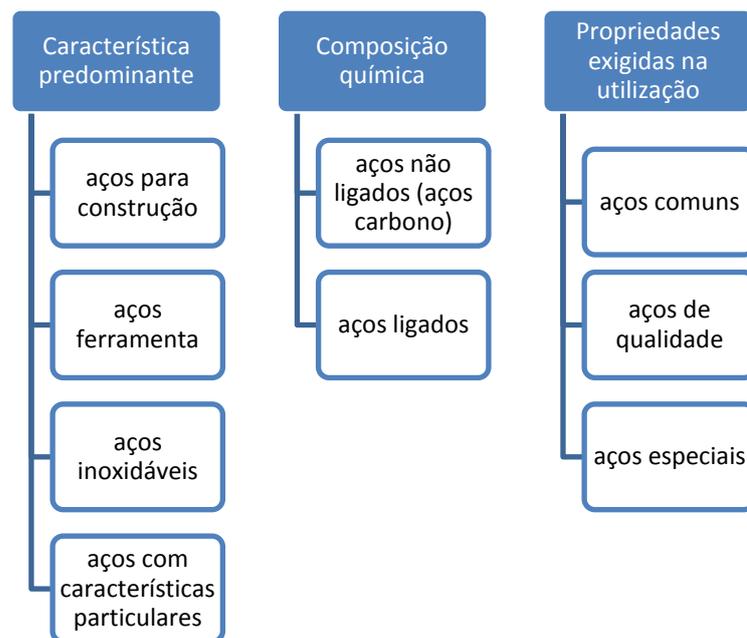
1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS	15
2.1 Objetivo Geral	15
2.2 Objetivos Específicos	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 Tratamentos Térmicos nos Aços	16
3.1.1 Principais fases e constituintes dos aços carbono	16
3.1.2 Curvas TTT (tempo, temperatura e transformação) e TRC (transformação no resfriamento contínuo)	21
3.1.3 Características gerais dos tratamentos térmicos	23
3.1.4 Principais tratamentos	25
3.2 Aços <i>Dual Phase</i>	31
3.2.1 Microestrutura e composição química	32
3.2.2 Efeitos das rotas de processamento na microestrutura do aço DP	34
3.2.3 Propriedades do aço <i>Dual Phase</i>	39
4 MATERIAIS E MÉTODOS	42
4.1 Materiais	42
4.2 Normalização e Tratamento Térmico Intercrítico Direto	43
4.3 Caracterização Microestrutural	46
4.3.1 Preparação metalográfica e microscopia óptica	46
4.3.2 Cálculo de percentual das fases	48
4.3.3 Estimativa do tamanho médio de grão ferrítico	49
4.3.4 Microscopia eletrônica de varredura	49
4.4 Ensaio de Microdureza <i>Vickers</i>	50
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
5.1 Análise Microestrutural	52
5.2 Proporção dos Constituintes e Tamanho de Grão Ferrítico Médio	57
5.3 Dureza <i>Vickers</i>	59
6 CONCLUSÕES	63
REFERÊNCIAS	64

1 INTRODUÇÃO

Para a engenharia, a seleção adequada de materiais que serão empregados em determinadas aplicações é uma tarefa complexa, pois os requisitos de projeto a serem atendidos necessitam ser primeiramente traduzidos em propriedades mensuráveis e controláveis. Nesse contexto, os aços têm ocupado nas últimas décadas a posição de liderança na seleção de materiais para aplicações na indústria, devido a fatores como a grande variedade de propriedades e desempenho que pode ser encontrada e a possibilidade de sua obtenção a relativamente baixo custo devido à sua disponibilidade e à otimização dos seus processos de fabricação (SILVA e MEI, 2010).

Segundo a Norma NBR NM 172 (2000), os aços podem ser classificados quanto aos seguintes critérios registrados na Figura 1.

Figura 1 - Classificação dos aços segundo a NBR NM 172.



Fonte: Próprio autor.

Na indústria automobilística, em especial, tem-se observado grande evolução metalúrgica dos aços entre a década de 70 e as primeiras décadas dos anos 2000 impulsionada pela necessidade de aumento da segurança dos passageiros, redução de preço dos veículos, inovações no seu *design*, redução do seu peso (e conseqüente redução na emissão de poluentes), entre outros. Como parte dessa evolução, surgiram os aços *Dual Phase*

(também chamados de aços bifásicos), que são classificados como aços ligados sob o critério de composição química e, dentro dessa classificação, fazem parte do chamado grupo de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)(AGGEN et al., 1993; MAZAHERI; KERMANPUR; NAJAFIZADEH, 2014).

Os aços *Dual Phase* (ou aços DP) apresentam diversas propriedades atraentes para o setor automobilístico tais como: elevada resistência mecânica, boa plasticidade, escoamento contínuo, altas taxas iniciais de encruamento e baixa razão de escoamento. A estrutura, constituída de ilhas de martensita (ou martensita e austenita retida - constituinte MA) e uma matriz de ferrita, pode ser alcançada a partir de uma variedade de rotas de tratamentos térmicos ou termomecânicos em aços baixo carbono convencionais. Como meios de aumentar a resistência mecânica desses aços, usualmente faz-se a adição de elementos de liga ou o aumento do teor de carbono que, no entanto, podem levar à elevação do custo do material ou dificultar um eventual processo de soldagem, respectivamente. Alternativas para aumento da resistência mecânica sem a elevação dos custos de produção têm sido estudadas, como rotas de processamento que promovam o refinamento da microestrutura do aço *Dual Phase* (MAZAHERI, KERMANPUR, NAJAFIZADEH, 2014). As propriedades mecânicas do aço bifásico variam em função da fração volumétrica, dureza e distribuição da martensita ao longo da matriz ferrítica, dentre outros fatores (PARK et al., 2014).

Considerando a importância desse aço e a possibilidade de obter propriedades variadas, este trabalho consistiu na realização de tratamentos térmicos de recozimento intercrítico direto em dois aços de composições químicas diferentes, desenvolvendo as etapas de normalização, aquecimento até uma temperatura intercrítica, tempo de encharque e resfriamento brusco. Associado a esses objetivos, verificou-se ainda a influência do tempo de encharque nas mudanças microestruturais dos aços de composições químicas diferentes, tais como as alterações na morfologia e na distribuição das fases ferrita e martensita e o consequente impacto na dureza do material.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O presente trabalho teve como objetivo estudar o efeito da composição química e do parâmetro de tempo de encharque, utilizado no tratamento térmico intercrítico direto para a obtenção de aços *Dual Phase* partindo-se de dois aços de diferentes composições químicas, nos seus microconstituintes e nas suas propriedades.

2.2 Objetivos Específicos

Verificar o efeito do tempo de encharque na proporção das fases ferrita e martensita e no tamanho de grão médio da ferrita.

Analisar a influência do tempo de encharque na morfologia e na distribuição das fases ferrita e martensita.

Relacionar os parâmetros utilizados no tratamento térmico com a propriedade de dureza, como método de investigar a influência desses procedimentos na resistência mecânica dos aços *Dual Phase*.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tratamentos Térmicos nos Aços

Segundo Silva e Mei (2010), entende-se por tratamentos térmicos os processos que promovem mudanças nas características de aços e ligas especiais por meio de aquecimento e resfriamento controlados. As faixas de temperatura e as taxas de resfriamento utilizadas variam e as mudanças promovidas por estes processos na estrutura metalúrgica de metais e suas ligas podem levar ao alcance de propriedades desejadas, sendo que no caso dos aços, o aumento dessas propriedades é muito significante (TOTTEN, 2006).

Para uma ampla compreensão dos tratamentos térmicos usuais dos aços, é preciso conhecer as fases e constituintes do material, que serão explicados a seguir. Além disso, serão expostos conceitos básicos sobre a curva TTT (tempo, temperatura, transformação), utilizada para prever fases/constituintes a serem formados a dada uma taxa de resfriamento.

3.1.1 Principais fases e constituintes dos aços carbono

Segundo Totten (2006) e Silva e Mei (2010), o ferro puro possui reticulado cristalino cúbico e pode apresentar dois estados alotrópicos distintos em seu estado sólido, dependendo das condições de temperatura e pressão. Ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, até 910°C, o ferro apresenta a estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), sendo denominado de Fe- α . A partir de 910°C até 1400°C, o ferro assume outra estrutura cristalina, a cúbica de faces centradas (CFC), sendo denominado de Fe- γ . Em temperaturas acima de cerca de 1400°C, o ferro se mantém estável na estrutura CCC novamente, sendo denominado de Fe- δ , até que assumo o estado líquido.

O carbono é um elemento capaz de formar solução sólida intersticial com o Fe α , γ ou δ (CALLISTER, 2012). Dentre as ligas metálicas de maior importância temos as binárias Fe-C sendo que, para teores de carbono de até 2,11%, essas ligas são denominadas aços e, acima deste teor, ferros fundidos. A essas ligas podem ser adicionados outros elementos para a obtenção de propriedades desejadas (TOTTEN, 2006).

a) Ferrita e cementita

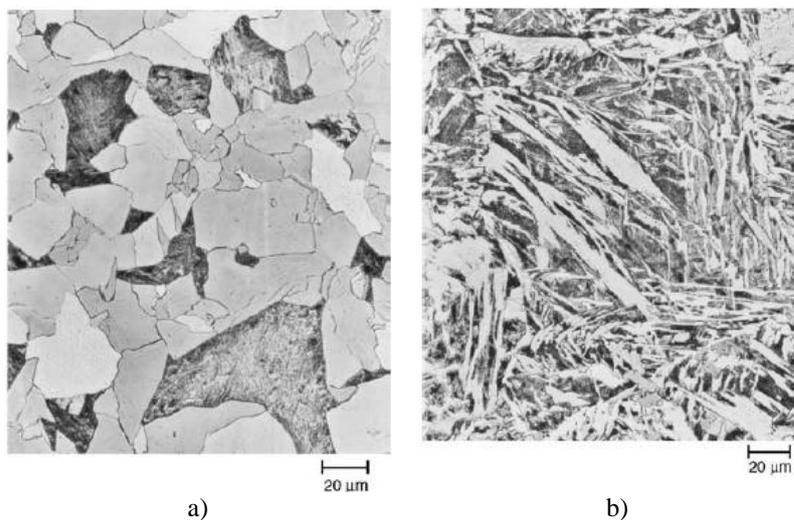
A fase ferrita consiste em uma solução sólida de carbono no ferro alfa, com até

0,025% de carbono e pequenas quantidades de impurezas. Apresenta boa ductilidade, mas dureza e resistência à tração relativamente baixas e, além disso, possui propriedades magnéticas, diferente do ferro gama (COLPAERT, 2008).

Segundo Silva e Mei (2010), a ferrita é formada por processo difusional, envolvendo nucleação e crescimento de grão, e sua morfologia, como constituinte, varia de acordo com a taxa de resfriamento aplicada. No resfriamento lento ($12^{\circ}\text{C}/\text{min}$, por exemplo), a transformação totalmente difusional resulta em grãos equiaxiais. Já em resfriamentos mais severos (como $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$), a ferrita toma a forma de agulhas, sendo denominada de ferrita acicular. Taxas elevadas de resfriamento também podem levar, ainda, à formação da ferrita em forma de ripas (ferrita de Widmanstätten). A ferrita equiaxial e a de Widmanstätten podem ser observadas na Figura 2.

A ferrita equiaxial pode ser classificada em alotriomorfa, quando resultante de nucleação heterogênea no contorno de grão austenítico (fase parente) e idiomorfa, se resultante da nucleação (homogênea ou heterogênea) do interior do grão austenítico, em inclusões não metálicas por exemplo (SILVA e MEI, 2010; COLPAERT, 2008). Já a ferrita de Widmanstätten pode ser descrita como de contorno de grão, quando surge diretamente no contorno de grão austenítico ou a partir da ferrita equiaxial alotriomorfa, ou intragranular, quando é formada no interior do grão, de forma homogênea ou heterogênea.

Figura 2 - Morfologias da ferrita.



a) Ferrita poligonal (estrutura clara) formada em um aço HSLA-80 transformado isotermicamente a 675°C por 500 s e b) Ferrita de Widmanstätten (cristais brancos alongados) formada em aço HSLA transformado isotermicamente por 100 s a 600°C .

Fonte: KRAUSS, 2015.

A cementita, por sua vez, é uma fase metaestável que consiste em carboneto de ferro Fe_3C , contendo 6,67%p de carbono e se forma a temperaturas abaixo de 727°C , quando o limite de solubilidade do carbono na ferrita α é excedido. A cementita também pode se formar a temperaturas entre 727°C e 1147°C em aços de elevado teor de carbono. De modo geral, a cementita tende a aumentar a resistência dos aços por apresentar elevada dureza e baixa ductilidade e tenacidade (CALLISTER, 2012).

Como constituinte, a cementita tende, no resfriamento lento, a ser formada como uma espécie de filme ao longo do contorno de grão da austenita. Essa última, posteriormente, se transforma em perlita.

b) Perlita e Bainita

O constituinte perlita consiste em lamelas alternadas de ferrita e cementita (ou matriz de ferrita com lamelas de cementita) e pode ser obtido por meio do resfriamento lento de aços eutetóides e hipoeutetóides a partir do estado austenítico até temperaturas inferiores a 727°C . No caso dos aços eutetóides, que possuem teor de carbono de 0,77% em peso, este resfriamento lento pode levar à formação de praticamente apenas o constituinte perlita. Nos aços hipoeutetóides, além desse constituinte, há a formação de ferrita. As propriedades mecânicas da perlita, portanto, são intermediárias às propriedades da ferrita e da cementita, sendo sua resistência à tração em média de 740 MPa (CHIAVERINI, 1988).

Segundo Colpaert (2008), o mecanismo de formação e crescimento da perlita consiste na sequência de nucleações de carbonetos no contorno de grão austenítico, que deixam a região circunvizinha pobre em carbono favorecendo a nucleação da ferrita, e difusão em pequenas distâncias do carbono da austenita próxima à ferrita até a região dos carbonetos.

De acordo com o espaçamento interlamelar, a perlita pode ser classificada como fina ou grosseira. A perlita fina é obtida por taxas de resfriamento mais rápidas (considerando a transformação no resfriamento contínuo) ou temperaturas mais baixas (para a transformação isotérmica) e, como há menos difusão, a largura das lamelas formadas serão inferiores. Para a perlita grosseira ocorre o oposto: taxas de resfriamento mais lentas ou temperaturas menores levam a uma maior difusão e a distância entre as lamelas será maior (COLPAERT, 2008).

Outro constituinte composto pelas fases ferrita e cementita é a bainita. Segundo Pedraza, Coutinho e Silva (1983), a bainita se forma na faixa de temperatura entre 500°C e 220°C e apresenta características intermediárias entre a perlita e a martensita. A dispersão entre as fases na bainita, porém, é muito superior à dispersão na perlita devido às baixas taxas

de mobilidade atômica na sua temperatura de formação. A formação da bainita envolve difusão do carbono e distorções superficiais no material, ou seja, essa transformação é dada a partir tanto do mecanismo reconstutivo (difusional) como do mecanismo displacivo (deformação na rede cristalina) (SILVA e MEI, 2010).

A bainita pode ser classificada em superior ou inferior, sendo que a formação da bainita superior ocorre a temperaturas mais elevadas. No processo de formação da bainita superior ocorre primeiramente a formação de ferrita e o carbono que é rejeitado para a austenita ao redor, precipita entre as agulhas de ferrita. A fase ferrítica apresenta-se na forma de agulhas pois absorve plasticamente as tensões de cisalhamento geradas na deformação do plano invariante (SILVA e MEI, 2010).

Já a bainita inferior é formada em temperaturas mais baixas e, por isso, o processo de difusão do carbono é diminuído. Sendo assim, o carbono não consegue segregar-se totalmente para a austenita, ocorrendo precipitações tanto entre quanto dentro das agulhas de ferrita. Os carbonetos precipitados são mais finos se comparados aos da bainita superior, o que confere maior tenacidade à bainita superior. Além da cementita, podem precipitar outros carbonetos, como o carboneto épsilon, dependendo da temperatura de transformação e da composição química do aço (SILVA e MEI, 2010).

c) Austenita

A austenita é uma fase com estrutura cristalina cúbica de face centrada proveniente, em geral, do aquecimento do material. Essa estrutura pode ser visualizada diretamente com o uso de microscópios que operam em altas temperaturas em que esta fase é estável ou por meio do uso de técnicas metalográficas que revelem seus contornos de grão antes da transformação do material (COLPAERT, 2008).

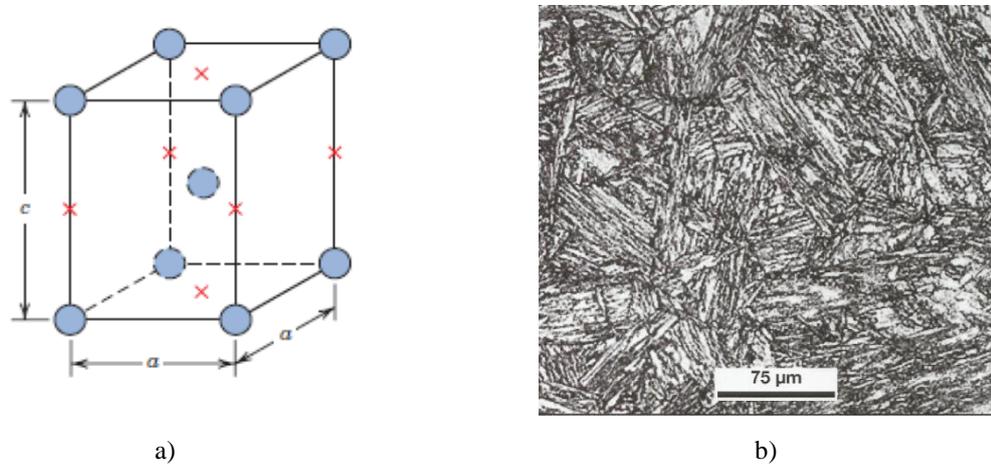
A austenita associada ao carbono é estável a temperaturas acima de 727°C e a solubilidade máxima deste elemento na austenita é 2,14%, a 1147°C (para aços carbono). Diversos tratamentos térmicos comerciais, que serão explicados a seguir, envolvem a formação de austenita ou a austenitização do aço (CALLISTER, 2012).

d) Martensita:

A martensita é definida como uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC). É uma fase metaestável proveniente do resfriamento

brusco da austenita, processo que provoca cisalhamento do retículo cristalino. Sua transformação é adifusional e não necessita de ativação térmica dos átomos, além de ocorrer em velocidades muito altas após iniciar-se. Ela ocorre a partir do movimento coordenado dos átomos de modo que a austenita sofre uma transformação polimórfica da estrutura CFC para a estrutura TCC (SILVA e MEI, 2010; CALLISTER, 2012). Por apresentar uma morfologia característica e uma única fase, é considerada também um constituinte. Na Figura 3 pode-se visualizar uma representação da estrutura cristalina da martensita e uma imagem obtida por meio de microscopia óptica.

Figura 3 - Martensita.



a) célula unitária de estrutura tetragonal de corpo centrado da martensita. e b) martensita em aço baixa liga ASTM A533 Cl.1

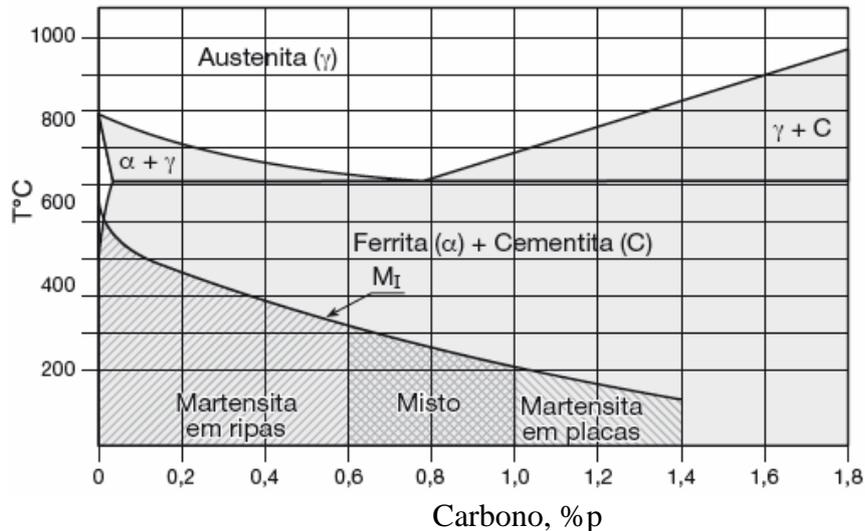
Fontes: a) CALLISTER, 2012 e b) COLPAERT, 2008.

A temperatura na qual a formação da martensita se inicia representa a força motriz termodinâmica necessária para o início da transformação e é designada por M_s . Quanto maior for o teor de carbono da liga Fe-C, menor tende a ser M_s , ou seja, um maior super-resfriamento é necessário na transformação, pois o carbono em solução sólida leva a um aumento da resistência ao cisalhamento da austenita. Da mesma forma, a temperatura na qual a transformação martensítica termina denomina-se M_f e também é função do teor de carbono (KRAUSS, 2015).

Quanto maior o super-resfriamento (diferença entre a temperatura inicial do aço e a temperatura de início da transformação martensítica do processo), maior a energia elástica armazenada para novas nucleações, ou seja, mais regiões da austenita são transformadas em martensita (SILVA e MEI, 2010).

Em relação à sua morfologia, a martensita apresenta-se em forma de ripas em aços de menor teor de carbono e em forma de placas em aços de maior teor de carbono (KRAUSS, 2015). Na Figura 4 é possível identificar qual é o tipo de morfologia martensítica esperado e a variação de M_s de acordo com o teor de carbono em ligas Fe-C.

Figura 4 - Morfologias da martensita em ligas Fe-C.



Fonte: COLPAERT, 2008.

A distorção tetragonal da estrutura TCC martensítica pode ser medida por meio da Equação 1:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,0455x(p\% C) \quad (1)$$

sendo $\frac{c}{a}$ a relação entre eixos. Ou seja, quanto maior o teor em peso de carbono, maior a tetragonalidade da martensita (TOTTEN, 2006).

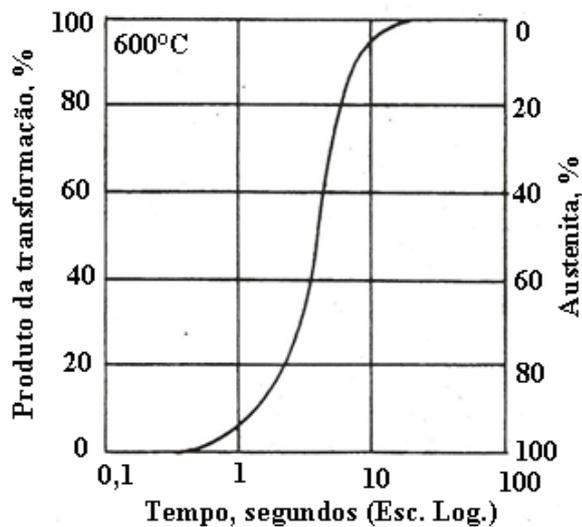
Segundo Colpaert (2008), a transformação martensítica leva a um alto nível de tensões residuais devido à variação de volume associada ao fenômeno e ao mecanismo displacivo (movimento coordenado ou cooperativo de movimentação dos átomos).

3.1.2 Curvas TTT (tempo, temperatura e transformação) e TRC (transformação no resfriamento contínuo)

A curva TTT, "tempo - temperatura e transformação", pode ser obtida a partir de curvas de reações isotérmicas resultantes do resfriamento brusco do aço da temperatura de

austenitização até uma temperatura específica abaixo da linha A1 do diagrama Fe - C (que se localiza na temperatura eutetóide, a menor temperatura de equilíbrio entre a ferrita e a austenita), em que o aço é mantido até o término das transformações da austenita em um novo microconstituente (CHIAVERINI, 2003). A velocidade de transformação nas condições isotérmicas é resultante da combinação entre a taxa de nucleação e velocidade de crescimento (COLPAERT, 2008). Um exemplo de isoterma pode ser visto na Figura 5.

Figura 5 - Curva de reação isotérmica, a 600°C, correspondente à transformação da austenita em perlita (exemplo para o aço eutetóide).

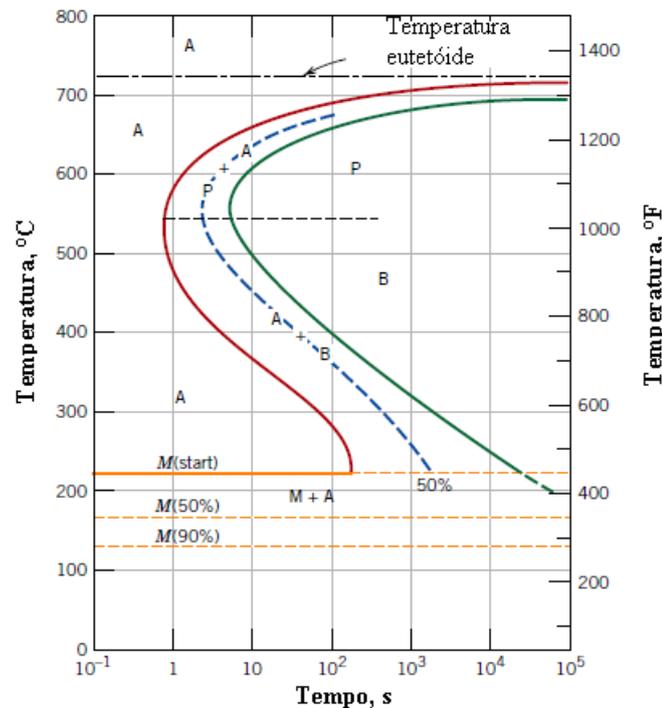


Fonte: CHIAVERINNI, 2003.

Assim, em cada curva isotérmica, pode-se obter os tempos de início de transformação (que pode ser definido com uma porcentagem de 1% de transformação) e de fim (que pode ser definido com a fração de 99% de transformação). Ao transferir os tempos de início e fim de transformação a diversas temperaturas abaixo da linha A1 para um outro diagrama, obtém-se a curva TTT (COLPAERT, 2008). Na Figura 6 pode-se visualizar uma curva TTT para um aço eutetóide.

Por meio do diagrama TTT, pode-se realizar uma previsão teórica dos constituintes e, conseqüentemente, das fases a serem formadas nos aços - carbono a partir de uma determinada curva de resfriamento. Para isso tem-se que, ao percorrer o diagrama paralelamente ao eixo dos tempos, as reações que ocorrem por difusão são analisadas, que são irreversíveis. Além disso, a formação da martensita só é possível caso haja austenita disponível e uma taxa de resfriamento elevada o suficiente, que dependerá do aço que é transformado (CHIAVERINI, 2003).

Figura 6 -Diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetóide.



A: Austenita, B: Bainita, P: Perlita e M: Martensita.

Fonte: CALLISTER, 2012.

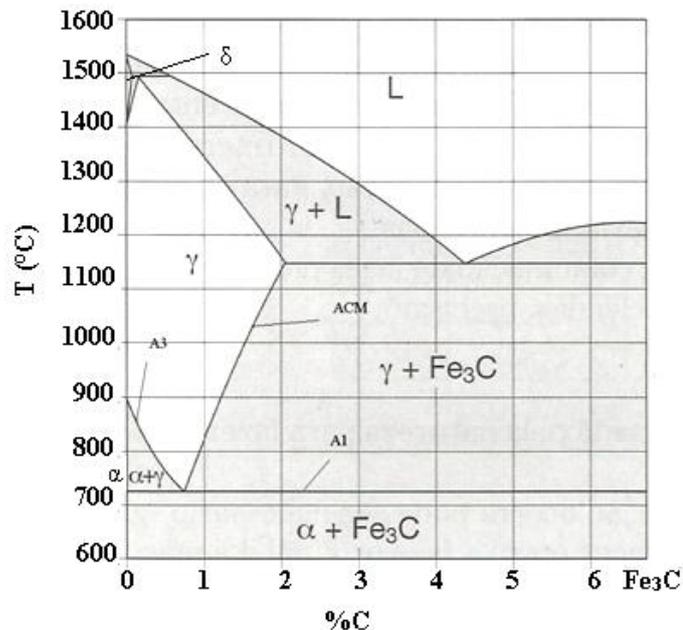
Similarmente às curvas TTT, as curvas no resfriamento contínuo TRC podem ser obtidas tanto por meio de ensaios metalográficos quanto por dilatométrica. A principal diferença considerando o procedimento é que a transformação da austenita não se dá a uma temperatura constante (transformação isotérmica) mas sim a uma dada taxa de resfriamento, o que implica em uma relativamente suave alteração do posicionamento das curvas em relação à temperatura e ao tempo (SILVA e MEI, 2010).

3.1.3 Características gerais dos tratamentos térmicos

Para representação das fases de ligas de ferro e carbono são utilizados dois diagramas: o diagrama metaestável Fe-Fe₃C, mostrado na Figura 7, e o diagrama estável Fe-C, pois essas ligas podem conter tanto o carbono puro (grafite) como o carbono quimicamente ligado (que é o caso da cementita, Fe₃C). O diagrama metaestável Fe-Fe₃C é mais comumente utilizado pois a decomposição da cementita em ferro e grafite ocorre apenas quando o aço é mantido

por longos períodos de tempo a temperaturas elevadas ou ainda na presença (a uma certa quantidade) de determinados elementos de liga, cujo principal é o silício (TOTTEN, 2006).

Figura 7 - Diagrama metaestável Fe -Fe₃C.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Nas temperaturas elevadas comumente utilizadas nos tratamentos térmicos, ocorrem dois fenômenos na microestrutura dos aços: a recristalização e o crescimento de grãos. Após o aquecimento a temperaturas superiores a 723°C, cada grão de perlita se transforma totalmente em pequenos grãos de austenita como resultado da difusão do carbono das lamelas de cementita. Além disso, no caso dos aços hipoeutetóides (aços com teor de carbono inferior a 0,77%), à medida que a temperatura aumenta, a ferrita recebe o carbono do entorno da austenita já formada e se transforma também em austenita. Já nos aços hipereutetóides (aços com teor de carbono superior a 0,77%), a cementita vai se difundindo na austenita formada (COLPAERT, 2008).

Como pode ser observado na Figura 7 do diagrama Fe-Fe₃C para aços carbono, para um teor de 0,77% C a 727°C, há a ocorrência da transformação eutetóide, caracterizada pela transformação de uma fase sólida em duas fases sólidas distintas. Neste caso, a partir de um resfriamento lento há a transformação da fase austenítica em ferrita e cementita (KRAUSS, 2015).

Os aços hipoeutetóides e hipereutetóides ao atingirem, respectivamente, a linha A3 e a linha ACM, representadas no diagrama da Figura 7, durante o aquecimento, são

austenitizados completamente. Os grãos de austenita crescem em detrimento de grãos vizinhos menos estáveis, através da migração de átomos dos contornos de grão.

3.1.4 Principais tratamentos

Os principais tratamentos térmicos realizados nos aços são descritos a seguir, sendo que dentre eles, a normalização e o recozimento intercrítico foram empregados neste trabalho.

- **Recozimento**

O recozimento é um processo que pode ter como objetivo a reduzir de dureza do aço, aumentar sua usinabilidade, facilitar o trabalho a frio ou atingir a microestrutura ou propriedades desejadas (SILVA e MEI, 2010). Neste tratamento, o material passa por ciclo térmico de aquecimento até uma determinada temperatura e tempo de encharque, que dependerão do material e dos objetivos a serem atingidos e, após o tempo de encharque, o material é resfriado lentamente (CALLISTER, 2012).

Conforme exposto por Arai et. al. (1991), de acordo com o que é desejado como resultado final, diversos ciclos térmicos podem ser utilizados no tratamento de recozimento. Considerando as temperaturas A1, A3 e ACM representadas na Figura 7, se a temperatura máxima de aquecimento durante o tratamento é inferior a A1, o recozimento é classificado como subcrítico. Se essa temperatura está entre A1 e ACM (para aços hipereutóides) ou entre A1 e A3 (para aços hipoeutóides), o recozimento é classificado como intercrítico. Por fim, se a temperatura máxima de tratamento é superior a A3 ou ACM, o recozimento é classificado como supercrítico ou pleno.

Dentre os recozimentos subcríticos há o recozimento para alívio de tensões, que por envolver temperaturas inferiores à zona crítica (recozimento subcrítico), não gera mudança estrutural nos aços e nem mudança significativa de suas propriedades. As tensões residuais dos aços que são reduzidas por este processo podem ser provenientes de processos mecânicos e térmicos de fabricação. Resfriamento não uniforme de peças, por exemplo, levam à expansão volumétrica de forma desigual e, conseqüentemente, ao aparecimento de tensões residuais. Outras fontes de tensões residuais são a usinagem, o trabalho a frio e a soldagem (CHIAVERINI, 2003).

Por meio do recozimento intercrítico, é possível obter composições microestruturais que seriam praticamente impossíveis de se obter através da austenitização completa e resfriamento de um aço de mesma composição química. As propriedades mecânicas do aço

submetido a este tratamento térmico estarão diretamente relacionadas com a fração volumétrica das fases obtidas e com a morfologia e propriedades dos microconstituintes formados. Estas características, por sua vez, serão resultantes dos parâmetros utilizados no recozimento intercrítico, como por exemplo o tempo de encharque, que influencia a formação isotérmica da austenita e sua homogeneidade química (FONSTEIN, 2015).

O recozimento pleno envolve a austenitização do aço por meio do aquecimento do metal a uma dada temperatura, que está acima (recozimento supercrítico) ou dentro da zona crítica (recozimento intercrítico) e, em seguida, o resfriamento lento. Por meio desse tratamento, é possível "anular" efeitos de tratamentos térmicos ou mecânicos anteriores nas propriedades do material (devido à nucleação e crescimento de grão da austenita) e refinar/homogeneizar as estruturas brutas de fusão (COLPAERT, 2008).

A homogeneidade da austenita está relacionada com a temperatura de austenitização, sendo que, considerando um mesmo tempo de tratamento, temperaturas mais baixas tendem a formar uma austenita mais heterogênea. A austenita heterogênea favorece a nucleação de carbonetos ao invés da formação da estrutura lamelar perlítica (SILVA e MEI, 2010).

Segundo Chiaverinni (2003), o recozimento pleno apresenta três estágios principais, que são:

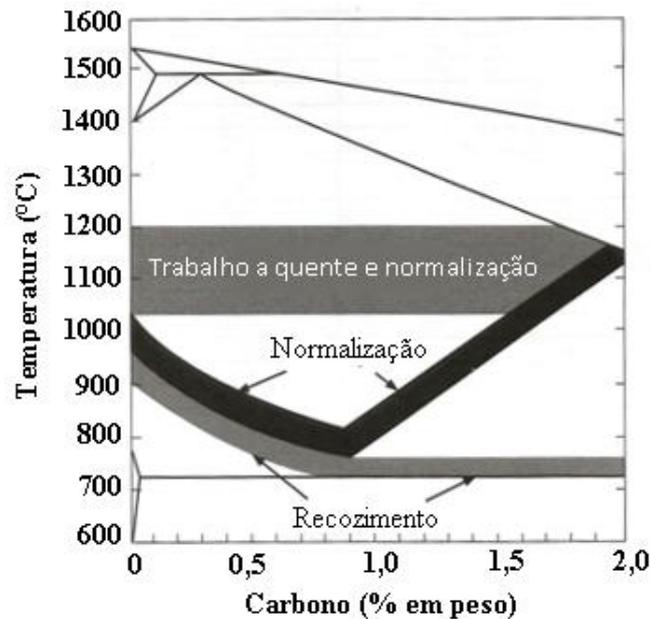
- 1) Recuperação: fenômeno que ocorre a baixas temperaturas, caracterizado pelo rearranjo das discordâncias para configurações mais estáveis na estrutura do material.
- 2) Recristalização: fenômeno que ocorre a temperaturas mais elevadas e consiste na nucleação de novos grãos equiaxiais poligonais.
- 3) Crescimento de grão: os grãos recristalizados crescem através de absorção de grãos circunvizinhos. A força motriz para que isso ocorra é a energia superficial dos contornos de grão dos grãos recristalizados. Nessa etapa há a diminuição dos contornos de grão, e, conseqüentemente, redução da resistência à movimentação de discordâncias, que leva a uma menor resistência mecânica e dureza e maior plasticidade do metal.

- **Normalização**

O tratamento térmico de normalização compreende o aquecimento até a austenitização completa do aço seguido de resfriamento ao ar. Ele é utilizado para promover a homogeneização e refinamento da microestrutura dos aços e melhorar sua resistência e tenacidade. A estrutura homogênea alcançada é importante para a obtenção de uma resposta uniforme a tratamentos posteriores, como a têmpera. Os casos em que a normalização é comumente utilizada são para homogeneização da microestrutura de peças forjadas e

fundidas, homogeneização da microestrutura de peças submetidas a tratamentos incorretos ou desvios de tratamentos térmicos e alcance de propriedades mecânicas desejadas através do refino da microestrutura (COLPAERT, 2008). A faixa de temperatura da normalização em comparação com as temperaturas do tratamento térmico de recozimento podem ser vistas na Figura 8.

Figura 8 - Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e recozimento.



Fonte: SILVA e MEI, 2010 (Adaptado).

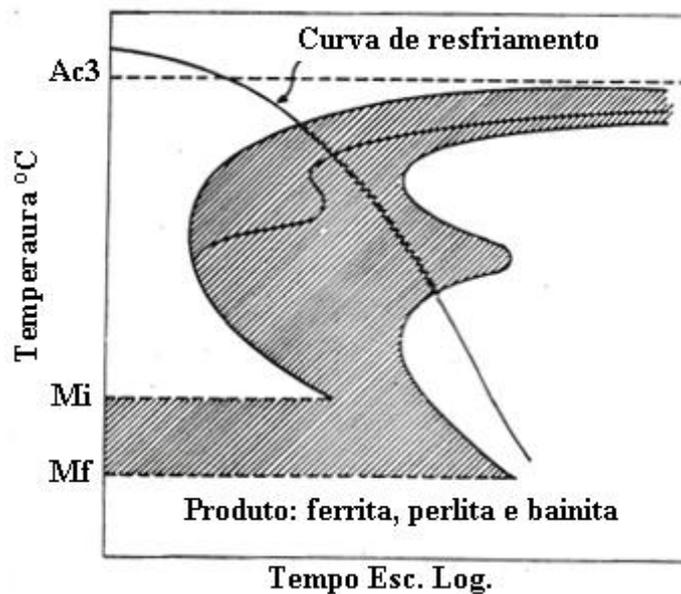
Segundo Silva e Mei (2010), comparando um aço hipoeutetóide normalizado com um recozido, possivelmente pode-se observar na estrutura normalizada a perlita mais fina e grãos de ferrita menores. Já para os aços hipereutetóides, a estrutura normalizada apresentaria menos carbonetos em rede ou massivo, já que as temperaturas de tratamento são mais elevadas, levando a uma dissolução mais completa desses carbonetos na austenitização. Além disso, a formação de cementita pró-eutetóide ao longo do contorno das colônias de perlita na normalização é minimizada já que as taxas de resfriamento são mais elevadas.

Ressalta-se que para aços de alta temperabilidade, o resfriamento ao ar já pode ser rápido o suficiente para resultar na formação da estrutura martensítica e, nesses casos, o tratamento térmico de normalização não deve ser feito (COLPAERT, 2008). Uma outra consideração a ser feita sobre este tratamento é a possibilidade de obtenção do constituinte bainita dependendo do tipo de aço, como mostrado na Figura 9 (CHIAVERINI, 2003).

- **Têmpera**

O tratamento térmico da têmpera consiste na austenitização completa do aço, tempo de encharque e resfriamento em água, ar, óleo ou outro meio, dependendo da severidade requerida para a têmpera, de modo que as transformações que envolvem o mecanismo de difusão, como as perlíticas e bainíticas, são evitadas (SILVA e MEI, 2010). Este tratamento visa a formação da estrutura martensítica e, combinado com o revenimento, que será explicado no próximo tópico, possibilita a combinação de resistência mecânica e tenacidade em aços (COLPAERT, 2008).

Figura 9 - Diagrama de transformação mostrando a possibilidade de obtenção da bainita pela normalização.



Fonte: CHIAVERINI, 2003 (Adaptado).

Um dos aspectos mais relevantes do tratamento de têmpera é a chamada temperabilidade. Segundo Pedraza, Coutinho e Silva (1983) e Colpaert (2008), a temperabilidade pode ser definida como a profundidade, em uma dada peça, em que pode-se obter a estrutura martensítica por meio de um processo de têmpera, podendo ser definida pela variação de dureza ao longo da sua seção. A temperabilidade dependerá do meio de resfriamento e da condutividade térmica do aço, que afetam sua velocidade de resfriamento.

O aumento da temperabilidade dos aços corresponde ao retardamento das transformações difusionais a partir do estado austenítico, envolvendo a formação da ferrita, cementita, perlita e bainita (CHIAVERINI, 2003). Ou seja, é o afastamento da curva TTT ou

TRC do eixo das temperaturas. Segundo Silva e Mei (2010), alguns fatores podem aumentar a temperabilidade dos aços, são eles:

- Elevado teor de carbono e elementos de liga;
- Granulação austenítica grosseira: menor quantidade de contornos de grão, locais preferenciais para a nucleação heterogênea dos compostos difusionais;
- Boa homogeneidade da austenita: a ausência de precipitados e inclusões resulta em menor quantidade de sítios de nucleação heterogênea.

A severidade da têmpera (H) está relacionada com a capacidade de extração de calor que um meio apresenta (SILVA e MEI, 2010). Na Tabela 1 são apresentados, como exemplos valores de severidade da têmpera atribuídos a meios de resfriamento distintos (COLPAERT, 2008). Com o aumento da severidade da têmpera, aumenta-se a velocidade de resfriamento, mas a probabilidade de ocorrência de trincas e distorções também cresce (COLPAERT, 2008). Isto porque, durante o resfriamento, os gradientes térmicos da seção da peça são bastante acentuados, o que faz surgir tensões internas resultantes da contração do aço, da expansão da formação martensítica e das mudanças bruscas da seção, dentre outros (SILVA e MEI, 2010).

Tabela 1 -Severidade da têmpera de diferentes meios comparados com a água.

Meio de têmpera	Severidade de têmpera (H)
Óleo sem agitação	0,2
Óleo moderadamente agitado	0,5
Óleo violentamente agitado	0,7
Água sem agitação	1,0
Água fortemente agitada	1,5
Salmoura sem agitação	2,0
Salmoura fortemente agitada	5,0

Fonte: COLPAERT, 2008, p.287.

Segundo Silva e Mei (2010), durante a têmpera em meio líquido ocorrem três estágios principais:

1) A formação de uma camada de vapor em torno da peça, que pode não ser interessante pois esta atua como isolante térmico e diminui a velocidade de resfriamento da

peça. Esta etapa pode ser suprimida com a adição de alguns sais, como KCl, ou agitação do meio. No caso de líquidos não voláteis esta etapa não é presente.

2) A formação e desprendimento de bolhas, etapa em que a velocidade de resfriamento é mais acentuada, desde que haja uma agitação acentuada;

3) O resfriamento da peça por convecção e condução.

De modo geral, para qualquer tratamento de têmpera, é necessário que o volume do tanque seja suficiente para que a temperatura do meio seja aproximadamente constante e as taxas de resfriamento não decresçam, a temperatura inicial do meio seja suficientemente baixa e a agitação seja adequada para que o resfriamento seja uniforme (COLPAERT, 2008).

A alta dureza da martensita obtida após a têmpera pode ser explicada por: i) pela elevada densidade de discordâncias em sua estrutura, que servem de barreira ao movimento das próprias discordâncias e ii) pela presença de átomos de carbono intersticial na estrutura cristalina do ferro, que causam deformação na rede e tendem a se redistribuir de modo a ancorar as discordâncias, dificultando seus movimentos (PEDRAZA, COUTINHO e SILVA, 1983).

- **Revenimento**

As tensões internas geradas e a excessiva dureza e fragilidade do material após o tratamento de têmpera podem ser corrigidas por meio do processo de revenimento (CHIAVERINI, 1988). Esta operação envolve o aquecimento uniforme do aço até uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização, na qual o material é mantido até a equalização da temperatura e obtenção das propriedades desejadas. Por fim, o aço é resfriado. As mudanças de propriedades dos aços estão relacionadas com a temperatura e tempo de revenimento (SILVA e MEI, 2010).

Quando o aço é aquecido, é fornecida energia para difusão e o carbono presente nos interstícios da estrutura martensítica precipita como carbonetos, resultando na diminuição da dureza. Segundo Chiaverini (1988), de acordo com a temperatura de revenimento podem ocorrer, resumidamente, as seguintes transformações:

- Entre 25° e 100°C: segregação do carbono em direção às discordâncias sem grande alteração na dureza;
- Entre 100° e 250°C: precipitação de carboneto de ferro do tipo épsilon (Fe_{2-3}C). Porém, para aços baixo carbono e baixa liga este carboneto pode estar ausente. Ocorre o início da diminuição da dureza.

- Entre 200° e 300°C: transformação da austenita em bainita e redução da dureza.
- Entre 250° e 350°C: formação de carboneto metaestável (Fe_5C_2) e redução de dureza.
- Entre 400° e 600°C: recuperação da subestrutura de discordâncias, esferoidização da cementita e redução de dureza.
- Entre 500° e 600°C: "endurecimento secundário" por meio da precipitação de carbonetos de liga em aços que contém Ti, Cr, Mo, V, Nb ou W.
- Entre 600°C e 700°C: recristalização e crescimento de grão. A cementita precipitada tem forma esferoidal e a ferrita equiaxial.

3.2 Aços *Dual Phase*

Os aços bifásicos, também chamados de aços *Dual Phase*, pertencem à classificação de aço baixo carbono, que compreende aços com teor de carbono inferior a 0,25%. Os principais produtos constituídos de aços baixo carbono, como perfis estruturais, placas automotivas e vigas para construções e pontes, são utilizados em aplicações que requerem resistência mecânica e à fratura e são obtidos por processamentos que requerem boa conformabilidade e soldabilidade. O principal componente microestrutural desses aços é a ferrita equiaxial ou poligonal, que confere propriedades de resistência mecânica relativamente baixa. Nas últimas décadas, estudos sobre adição de elementos de ligas e de novas rotas de processamentos têm possibilitado a obtenção de aços de elevada resistência mecânica e teores de carbono cada vez mais baixos. Com isso, surgiu uma nova classe de aços, denominada aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que compreende aços baixo carbono laminados a quente, aços baixo carbono recozidos, aços bifásicos, aços TRIP (plasticidade induzida por transformação de fases), entre outros (KRAUSS, 2015).

Pesquisas sobre os aços bifásicos se iniciaram na década de 70, época em que constatou-se que o recozimento contínuo em temperaturas do campo intercrítico em ligas com baixo teor de carbono poderia levar à obtenção de uma estrutura ferrítica - martensítica de ductilidade e conformabilidade (para o caso de componentes de veículos automotivos) superiores aos aços ARBL endurecidos por solução sólida (AGGEN et. al., 1993).

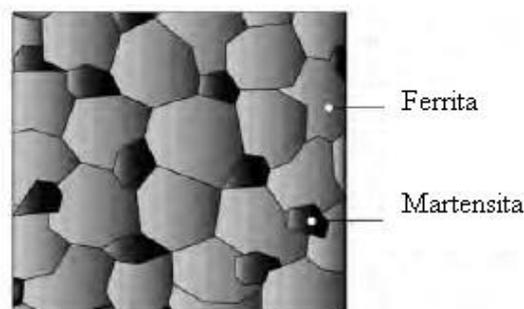
A nomenclatura prática reconhecida [dos aços bifásicos] especifica a resistência ao escoamento (σ_e) e a resistência à tração (σ_r) da seguinte forma: XXaaa/bbb. Onde XX é o tipo de aço, aaa é a resistência mínima ao escoamento e bbb a resistência mínima à tração, ambas em MPa. Por exemplo, DP 300/600 representa um aço Dual Phase com resistência mínima ao escoamento de 300 MPa e resistência mínima à tração de 600 MPa. (ROSADO, 2011, p. 7).

É possível observar ainda que outra nomenclatura, mais comumente utilizada para o aço bifásico, faz referência apenas ao seu limite de resistência à tração, ou seja, um aço DP 1000 ou da classe de resistência de 1000 MPa representa uma liga com limite de resistência mínimo de 1000MPa.

3.2.1 Microestrutura e composição química

Segundo Maleque, Poon e Masjuki (2004), o termo "*dual - phase*" se refere à presença das fases ferrita e martensita, já que a microestrutura deste aço consiste na dispersão de partículas duras de martensita (cerca de 5 a 30% em volume) em uma matriz dúctil ferrítica. Uma representação esquemática desta microestrutura pode ser vista na Figura 10. Estes aços podem conter ainda pequenas quantidades de bainita, perlita e austenita retida, essa última com a martensita forma o chamado constituinte MA.

Figura 10 - Representação esquemática das ilhas de martensita na matriz ferrítica.



Fonte: AHSS APPLICATION GUIDELINES, 2009.

Conforme exposto por Fonstein (2015), os aços *Dual Phase* podem conter pequenas quantidades de austenita retida caso a taxa de resfriamento aplicada em seu tratamento térmico seja muito lenta e, com isso, levar a um aumento excessivo do teor de carbono de uma porção de austenita, diminuindo sua M_s para abaixo da temperatura ambiente. A permanência desta austenita retida dependerá da sua estabilidade.

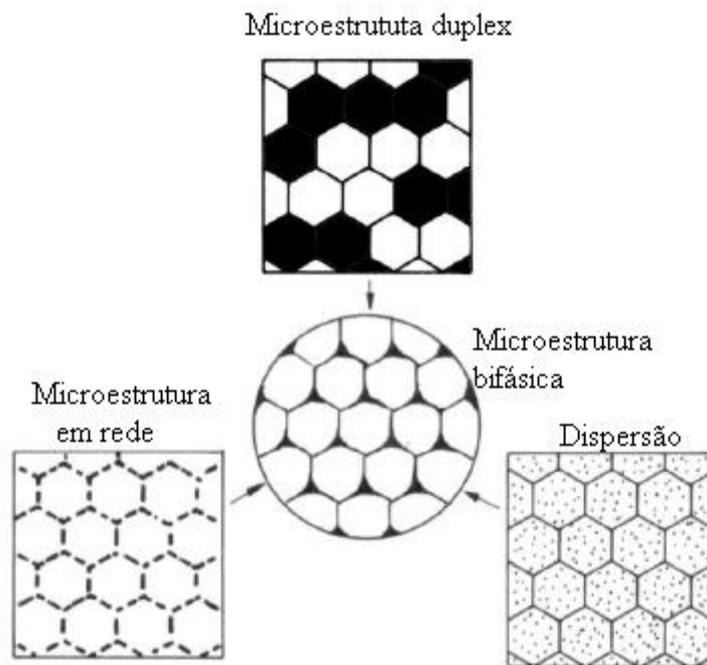
Segundo Aggen et al. (1993), o teor de carbono dos aços *Dual Phase* é usualmente inferior a 0,1%, permitindo que produtos feitos desse material possam ser soldados por pontos, operação muito empregada no setor automotivo. Composições típicas deste aço podem ser vistas na Tabela 2.

Tabela 2 - Composições típicas dos aços bifásicos.

Método de produção	Composição p%						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
Recozimento contínuo, laminação a quente	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Recozimento contínuo, laminação a frio	0,11	1,20	0,40
Recozimento em caixa	0,12	2,10	1,40

Fonte: AGGEN, et. al., 1993.

Segundo Gorni (2008), o aço bifásico tem microestrutura representada pela fusão de três morfologias básicas: a duplex, em que a quantidade de grãos por volume das duas fases são iguais, a microestrutura em dispersão, em que a fase dura é totalmente isolada pela matriz macia e a microestrutura em rede, em que a segunda fase se encontra distribuída apenas nos contornos de grão da fase macia. A Figura 11 representa esquematicamente a fusão dessas morfologias.

Figura 11 - Morfologia dos aços *Dual Phase*.

Fonte: GORNI, 2008.

Segundo Gorni (1989), os elementos de liga podem produzir diversos efeitos no aço bifásico. Os principais elementos de liga deste aço são:

- Carbono: controla a fração martensítica do aço e, conseqüentemente, sua dureza, já que a formação da martensita depende da difusão e concentração do carbono na austenita remanescente durante a transformação ferrítica. A difusão do carbono intensifica-se na presença do elemento silício.
- Manganês: retarda as reações ferrítica e perlítica. Sua presença em teores elevados aumenta a temperabilidade da austenita. Segundo Papa Rao, Sarma e Sankaran (2013), o Mn é um elemento importante na obtenção de estruturas de grãos ultra finos pois em elevados teores também é responsável por conter o crescimento de grão no recozimento intercrítico.
- Silício: aumenta a temperatura e diminui o tempo de formação da ferrita poligonal. Os átomos de Si repelem os átomos de C da ferrita, por isso, o fluxo de difusão do carbono para a fase austenítica aumenta, resultando na diminuição da dureza e aumento do alongamento da ferrita. Além disso, o silício promove o endurecimento por solução sólida e aumento de conformabilidade pela distribuição fina e fibrosa da martensita. Um ponto negativo que a adição deste elemento pode trazer é a diminuição da resistência ao impacto.
- Cromo: aumenta a temperabilidade da austenita remanescente e retarda a formação perlítica, conforme também exposto por Tasan et. al. (2015).
- Molibidênio: retarda as formações perlítica e ferrítica, aumenta a temperabilidade da austenita remanescente e reduz a relação de escoamento.
- Vanádio e Boro: retardam a formação perlítica poligonal.

3.2.2 Efeitos das rotas de processamento na microestrutura do aço DP

O processamento do aço DP compreende, entre outras etapas, o aquecimento do aço, durante a laminação a quente ou após a laminação a frio, entre as temperaturas críticas A1 e A3, levando à formação de ilhas de austenita ao longo da matriz ferrítica. A austenita pode se transformar em martensita, bainita ou outro microconstituente dependendo da taxa de resfriamento aplicada, que afetará, também, a quantidade de austenita retida (KRAUSS, 2015).

Conforme artigos já publicados, as temperaturas A1 e A3 podem ser encontradas através das Equações 2 e 3, respectivamente (MALEQUE, POON e MASJUKI, 2004; GHADERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014).

$$A1 = 723 - 10,7Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 290 As + 6,38 W \quad (2)$$

$$A3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2 Ni + 44,7 Si + 10,4 V + 31,5 Mo + 13,1W \quad (3)$$

Já Movahed et. al. (2009) apontaram as equações 4 e 5 para o cálculo dessas temperaturas:

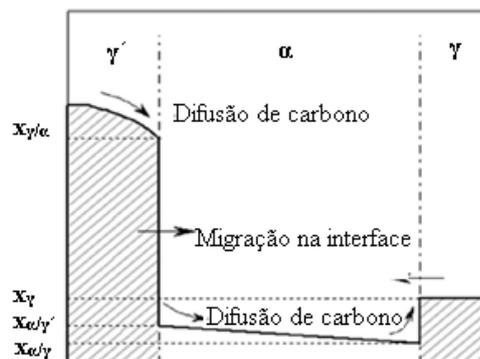
$$A1 = 751 - 16,3 C - 27,5 Mn - 5,5 Cu - 5,9 Ni + 34,9 Si + 12,7 Cr + 3,4 Mo \quad (4)$$

$$A3 = 881 - 206 C - 15Mn - 26,5 Cu - 20,1 Ni - 0,7 Cr + 53,1 Si + 41,7 V \quad (5)$$

Quando a estrutura inicial do aço, processado por laminação a quente, é ferrítica - perlítica, a região perlítica se transforma em martensita devido ao maior teor de carbono. Por outro lado, durante o recozimento de um aço de baixo teor de carbono laminado a frio, ocorre a recristalização da ferrita deformada e a esferoidização da perlita deformada e a austenita surge nos contornos de grão e na cementita esferoidizada (KRAUSS, 2015).

De modo geral, a nucleação da austenita se inicia na interface ferrita/ cementita da fase perlítica e o crescimento dos núcleos formados é limitado principalmente pela difusão do carbono na austenita. Como pode ser visto na Figura 12, devido à maior disponibilidade de carbono na região perlítica, os núcleos de austenita oriundos destes sítios crescem mais rapidamente do que os oriundos das regiões ferríticas. Nesta figura, γ' corresponde a austenita nucleada na perlita, α à ferrita e γ à austenita nucleada no contorno de grão (ZHENG e RAABE, 2013). Após a dissolução dos carbonetos ou da perlita, a austenita cresce lentamente a partir da fase ferrítica, a uma taxa que dependerá da velocidade de difusão do carbono na austenita a altas temperaturas e da velocidade de difusão do manganês na ferrita a baixas temperaturas. Por fim, há um lento equilíbrio da austenita e da ferrita (AGGEN et al., 1993).

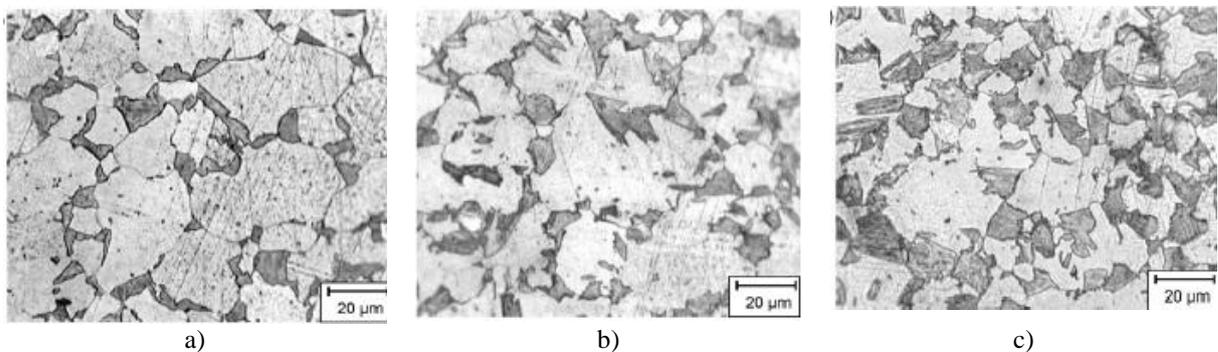
Figura 12 - Desenho esquemático sobre a variação no teor de carbono na interface austenita-ferrita.



Fonte: ZHENG e RAABE, 2013.

Diversas rotas de processamento podem ser utilizadas na obtenção do aço DP. Movahed et al. (2009) realizaram aquecimento de amostras do aço SAE 1010 até diferentes temperaturas do campo intercrítico, mantendo por um tempo de encharque de 20 minutos e em seguida, realizou-se têmpera em água. Os autores observaram que, com o aumento da temperatura intercrítica, há uma elevação da fração volumétrica de martensita e que quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior a capacidade de encruamento do aço. As microestruturas para diferentes temperaturas de tratamento térmico intercrítico podem ser observadas na Figura 13, sendo os grãos claros de ferrita e os escuros de martensita (ou constituinte MA).

Figura 13 - Microestrutura do aço Dual Phase para diferentes temperaturas de recozimento intercrítico.



Temperatura intercrítica de a)760°C, b)800°C e c)820°C.

Fonte: MOVAHED, 2009.

Outro ponto a ser destacado é que o aumento da temperatura do tratamento térmico intercrítico leva a uma diminuição no gradiente de concentração de carbono nas interfaces entre austenita e ferrita e entre austenita e carbonetos. Como a diminuição é menos acentuada na interface entre austenita e carbonetos, a taxa de crescimento da austenita nesta região é menor e, portanto, em aços que possuem carbonetos mais estáveis ou em maior quantidade, o aumento da temperatura de tratamento pode levar a um aumento de carbonetos não dissolvidos na martensita após o resfriamento (FONSTEIN, 2015).

Zeytin, Kubilay e Aydin (2008) mostraram que o aumento do tempo de encharque pode produzir diferentes efeitos na microestrutura do aço DP, dependendo da composição química do aço utilizado. Para uma temperatura de recozimento intercrítico de 750°C por exemplo, 3 minutos de encharque não foram suficientes para a dissolução de carbonetos nas amostras de aços que continham Cr ou Cr-Mo. Já para amostras de aço com adição de Mn, menos carbonetos foram observados. Além disso, o aumento do tempo de encharque (3, 10 e 30 minutos) não provocou mudanças significativas no percentual de fases do aço ligado ao

Mn, já no aço ligado ao Cr, a martensita se tornou mais grosseira e no aço ligado ao Cr-Mo, o percentual de martensita aumentou e sua morfologia se tornou mais globular que a do aço anteriormente citado.

Em relação à taxa de aquecimento até uma temperatura intercrítica, Fonstein (2015) diz que seu aumento pode acarretar em dois efeitos: aumento da temperatura de início de transformação austenítica e aumento na velocidade de transformação austenítica durante o tempo de encharque isotérmico. Além disso, baixas taxas de aquecimento favorecem o crescimento da austenita originada da perlita e altas taxas de aquecimento levam a uma nucleação adicional no contorno de grão ferrítico.

Sendo assim, pode-se variar os parâmetros de tempo e temperatura das rotas de processamento, alcançando-se diferentes proporções e distribuição das fases, que levam a diferentes propriedades. Além disso, conforme será mostrado a seguir, a microestrutura inicial do aço a ser levado ao recozimento intercrítico também influencia a quantidade de martensita a ser formada e sua distribuição.

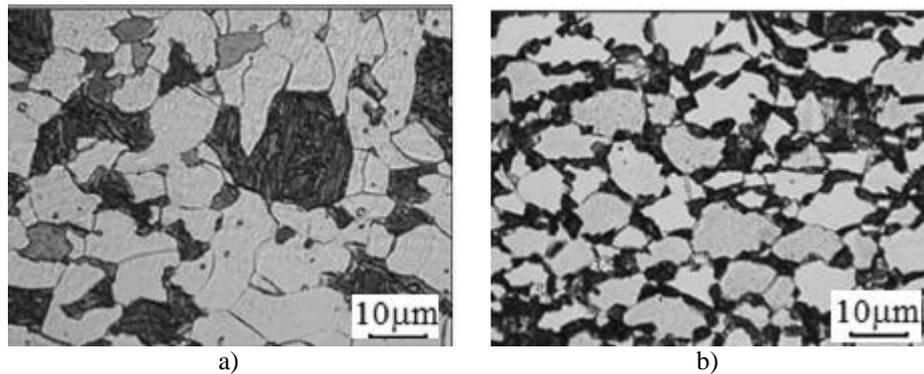
Wang et al. (2012) realizaram duas rotas de processamento térmico distintas em amostras de um aço baixo carbono laminado a quente. Em uma amostra (chamada de amostra A), realizaram austenitização completa, mantendo-a a 1000°C por 30 minutos e resfriaram-na em salmoura até a temperatura ambiente. Em seguida, a partir da estrutura martensítica obtida, realizou-se tratamento térmico intercrítico a 760°C por 30 minutos e resfriamento em salmoura até a temperatura ambiente. Em outra amostra (chamada de amostra B), realizou-se austenitização completa a 1000°C por 30 minutos, resfriamento ao forno até 760°C por 30 minutos e resfriamento em salmoura até a temperatura ambiente. As amostras foram submetidas à laminação a frio com redução de área de 64%. Observou-se maior teor de martensita na amostra B, em que o tratamento térmico foi realizado partindo da estrutura ferrítica - perlítica.

Park et al. (2014) realizaram diferentes tratamentos térmicos em um aço de baixo carbono e baixa liga (contendo Si e Mn) e chegaram em resultados que mostraram que ao se obter o aço DP a partir da austenitização completa, seguida de transformação ferrítica parcial e têmpera, a microestrutura alcançada em termos de distribuição de fases consiste em grãos isolados de martensita uniformemente distribuídos na matriz ferrítica. Já se a rota de tratamento for austenitização completa, seguida de têmpera, laminação a frio e, a partir da estrutura única martensítica, realizar-se o recozimento intercrítico, a distribuição final martensítica consiste em uma rede de cadeias. Essa distribuição pode ser explicada pelo fato da martensita se recristalizar totalmente em ferrita com o aquecimento e, em seguida, ocorrer

a nucleação da austenita no contorno de grão ferrítico. Essas morfologias podem ser vistas na Figura 14.

Em relação à taxa de resfriamento aplicada no tratamento térmico intercrítico, quanto maior ela for, maior a fração martensítica resultante no aço, isso porque não haverá tempo suficiente para a formação de perlita e bainita (GHAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014).

Figura 14 - Imagens da microestrutura do aço DP proveniente de aço baixo carbono e baixa liga (contendo Si e Mn).



a) Martensita isolada; b) Martensita em cadeia.

Fonte: PARK et. al. 2014.

A composição química do aço utilizado é outro fator que influencia a transformação austenítica. A presença de certos elementos pode levar a mudanças na energia de ativação necessária à transformação da ferrita em austenita, na difusividade e atividade termodinâmica do carbono, nos gradientes de concentração do carbono entre as fases ferrítica e austenítica e, ainda, nas temperaturas $A1$ e $A3$ (FONSTEIN, 2015).

Segundo Kuang et al. (2014), após o tratamento térmico intercrítico do aço DP, há o surgimento de diversas tensões residuais. Portanto, apesar do aço DP não ter sido planejado para passar por tratamentos de revenimento, esta etapa pode ser realizada para melhorar as propriedades do material, ocorrendo basicamente em três estágios:

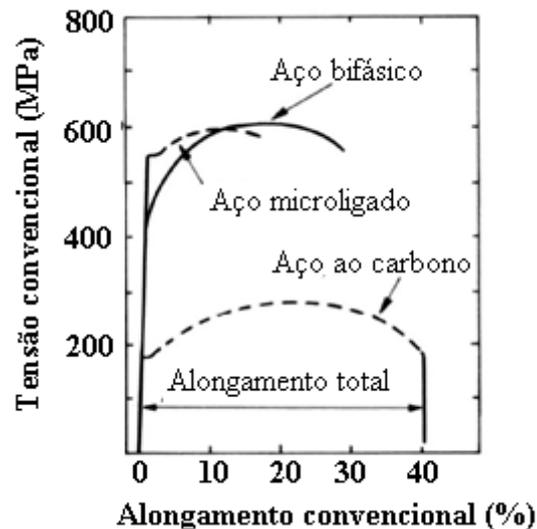
- 1 - Formação das atmosferas de Cottrell em torno de discordâncias móveis e alívio de tensões residuais na ferrita a temperaturas até 225°C ;
- 2 - Precipitação de carbonetos ϵ na ferrita e na martensita em temperaturas entre 225 e 535° ;
- 3 - Recuperação da martensita e formação de cementita em temperaturas superiores a 535°C .

3.2.3 Propriedades do aço *Dual Phase*

Como já foi mencionado, os aços DP são conhecidos e aplicados por conciliarem elevada resistência mecânica e boa ductilidade, além de deformação contínua, altas taxas iniciais de encruamento e baixa razão de escoamento. Estes aços podem alcançar valores de resistência a tração que variam de 500 a 1200 MPa (ROSADO, 2011).

As ilhas martensíticas duras na matriz ferrítica levam ao aumento da resistência mecânica e provocam o surgimento de discordâncias na ferrita adjacente devido ao cisalhamento e à mudança volumétrica envolvida na transformação. O fato dessas discordâncias não estarem ancoradas, ou seja, serem discordâncias móveis presentes na interface entre a ferrita e a martensita, contribui para o comportamento de escoamento contínuo durante a deformação do aço DP, ilustrado na Figura 15 (KRAUSS, 2015).

Figura 15 - Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico.



Fonte: GORNI, 2008 (Adaptado).

Em relação ao encruamento do aço DP, apesar de complexo, três fases podem ser observadas. Primeiramente, a eliminação de tensões residuais e o rápido acúmulo de tensões proveniente da grande diferença de plasticidade entre as fases resultam em um rápido encruamento. A deformação varia de 0,1 a 0,5% neste estágio. Em seguida, com a transformação da austenita retida a deformação varia entre 0,5 a 4%. Por fim, no último estágio, a deformação varia de 4 a 18%, em que ocorre deformação ferrítica pelo escoamento

martensítico e recuperação dinâmica, além de formação de estruturas de discordâncias (AGGEN et. al., 1993).

Segundo Ghaheri, Shafyei e Honarmand (2014), frações volumétricas de martensita acima de 25% levam a um decréscimo da ductilidade e da resistência ao impacto dos aços DP. A redução da resistência ao impacto é explicada pela formação de martensita grosseira.

Apesar do aço DP sofrer deformação homogênea em macro-escala, ele se deforma de uma maneira bastante não homogênea ao se observar em escala microscópica, fato que está relacionado com a heterogeneidade de sua microestrutura. O mecanismo de deformação da fase ferrítica relaciona-se com o tamanho de grão, a orientação cristalográfica inicial e a morfologia da fase martensítica dispersa. A deformação local na ferrita ocorre preferencialmente entre duas partículas martensíticas mais próximas, em regiões contínuas de ferrita e em regiões com o teor volumétrico de martensita médio, isto é, nem tão alto e nem tão baixo se comparado a outras regiões (ALAIE et al., 2015).

As propriedades mecânicas do aço DP dependem da dureza e da fração volumétrica da martensita, sendo que aumentando as duas há um aumento na endurecibilidade por deformação do material. Já a diminuição da dureza da martensita leva a um aumento do alongamento local no aço (PARK et al., 2014).

Como já mostrado anteriormente, a dureza da martensita aumenta se o teor de carbono desta fase é maior. Segundo Movahed et al. (2009), o teor de carbono da martensita pode ser calculado por meio da regra das misturas (Equação 6):

$$C_0 = C_f V_f + C_m V_m \quad (6)$$

em que C_0 é o teor médio de carbono do aço, C_f o teor de carbono da ferrita, C_m o teor de carbono na martensita, V_f a fração volumétrica de ferrita e V_m a fração volumétrica de martensita.

Para um mesmo aço, o teor de carbono na martensita diminui com o aumento da fração volumétrica desta fase (MOVAHED et. al., 2009). A ductilidade do aço DP aumenta com o aumento da fração volumétrica martensítica, dado um teor de carbono constante para essa fase. Por outro lado, a ductilidade diminui com o aumento do teor de carbono dado um valor fixo de fração volumétrica de martensita (BRASSART et. al., 2014).

Outro ponto já destacado, é que o aumento da temperatura do tratamento térmico intercrítico provoca um aumento da fração volumétrica da martensita. Além disso, segundo Ghaheri, Shafyei e Honarmand (2014), a baixas temperaturas intercríticas há a presença de

carbonetos insolúveis que reduzem o carbono dissolvido na austenita, provocando uma redução da dureza do aço DP. Portanto, temperaturas intercríticas iguais ou superiores à de solução dos carbonetos devem ser consideradas, assim como tempos maiores de dissolução, para a obtenção de maiores valores de dureza do aço DP.

Em relação à deformação plástica nos aços DP, vale ressaltar que ela se concentra na matriz ferrítica pois sua dureza é muito inferior em relação à martensita. Essa diferença de deformação entre as fases pode levar à formação de vazios (PARK et. al., 2014). Microconstituintes finos apresentam menor segregação de tensões e deformações entre a ferrita e a martensita e, portanto, possibilitam melhor combinação de resistência, ductilidade e capacidade de encruamento.

Segundo Tasan et al. (2015), o refino de grão promove aumento da resistência e, ao mesmo tempo, da ductilidade em aços DP. Os mecanismos de falha dos aços Dual Phase também sofrem influência da proporção de martensita e do tamanho de grão ferrítico. O material tende a romper na fase martensítica caso ela apresente um percentual alto e esteja totalmente interconectada. Caso a fase martensítica não esteja totalmente interconectada e a fase ferrítica for constituída de grãos maiores, a falha tende a ocorrer na interface entre as fases. Há situações que ambos os mecanismos de falha podem ser observados.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Para o desenvolvimento deste trabalho, foram adquiridas chapas originalmente de aços DP600 e DP1000, com espessuras de 1,5 mm e 2 mm, respectivamente. Estes materiais foram denominados no presente trabalho de aço 0,10%C (aço DP600 como recebido) e aço 0,12%C (aço de DP1000 como recebido). As composições químicas desses aços podem ser observadas na Tabela 3. Nota-se que os materiais se diferem principalmente quanto ao teor de carbono e de manganês.

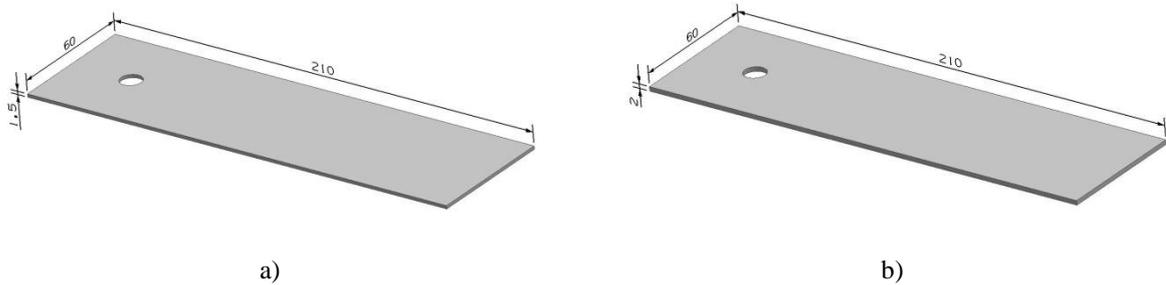
Tabela 3 - Composições químicas (% em peso de elementos) dos aços utilizados neste trabalho.

Elemento	% em peso no aço 0,10%C	% em peso no aço 0,12%C
C	0,1020	0,1210
Si	0,3190	0,4990
Mn	1,0700	1,5800
P	0,0068	0,0108
Mo	<0,0010	0,0010
Cr	0,0223	0,0207
Ni	0,0227	0,0306
V	0,0101	0,0065
Ti	0,0015	0,0022
B	0,0004	<0,0004
Al	0,0519	0,0529
Nb	0,0199	0,0138
Cu	0,0076	0,0090
W	0,0100	0,0100

Fonte: MARTINS, 2015 (Adaptado).

As chapas foram cortadas em amostras com dimensões aproximadas de 60 mm por 210 mm, conforme representações da Figura 16. Os furos mostrados nos desenhos foram realizados nas chapas para possibilitar que elas fossem penduradas, imersas e retiradas dos banhos de sal utilizados nos tratamentos térmicos dos materiais, a serem descritos posteriormente.

Figura 16 - Representações esquemáticas das amostras levadas aos tratamentos térmicos.



a) formato das amostras de aço 0,10%C e b) formato das amostras de aço 0,12%C.

Fonte: Próprio autor.

4.2 Normalização e Tratamento Térmico Intercrítico Direto

Com o intuito de definir as temperaturas a serem utilizadas nos tratamentos térmicos, foram calculadas as temperaturas A1 (Equações 2 e 4), que representam a transição das fases ferrita e perlita para ferrita e austenita no diagrama de fases, e A3 (Equações 3 e 5), temperatura acima da qual o aço se austenitiza completamente. Ou seja, entre A1 e A3 está compreendido o campo intercrítico de um aço *Dual Phase*.

Na Tabela 4 estão registrados os valores de A1 e A3 calculados para os aços a partir das composições químicas mostradas na Tabela 3 e dos trabalhos apresentados por Ghaheri, Shafyei e Honarmand (2014) e Movahed et al. (2009).

Tabela 4 - Temperaturas A1 e A3 para os aços.

Aço	Aço 0,10%C	Aço 0,12%C
A1 (Eq. 2)	720,89°C	720,51°C
A3 (Eq. 3)	860,29°C	862,07°C
A1 (Eq. 4)	731,16°C	723,03 °C
A3 (Eq. 5)	860,62°C	858,27°C

Fonte: Próprio autor.

Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno para processamento em banho de sal com capacidade aproximada de 650 m³ e com temperatura controlada por meio de um painel. A imagem do forno utilizado pode ser vista na Figura 17.

Primeiramente foi realizado o tratamento de normalização das amostras, para que o histórico de processamentos térmicos anteriores fosse retirado e a estrutura ferrítica-perlítica

fosse alcançada. As amostras foram aquecidas em um forno para banho de sal até a temperatura definida de 880°C, sendo que a escolha desta temperatura é justificada pelo fato dela ser superior à A3 dos dois aços utilizados neste trabalho, portanto, suficiente para levar à austenitização completa dos mesmos. O tempo de encharque foi de 60 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

Figura 17 - Forno para processamento em banho de sal.



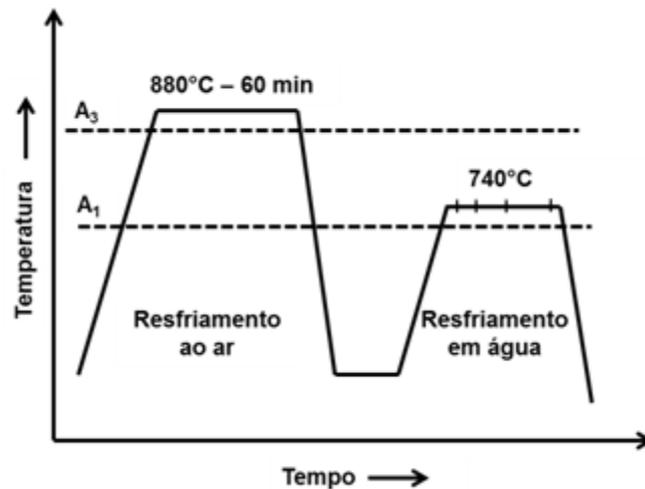
Fonte: Próprio autor.

Os sais utilizados na normalização foram o sal neutro para aquecimento TEC 750 (para trabalho em temperaturas entre 900 e 1000°C) combinado com o sal retificador TEC R2, destinado a manter a neutralidade do banho até 1000°C.

Após a normalização, realizou-se o recozimento intercrítico direto das amostras para a obtenção da estrutura bifásica. Tanto para o aço 0,10%C quanto para o 0,12%C, a temperatura de tratamento foi de 740°C, situada entre A1 e A3 de ambos os aços e, portanto, no campo intercrítico dos seus respectivos diagramas de fases. Esta temperatura intercrítica escolhida é mais próxima de A1 para evitar a formação de um teor muito elevado de martensita, como acima de 35%, por exemplo, que possivelmente levaria a um decréscimo de ductilidade e da resistência ao impacto do material (GHAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014). Afim de realizar os estudos propostos neste trabalho, diferentes tempos de encharque foram empregados: 2, 5, 10 e 30 minutos, sendo estes definidos próximos aos tempos usuais observados na literatura (ZEYTIN, KUBILAY e AYDIN, 2008; MOVAHED et. al., 2009; LI et. al., 2012). Em seguida, as amostras foram resfriadas em água. O sal utilizado no recozimento intercrítico direto foi o TEC 540, recomendado para aquecimento na faixa de temperatura de 600°C a 900°C. A representação esquemática dos tratamentos térmicos pode ser vista na Figura 18.

Após a realização dos tratamentos térmicos as amostras obtidas foram cortadas em dimensões aproximadas de 20 mm x 12 mm, mantendo-se a espessura, com o uso da máquina de corte da marca Arotec, modelo Arocor 80, representada na Figura 19-a . Na Tabela 5 estão registrados os aços utilizados e as condições a que foram submetidos no tratamento térmico intercrítico direto. Para cada condição foram utilizadas 6 amostras, sendo duas para realização de microscopia óptica em ataque de Nital 3%, duas para microscopia óptica em ataque de Le Pera e as outras duas para os ensaios de microdureza *Vickers*.

Figura 18- Gráfico representativo da normalização e do recozimento intercrítico direto.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 5 - Identificação das amostras de aço de acordo com os parâmetros do recozimento intercrítico direto realizado.

Aço	Temperatura de Recozimento	Tempo de Encharque (min)	Quantidade de Amostras
0,10%C	740°C	2	6
0,10%C	740°C	5	6
0,10%C	740°C	10	6
0,10%C	740°C	30	6
0,12%C	740°C	2	6
0,12%C	740°C	5	6
0,12%C	740°C	10	6
0,12%C	740°C	30	6

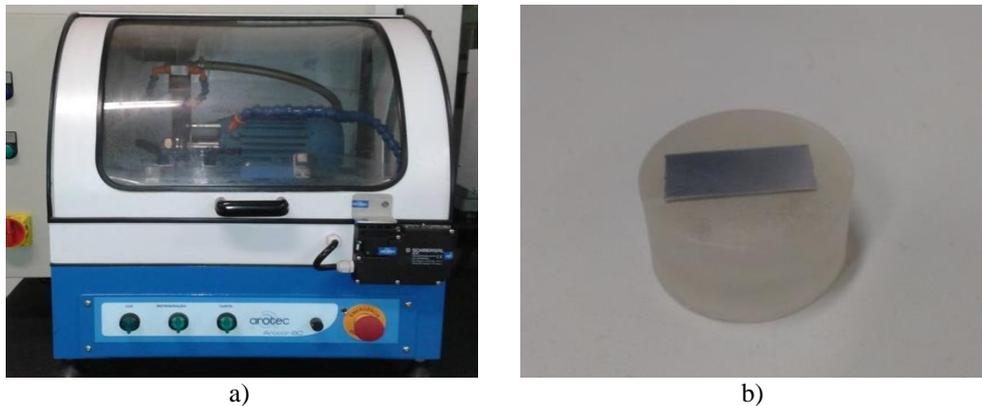
Fonte: Próprio autor.

4.3 Caracterização Microestrutural

4.3.1 Preparação metalográfica e microscopia óptica

Para a análise microestrutural dos materiais, inicialmente foi conduzida a preparação metalográfica das amostras, realizada de modo convencional, envolvendo: corte, embutimento, lixamento, polimento e ataque com reagente químico. Primeiramente, as amostras foram cortadas em uma cortadora da marca Arotec Modelo Arocor 80. Em seguida, realizou-se o embutimento a frio em resina acrílica (polimetilmetacrilato) das chapas. Na Figura 19-b, é possível visualizar uma das amostras embutida.

Figura 19 - Máquina de corte e amostra após o embutimento a frio.



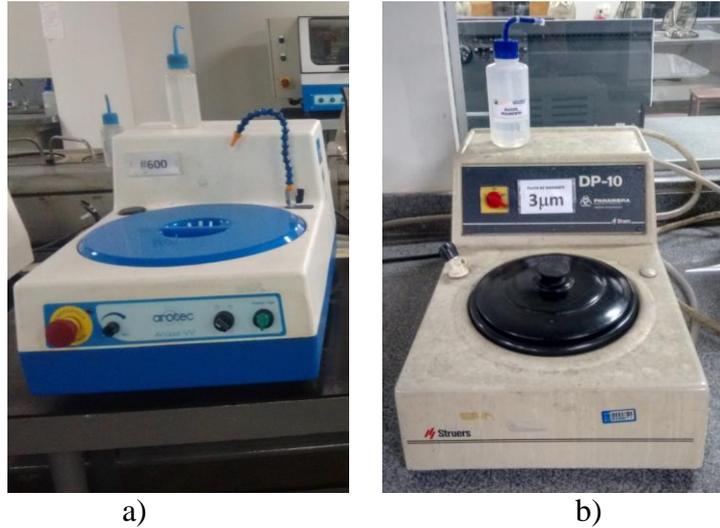
a) Máquina de corte Arotec modelo Arocor 80 e b) amostra embutida.

Fonte: Próprio autor.

Posteriormente, foi realizado o lixamento das amostras em lixadeiras semiautomáticas da marca Arotec modelo Aropol 2V, utilizando-se lixas d'água de 120, 240, 320, 400 e 600 *mesh*, nesta sequência, com água como fluido refrigerante e de limpeza entre as etapas. Por fim, as amostras foram polidas em politrizes da marca Panambra / Struers modelo DP-10, utilizando-se pasta de diamante de 9 μ m e 3 μ m como material abrasivo e álcool etílico para lubrificação. Exemplos das lixadeiras e das politrizes são mostrados na Figura 20.

Após o polimento, duas amostras de cada aço foram atacadas com o reagente Nital 3% (composição de 97 ml de álcool etílico para 3 ml de ácido nítrico concentrado) empregando o método de imersão. O Nital foi utilizado para a revelação dos contornos de grão da ferrita e seus limites com a fase martensítica. Nesse caso, os grãos de ferrita se manteriam com cor clara em comparação com o(s) outro(s) constituinte(s) (VANDER VOORT, 1999).

Figura 20 - Equipamentos utilizados no lixamento e no polimento das amostras.



a) Lixadeira Arotec modelo Aropol2V e b) politriz Panambra Struers modelo DP-10.
Fonte: Próprio autor.

Outras duas amostras de cada aço foram atacadas com o reagente Le Pera modificado (mistura 2:1 de solução aquosa de 1% de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e solução de Picral 4%), aplicado com algodão embebido na solução e friccionado sobre a amostra. O reagente Le Pera foi utilizado para a revelação da fase martensítica. Nesse caso, a martensita (ou constituente MA) apresentaria coloração mais clara (VANDER VOORT, 1999).

As amostras atacadas foram observadas no microscópio óptico Kontrol modelo IM713 e suas imagens foram capturadas por meio da câmera MDCE-5A USB 2.0 acoplada ao equipamento. No computador, o *software* Scope Photo possibilitou a visualização das imagens na resolução selecionada, que no caso foi de 640 x 480 pixels. Os equipamentos são mostrados na Figura 21.

Figura 21 - Equipamentos utilizados na microscopia óptica.

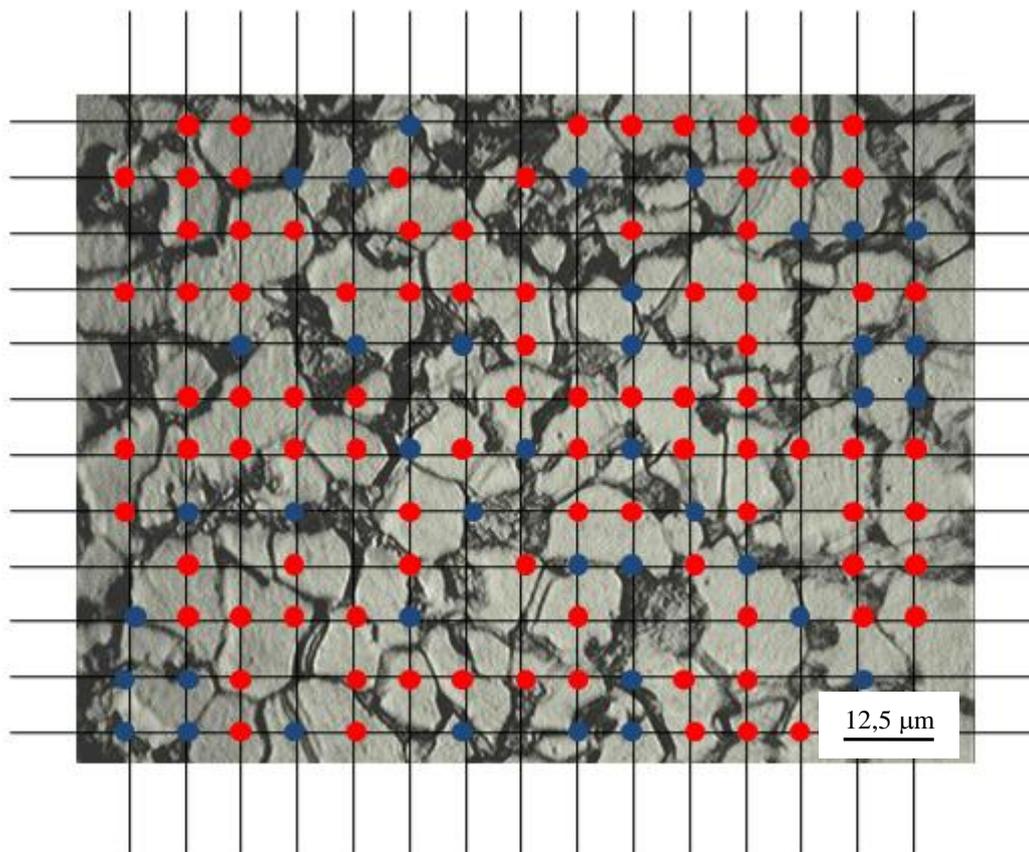


Fonte: Próprio autor.

4.3.2 Cálculo de percentual das fases

Utilizando-se as imagens obtidas na microscopia óptica, foi realizado o cálculo de percentual volumétrico das fases a partir do método de contagem por pontos (VANDER VOORT, 1999). Para isso, foi inserida uma grade de 180 pontos sobre cada imagem a ser analisada, conforme exemplo mostrado na Figura 22 como exemplo. A partir daí, cada ponto de interseção da grade foi analisado, sendo que se o ponto se localiza na fase revelada pelo ataque químico (ferrita como área clara no caso de ataque de Nital 3% e martensita como área clara no ataque de Le Pera), um círculo vermelho foi inserido neste ponto. Já se o ponto se localiza numa região de fronteira entre fases, um círculo azul foi inserido. Caso o ponto esteja em uma região cuja fase não é revelada pelo ataque químico, nenhum círculo foi inserido.

Figura 22 - Cálculo percentual de fases para uma amostra atacada por Nital 3%.



Fonte: Próprio autor.

Após análise dos 180 pontos, foi realizado o cálculo de percentual de fases. Para as amostras atacadas com Nital 3% a fração volumétrica de ferrita foi calculada de acordo com a Equação 7.

$$\%(v)Ferrita = \frac{n^{\circ} \text{ pontos vermelhos} + (n^{\circ} \text{ pontos azuis})/2}{180} \times 100\% \quad (7)$$

Da mesma forma, mediante a Equação 8, a fração volumétrica de martensita foi calculada nas amostras atacadas com o reagente Le Pera.

$$\%(v)Martensita = \frac{n^{\circ} \text{ pontos vermelhos} + (n^{\circ} \text{ pontos azuis})/2}{180} \times 100\% \quad (8)$$

Para cada amostra foram analisadas dez imagens. As médias para os percentuais de ferrita e martensita de cada grupo e os respectivos desvios padrões foram calculados. O percentual volumétrico dos demais constituintes foi calculado através da Equação 9.

$$\%(v)Demais \text{ constituintes} = 100\% - (\text{Média } \%(v)Ferrita + \text{Média } \%(v)Martesita) \quad (9)$$

4.3.3 Estimativa do tamanho médio de grão ferrítico

Para analisar os efeitos do tempo de encharque do recozimento intercrítico direto na fase ferrítica, foi calculado o tamanho médio de grão ferrítico para cada condição. O *software* Image-Pro Plus 6.0 foi utilizado para realizar as medições utilizando as imagens obtidas na microscopia óptica. Foram feitas 200 medições de tamanho de grão ferrítico para uma amostra (atacada com o reagente Nital) de cada condição de tratamento térmico dos aços.

4.3.4 Microscopia eletrônica de varredura

Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram capturadas para melhor avaliação microestrutural das amostras, complementando a análise de microscopia óptica. Para uma melhor resolução das imagens, as amostras foram recobertas por uma fina camada de ouro empregando o metalizador *Quick coater*, modelo Sanyu Electron SC-701. O microscópio eletrônico utilizado, que pode ser visto na Figura 23, foi da marca Shimadzu modelo SSX-150 e as imagens foram geradas por elétrons secundários.

4.4 Ensaio de Microdureza *Vickers*

Para avaliar a variação do comportamento mecânico dos aços *Dual Phase* obtidos em relação aos diferentes tempos de encharque do tratamento térmico, a microdureza *Vickers* foi determinada para cada condição de tratamento térmico intercrítico direto.

O equipamento utilizado para as medições foi o microdurômetro modelo HMV-2T E da Shimadzu, com indentador piramidal de diamante *Vickers*. A carga pré-estabelecida aplicada nas amostras foi de 1 kgf durante um período de 15 segundos. A dureza *Vickers* (HV) do material é obtida por do quociente da carga aplicada (kgf) pela área da impressão deixada pelo indentador (mm²). Na Figura 24, pode-se observar o equipamento utilizado e a impressão deixada na amostra após o ensaio.

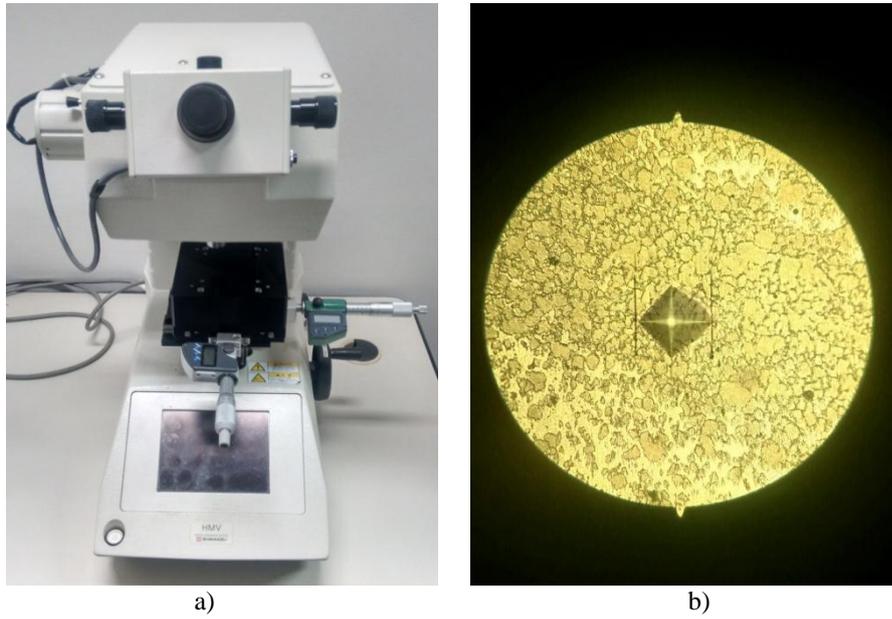
Foram realizadas 8 medidas de microdureza em locais aleatórios de cada amostra que representa uma condição de tratamento térmico. A partir dos valores de HV1 obtidos foram calculados a média e o desvio padrão.

Figura 23 - Equipamentos utilizados na microscopia eletrônica de varredura.



Fonte: Próprio autor.

Figura 24 - Ensaio de microdureza *Vickers*.



a) Microdurômetro Shimadzu HMV 2T - E e b) Impressão do endentador na amostra analisada.

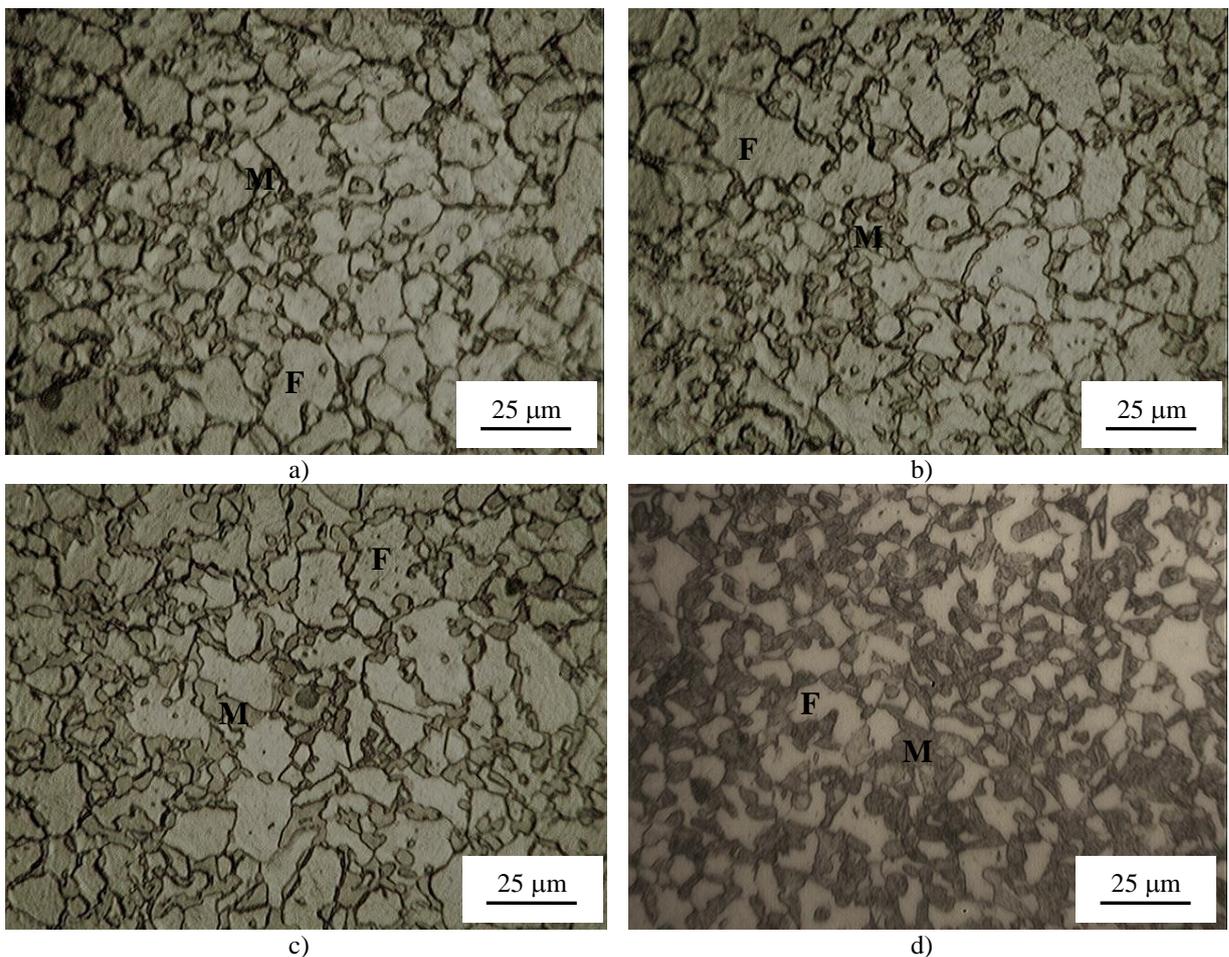
Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Microestrutural

As imagens obtidas por microscopia óptica (MO) das amostras de aço 0,12%C mediante a realização dos tratamentos térmicos de recozimento intercrítico com diferentes tempos de encharque no campo bifásico atacadas com o reagente Nital 3% podem ser vistas na Figura 25, já as imagens para os ataques de Le Pera podem ser vistas na Figura 26. Na Figura 27 são apresentadas as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), nesse caso referentes apenas às amostras nas quais foi empregado o reagente Nital 3%. Para todas as situações a ferrita é indicada com a letra F e a martensita com a letra M. Ressalta-se que foram obtidas diversas imagens para cada situação e que as apresentadas nas Figuras 25 a 27 representam exemplos do comportamento médio do material.

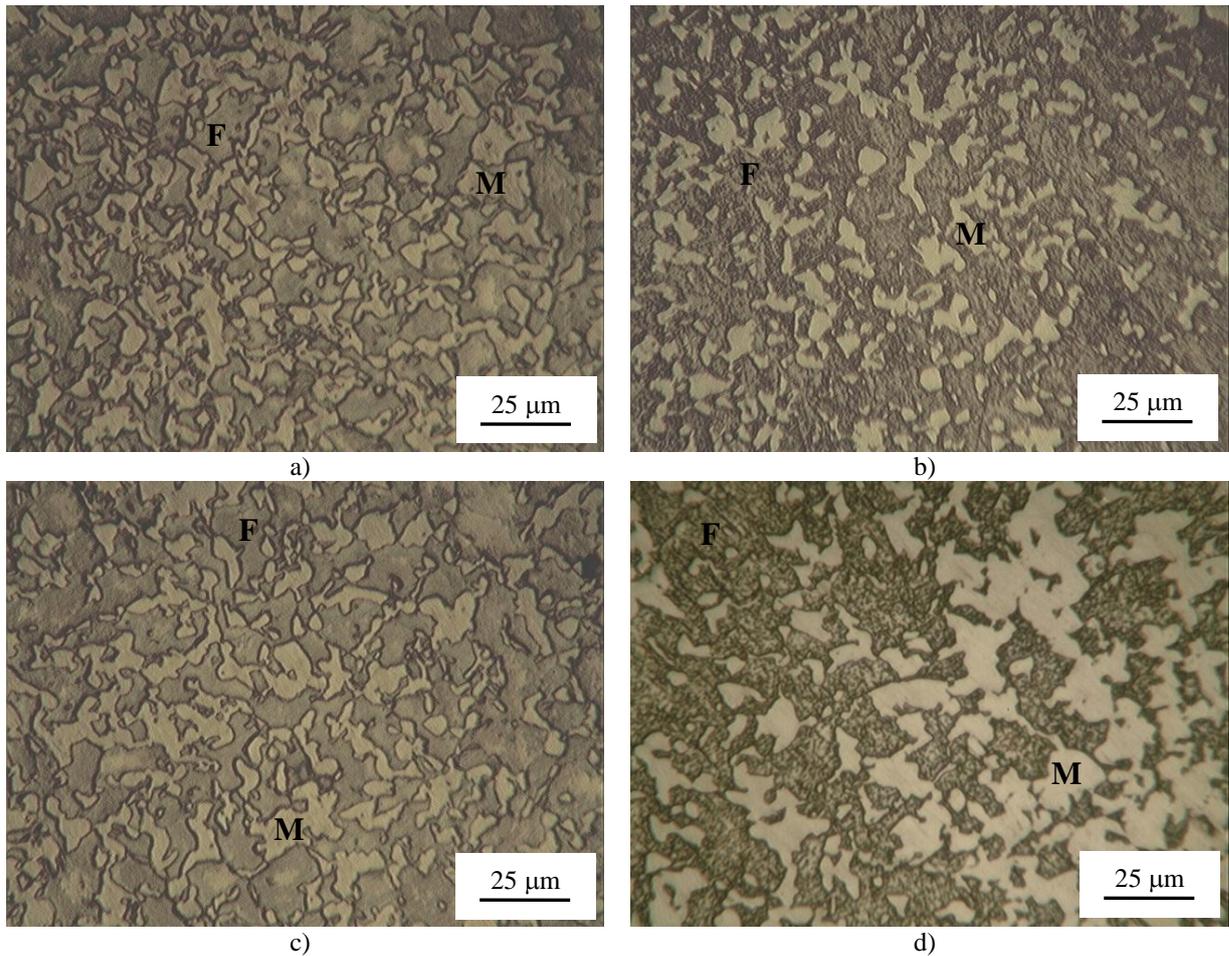
Figura 25 - MO das amostras de aço 0,12%C atacadas com o reagente Nital 3%.



M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Figura 26 - MO das amostras de aço 0,12%C atacadas com o reagente Le Pera.



M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

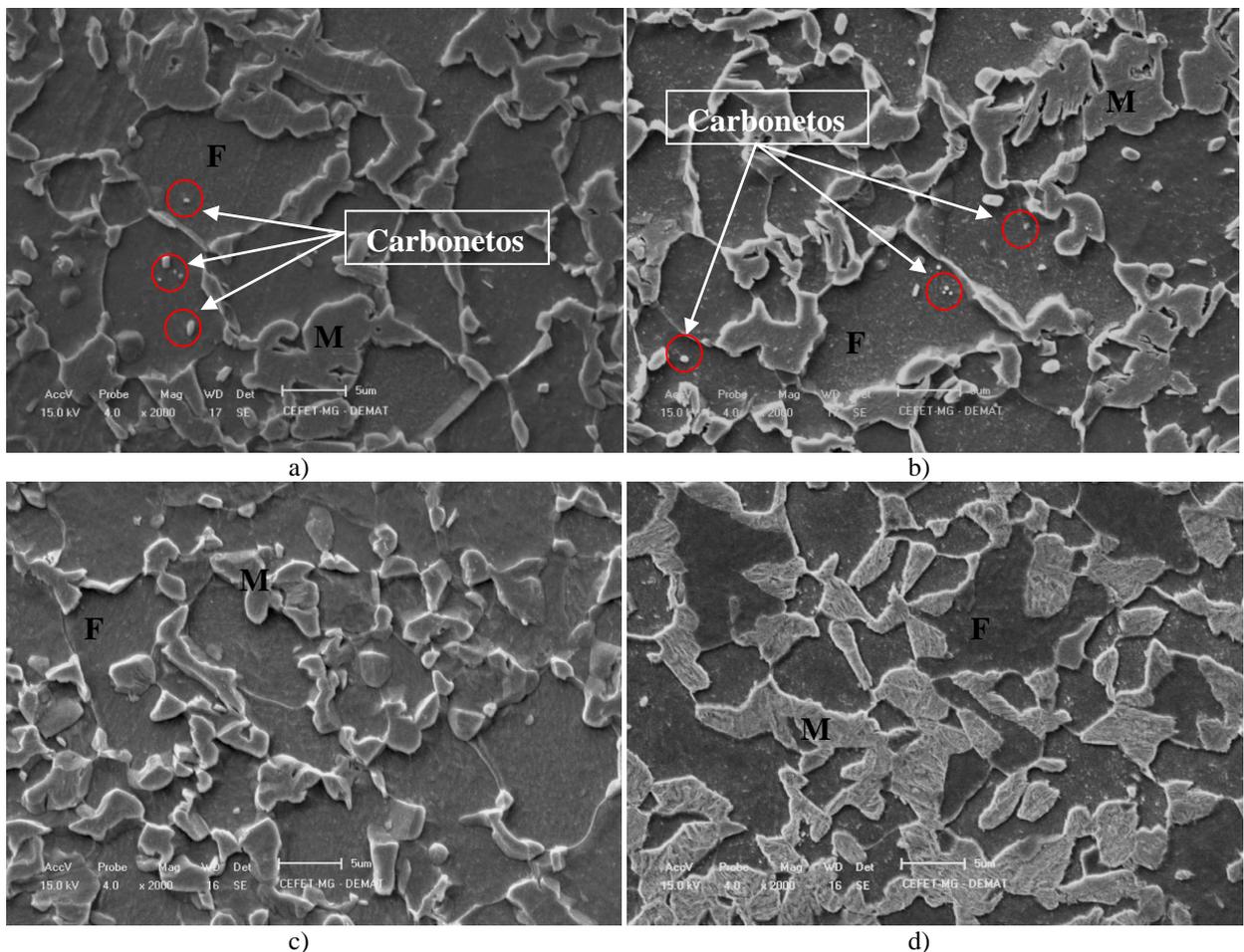
Tanto as imagens de MO e MEV mostram que a estrutura obtida após o tratamento térmico intercrítico direto é a bifásica, conforme esperado. Como pode ser observado no Figura 25, para a maioria dos tempos de encharque, a fase martensítica (coloração escura) se apresentou distribuída uniformemente na forma de ilhas na matriz ferrítica (coloração clara). A ferrita por sua vez, apresentou morfologia equiaxial. Este tipo de distribuição de fases corresponde ao esperado quando a estrutura inicial levada ao tratamento térmico intercrítico é constituída por ferrita e perlita (PARK et al., 2014).

Quanto ao efeito do tempo de encharque, considerando inicialmente os resultados referentes a MO, observa-se de maneira qualitativa a elevação da proporção de martensita com esse parâmetro. Resultados similares foram apresentados por Mazaheri, Kermanpur e Najafizadeh (2014) para um aço com 0,17% C; 1,15% Mn e 0,95% Cr.

Verifica-se também na Figura 25, que a fase martensítica altera sua distribuição de ilhas relativamente isoladas distribuídas na matriz ferrítica (para o tempo de encharque de 2

minutos) para a estrutura em forma de uma rede de cadeias, interligadas (para o tempo de encharque de 30 minutos). Essa distribuição é confirmada nas imagens obtidas por MEV. Em adição à distribuição, observa-se uma alteração na morfologia da martensita cujas ilhas parecem exibir um interior mais acicular. Essa alteração foi observada anteriormente em outros trabalhos, porém envolvendo a elevação da temperatura intercrítica, que resultaria em uma maior proporção de martensita, similarmente ao que aconteceu com o aumento do tempo de encharque (MOVAHED et al., 2009; GHAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014; ZHAO et al., 2014).

Figura 27 - Imagens de MEV das amostras de aço 0,12%C.



M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

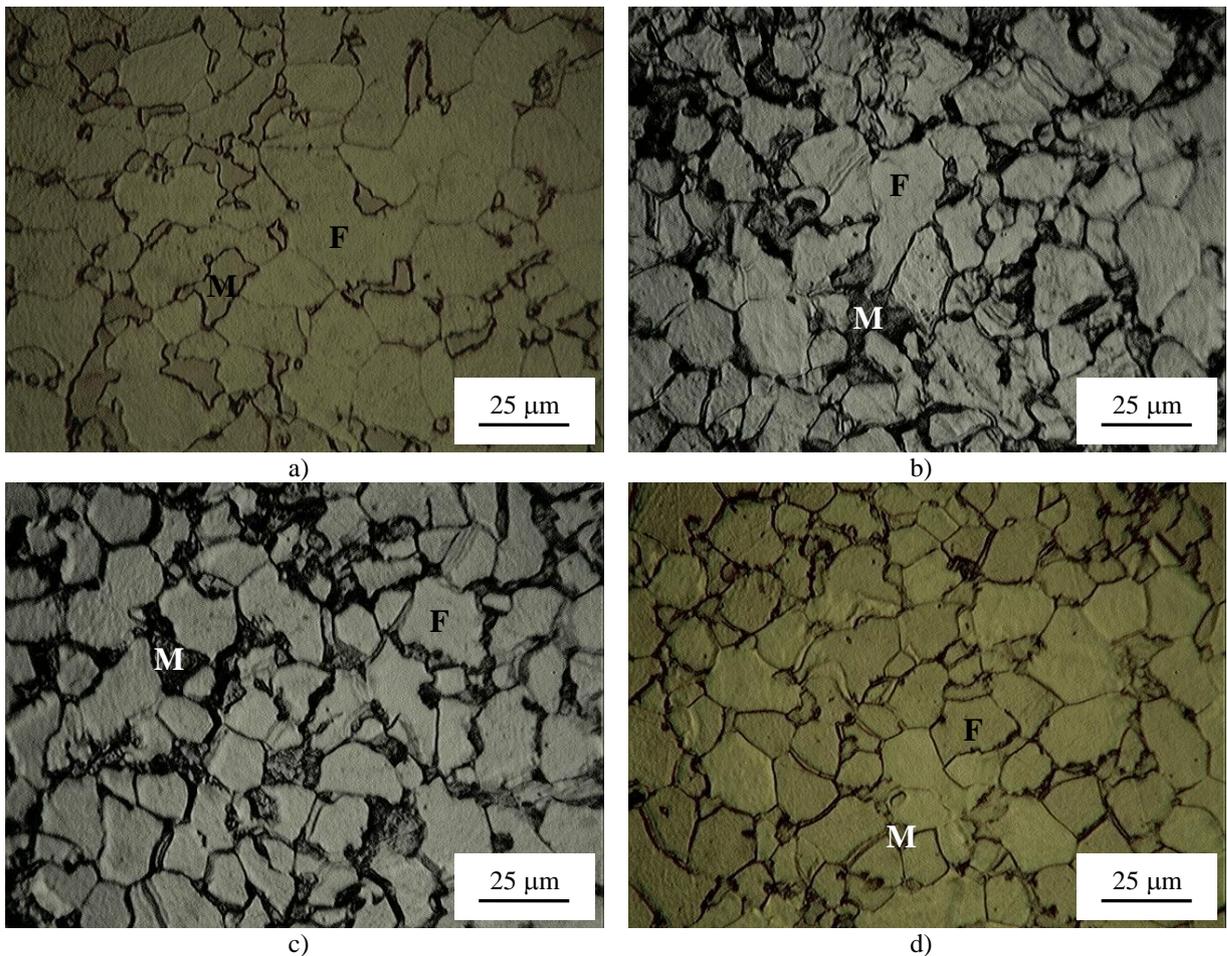
Fonte: Próprio autor.

Quanto ao tamanho de grão médio, as imagens mostradas indicam uma suave redução nas dimensões dos grãos de ferrita, enquanto é observada a elevação nas dimensões das ilhas de martensita.

Por fim, as imagens obtidas por MEV sugerem que o tempo de encharque de 5 minutos na temperatura de tratamento não foi suficiente para que ocorresse a dissolução dos carbonetos no aço 0,12%C (indicados / exemplificados com setas), sendo uma dissolução mais acentuada observada qualitativamente a partir de 10 minutos. Um resultado semelhante foi registrado por Zeytin, Kubilay e Aydin (2008) para um tempo de encharque de 3 minutos em aços contendo Cr e Cr-Mo.

Os exemplos de imagens da microestrutura do aço 0,10%C tratado termicamente com os diferentes tempos de encharque são mostrados nas Figuras 28 a 30. Para todas as condições, o material apresentou a microestrutura bifásica esperada: matriz de ferrita com ilhas de martensita, representadas pelas colorações clara e escura, respectivamente, na Figura 28.

Figura 28 - MO das amostras de aço 0,10%C atacadas com o reagente Nital 3%.



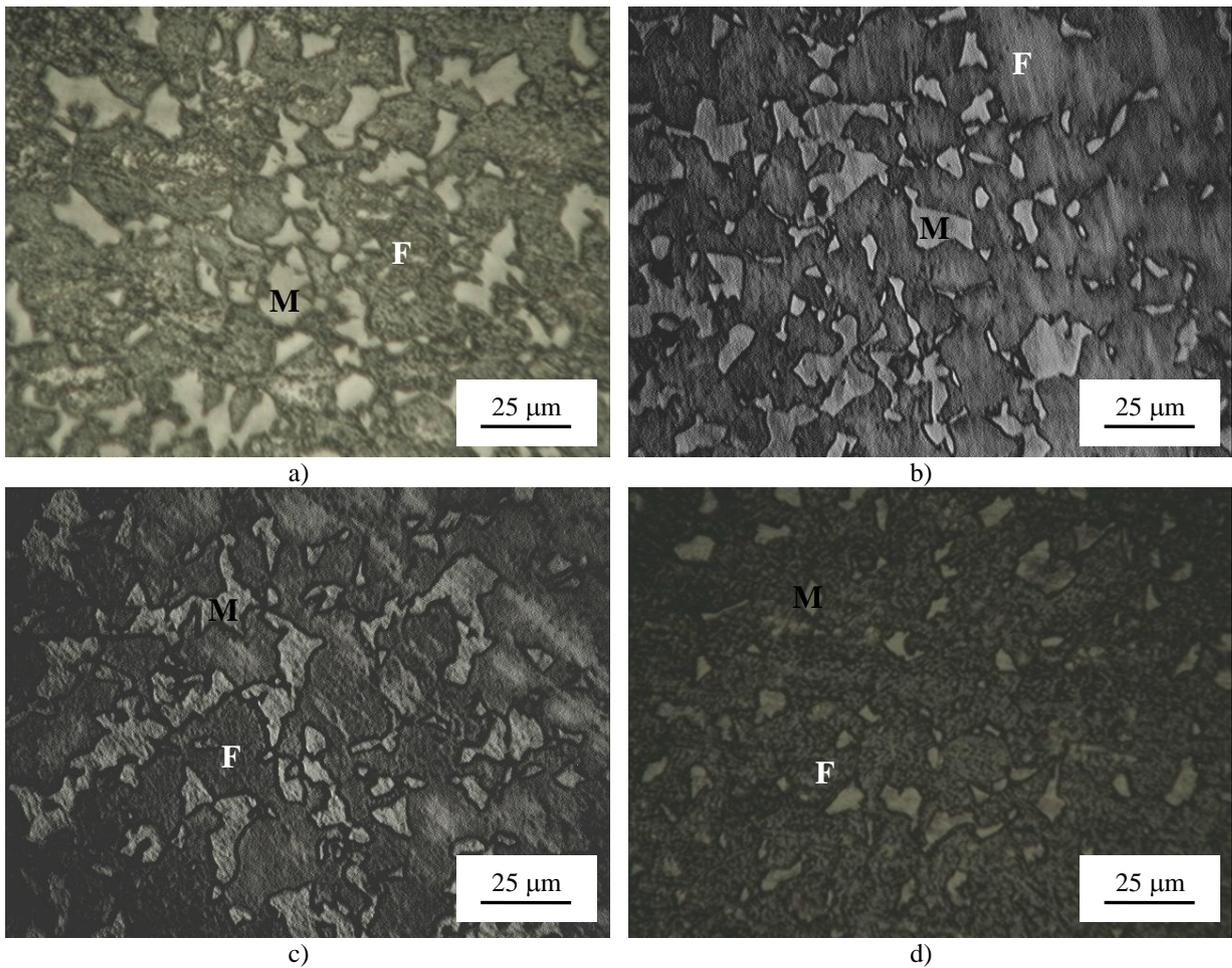
M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

Entretanto, diferentemente do aço com maior teor de carbono e de manganês, não foi verificada uma alteração relevante na proporção dos constituintes com a elevação do tempo de

encharque no tratamento intercrítico. Ainda pode ser visto, na Figura 30, que as ilhas de martensita se mantiveram relativamente isoladas, independentemente do tempo, sem tender para a formação de uma rede interligada desse constituinte, que havia sido constatada para o aço 0,12%C apresentado anteriormente.

Figura 29 - MO das amostras do aço 0,10%C atacadas com o reagente Le Pera.



M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

Fonte: Próprio autor.

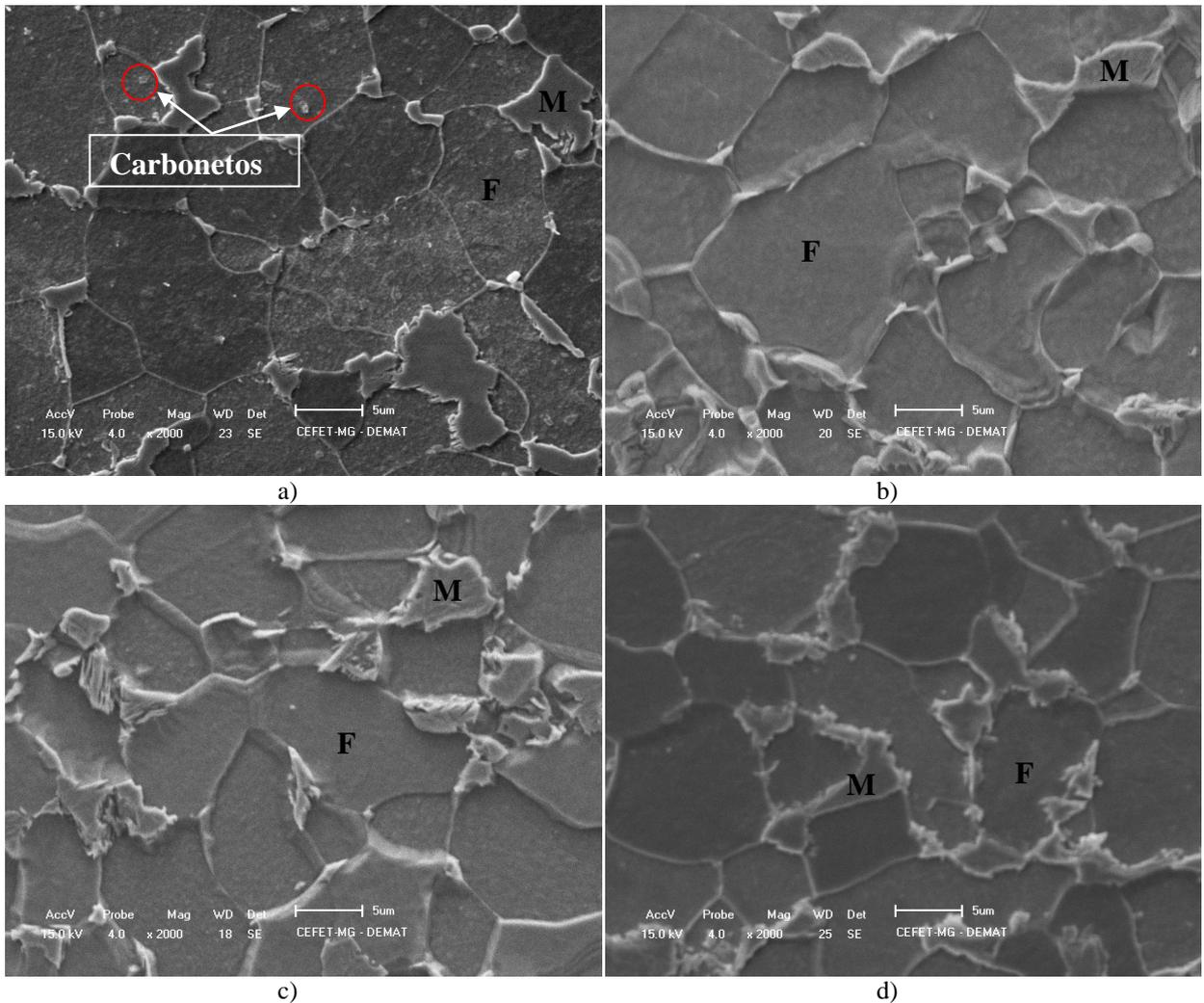
Acredita-se que os efeitos do tempo de encharque, ou seja, a ausência de alterações na proporção dos constituintes devido a esse parâmetro está relacionada ao teor de manganês nesse aço, que é inferior ao do aço 0,12%C. Sabe-se que o manganês eleva a temperabilidade do aço, retardando o início e o fim das transformações difusionais no resfriamento (GORNÍ, 1989).

Para o aço 0,10%C não foram constatadas, qualitativamente, alterações pronunciadas no tamanho de grão ferrítico. Quanto à presença de carbonetos, percebe-se que para o tempo

de 2 minutos a ocorrência desses precipitados é clara e para o tempo de 30 minutos a grande maioria parece ter sido dissolvida com os elementos tendo entrado em solução sólida.

Por fim, ressalta-se que, independente da condição de tratamento térmico, o aço 0,12%C exibiu maior proporção de ilhas de martensita que o aço 0,10%C. Esse fenômeno certamente está relacionado aos teores de carbono e de manganês no aço 0,12%.

Figura 30 - Imagens de MEV das amostras de aço 0,10%C.



M: martensita e F: ferrita, Tempos de encharque de a) 2 min; b) 5 min; c) 10 min e d) 30 min.

Fonte: Próprio autor

5.2 Proporção dos Constituintes e Tamanho de Grão Ferrítico Médio

A partir das imagens de microscopia óptica, a proporção dos constituintes presentes no aço 0,12%C e o tamanho de grão ferrítico médio foram estimados. Na Tabela 6 estão

registrados os resultados de fração volumétrica de martensita, de ferrita e dos demais constituintes.

Tabela 6 - Percentual de fases das amostras de aço 0,12%C.

Tempo de encharque (min)	2	5	10	30
%(v) Ferrita	67,24	67,87	64,99	55,80
Desvio Padrão (σ)	3,16	3,75	3,15	4,94
%(v) Martensita	31,77	28,46	32,27	43,21
Desvio Padrão (σ)	3,27	3,19	3,48	3,44
%(v) Demais constituintes	0,99	3,67	2,74	0,99

Fonte: Próprio autor.

Como pode-se observar, os dados obtidos sugerem que o teor de ferrita diminuiu com o aumento do tempo de encharque enquanto o teor de martensita, apesar de apresentar um suave decréscimo entre os tempos de encharque de 2 e 5 minutos, tende a aumentar principalmente se observamos sua evolução entre os tempos de encharque de 10 e 30 minutos. O mesmo comportamento em relação ao teor de martensita foi observado por Alfirano, Samdan e Maulud (2014) e Li et. al.(2015), sendo que estes últimos também registraram que para maiores tempos de encharque a morfologia da martensita se apresentou mais grosseira. Esses resultados estão de acordo com a observação qualitativa das imagens das amostras, apresentadas na seção anterior.

Este comportamento pode ser explicado pelo fato de que a austenita (que posteriormente dá origem à martensita) resulta não somente da fase perlítica, mas também da dissolução da ferrita, processo que envolve difusão e, portanto, é favorecido por maiores tempos de encharque (ALFIRANO, SAMDAN e MAULUD, 2014). Segundo Calcagnotto, Ponge e Raabe (2011), com a elevação do tempo de encharque, a taxa de transformação de fase é mais lenta porque os sítios preferenciais de nucleação da austenita, ou seja, a cementita, estão esgotados e o crescimento dessa austenita tem que prosseguir pela difusão de carbono através da interface austenita/ferrita, que é mais lenta.

Os valores médios de tamanho de grão ferrítico das amostras de aço 0,12%C estão registrados na Tabela 7.

Tabela 7 - Tamanho de grão médio ferrítico das amostras de aço 0,12%C.

Tempo de encharque (min)	2	5	10	30
Tamanho de grão médio ferrítico (μm)	7,02	6,87	6,28	5,40

Fonte: Próprio autor.

O tamanho de grão médio ferrítico apresentou uma tendência de diminuir com o aumento do tempo de encharque, sendo a redução de aproximadamente 23% ao passar de 2 minutos para 30 minutos de tempo de encharque no campo bifásico.

Considerando o aço 0,10%, na Tabela 8 são mostrados os resultados de tamanho de grão ferrítico médio para o material para os quatro tempos de encharque. Em contraste com o outro aço, as alterações são mais suaves e não é observada uma tendência de comportamento, como havia sido verificado por meio da análise das imagens no item anterior. Dessa forma, devido ao fato de que esse material qualitativamente não mostrou alterações significativas na proporção dos constituintes, optou-se por não realizar a análise semiquantitativa das características mencionadas.

Comparando o tamanho de grão médio ferrítico para as amostras de aço 0,12%C e de aço 0,10%C, o fato dele ser menor para o primeiro pode ser explicado pelos seus teores mais elevados de manganês, elemento importante na obtenção de grãos ultra finos por conter o crescimento de grão durante o recozimento intercrítico (RAO, SARMA e SANCARAN, 2013).

Tabela 8 - Tamanho de grão médio ferrítico das amostras de aço 0,10%C.

Tempo de encharque (min)	2	5	10	30
Tamanho de grão médio ferrítico (μm)	8,59	7,90	8,81	8,70

Fonte: Próprio autor.

5.3 Dureza *Vickers*

Após a avaliação microestrutural, realizou-se a investigação do comportamento mecânico das amostras em termos de microdureza *Vickers*. Os resultados obtidos para as

amostras de aço 0,12%C e de aço 0,10%C estão apresentados nas Tabelas 9 e 10, respectivamente. Nas Figuras 31 e 32 é possível observar graficamente estes resultados.

Tabela 9 - Microdureza *Vickers* para as amostras de aço 0,12%C.

Tempo de encharque (min)	2	5	10	30
Microdureza <i>Vickers</i> (HV1)	252	257	275	435
Desvio Padrão (σ)	7,02	8,49	4,81	7,87

Fonte: Próprio autor.

Tabela 10 - Microdureza *Vickers* para as amostras de aço 0,10%C.

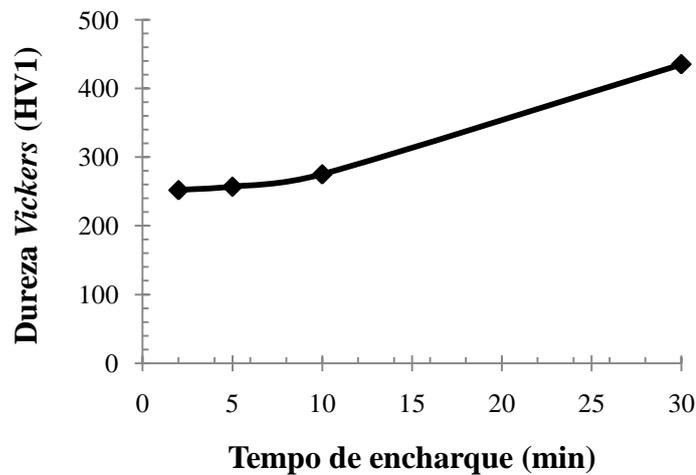
Tempo de encharque (min)	2	5	10	30
Microdureza <i>Vickers</i> (HV1)	199	237	227	195
Desvio Padrão (σ)	5,06	1,85	3,52	3,34

Fonte: Próprio autor.

Os resultados de microdureza *Vickers* das amostras de aço 0,12%C mostraram que os valores mensurados para esta propriedade aumentam com o aumento do tempo de encharque, sendo este aumento mais significativo se observamos do tempo de encharque de 10 minutos para o tempo de encharque de 30 minutos. Uma possível explicação para tal comportamento, que estaria em conformidade com os valores de percentual de fases mostrados anteriormente, é que o aumento do tempo de encharque das amostras levaram à formação de proporções mais elevadas de martensita, responsável por elevar os valores de dureza do aço obtido (ALFIRANO, SAMDAN e MAULUD, 2014; ZEYTIN, KUBILAY e AYDIN, 2008). Observa-se também que a elevação mais acentuada da dureza se dá ao passar do tempo de encharque de 10 minutos para 30 minutos, similarmente ao que ocorre com a proporção de martensita no material, como mostrado na Tabela 6. Contribuindo com a dureza, além da proporção dos constituintes, pode ser mencionada a diminuição do tamanho de grão médio da ferrita.

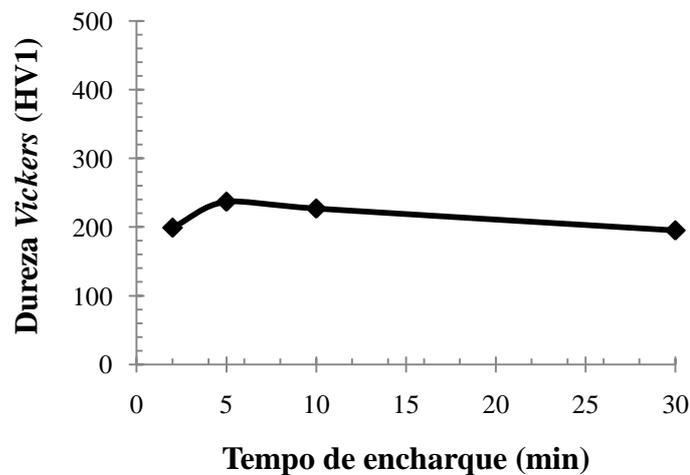
Por outro lado, os resultados de microdureza *Vickers* para o aço 0,10%C mostram que houve uma pequena queda nos valores desta propriedade com o aumento do tempo de encharque, apesar da variação não ser muito significativa. Essa alteração pouco acentuada do comportamento mecânico do material está de acordo com a ausência de modificações acentuadas na microestrutura do aço, comentada nas seções anteriores.

Figura 31 - Variação da dureza *Vickers* das amostras de aço 0,12%C de acordo com o tempo de encharque do tratamento térmico intercrítico direto.



Fonte: Próprio autor.

Figura 32 - Variação da dureza *Vickers* das amostras de aço 0,10%C de acordo com o tempo de encharque do tratamento térmico intercrítico direto.



Fonte: Próprio autor.

O fato dos valores de microdureza *Vickers* das amostras de aço 0,12%C serem maiores do que os valores das amostras de aço 0,10% pode ser explicado pela composição química. O aço 0,12%C possui maior teor de carbono e de manganês e, portanto, forma maior percentual de fase martensítica do que o aço 0,10%C, sendo esta fase a principal responsável pela elevação da dureza de aços *Dual Phase*.

6 CONCLUSÕES

Para o aço com teor de carbono e de manganês de 0,12% e 1,58%, respectivamente, foi observada a elevação na proporção de martensita (ou constituinte MA) com o aumento do tempo de encharque e a diminuição no tamanho de grão ferrítico. Por outro lado, para o aço com 0,10%C e 1,07%Mn não foram verificadas alterações acentuadas na proporção dos constituintes e no tamanho de grão médio da ferrita. Em todas as situações o aço 0,12%C exibiu maior proporção de martensita e menor tamanho de grão médio ferrítico.

Para ambos os aços avaliados, a martensita se apresentou distribuída uniformemente na matriz ferrítica e a ferrita, por sua vez, apresentou morfologia equiaxial. A presença de carbonetos não dissolvidos foi observada para os tempos de tratamento térmico menores. Para o aço com teor de carbono e de manganês de 0,12% e 1,58%, respectivamente, com a elevação do tempo de tratamento intercrítico foi verificada a mudança das ilhas de martensita de relativamente isoladas para uma do tipo cadeias interligadas, como uma rede. Para o tempo de 30 minutos, foi observada uma estrutura no interior desse constituinte mais acicular. Para o aço com teor de carbono e de manganês de 0,10% e 1,07%, respectivamente, não foram verificadas alterações acentuadas com a elevação do tempo, sendo que as ilhas de martensita se mantiveram relativamente isoladas.

A dureza *Vickers* do aço 0,12%C aumentou com o tempo de encharque no campo bifásico durante o recozimento intercrítico, fenômeno relacionado ao acréscimo da proporção de martensita e à redução do tamanho de grão ferrítico. No entanto, para o aço 0,10%C alteração pouco acentuada foi constatada, estando de acordo com a ausência de modificações acentuadas na microestrutura do aço com a mudança do tempo de tratamento. Para todas as situações, a dureza do aço 0,12%C foi superior.

Pode-se concluir, portanto, que aços com maiores teores de carbono e do elemento de liga manganês em comparação com aços de menor teor desses elementos (que é o caso do aço 0,12%C e 1,58%Mn em comparação ao aço 0,10%C e 1,07%Mn) formam aços bifásicos de tamanho de grão médio ferrítico inferior e de maior teor martensítico, sendo que esses dois efeitos levam à um valor de dureza *Vickers* superior. Além disso, o aumento do tempo de encharque no tratamento térmico intercrítico direto desses aços tende a levar a um aumento da proporção martensítica do aço *Dual Phase*.

REFERÊNCIAS

ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (AHSS) APPLICATION GUIDELINES (versão 4.1). jun. 2009. Disponível em: < www.worldautosteel.org>. Acesso em: 30 ago. 2015.

AGGEN, G. et. al. **ASM Handbook**: properties and selection: irons steels and high performance alloys. USA: ASM International, 1993, v.1. 2521 p.

ALAIE, A. et. al. Formation and coalescence of strain localized regions in ferrite phase DP600 steels under uniaxial tensile deformation. **Materials Science & Engineering A**, v. 623, p. 133-144. 2015.

ALFIRANO; SAMDAN, W.; MAULUD, H. Effect of intercritical annealing temperature and holding time on microstructure and mechanical properties of dual phase low carbon steel. **Applied Mechanics and Materials**, v.492, p.721-726, 2014.

ARAI, T. et al. **ASM Handbook**: heat treating. USA: ASM International, 1991, v.4. 2173 p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 172**: critérios de classificação dos aços. Rio de Janeiro, 2000. 8p.

BRASSART, L. et. al. The influence of microstructure and composition on the plastic behavior of dual-phase steels. **Acta Materialia**, v. 73, p. 298-311. maio, 2014.

CALCAGNOTTO, M.; PONGE, D.; RAABE, D. Microstructure control during fabrication of ultrafine grained dual phase steel: characterization and effect of intercritical annealing parameters. **ISIJ International**, v. 53, n. 5, p. 874 - 883, 2011.

CALLISTER, W.D. **Materials Science and Engineering**: an introduction. 8 ed. EUA: John Wiley & Sons, Inc., 2012. 122 p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1988. 576 p.

CHIAVERINI, V. **Tratamentos térmicos das ligas metálicas**. 1 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003. 272 p.

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

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

GHAHERI, A.; SHAFYEI, A.; HONARMAND, M. Effects of inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles. **Materials and design**, v. 62, p. 305-319. maio. 2014.

GORNI, A. A. **Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico**. 1989. 184f. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de São Carlos, Programa de Mestrado em Engenharia, São Paulo, 1989.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. In: CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, 11., 2008. Porto Alegre.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 1 ed. Ohio: ASM International, 2005. 593p.

KUANG, C.F. et. al. Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v.613, p. 178-183.jul. 2014.

LI, Z.; WU, Di.; LÜ, W.; YU, H.; SHAO, Z.; LUO, L. Effect of holding time on the microstructure and mechanical properties of dual-phase steel during intercritical annealing. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.** v.30, p. 156-161. 2015.

MALEQUE, M.A.; POON, Y.M.; MASJUKI, H.H..The effect of intercritical heat treatment on the mechanical properties of AISI 3115 steel. **Journal Of Materials Processing Technology**, v. 153 - 154, p. 482-487. 2004.

MARTINS, S.C.S. **Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 Mpa revenidos e deformados plasticamente**. 2015. 144f. Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educacao Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Mestrado em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 619, p. 1-11. set. 2014.

MOVAHED, P. et al. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite - martensite dual phase steel sheets. **Materials Science & Engineering A**, v. 518, p. 1-6. maio. 2009.

PARK, K. et al. Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual - phase steel. **Materials Science &Engineering A**, v.604, p. 135-141. mar. 2014.

PEDRAZA, A. J.; COUTINHO, C. A. B.; SILVA, E. M. **Tratamentos Térmicos dos Aços**. Belo Horizonte: Universidades Federal de Minas Gerais. 1983.

RAO, M. P.; SARMA, V. S.; SANKARAN, S. Development of high strength and ductile ultra fine grained dual phase steel with nano sized carbide precipitates in a V-Nb microalloyed steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 568, p. 171-175. jan. 2013.

ROSADO, D. B. **Comparação do efeito da fragilização por hidrogênio em aços com resistência à tração acima de 1000 MPa**. 2011. 76f. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Porto Alegre, 2011.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Blucher, 2010.646 p.

TASAN, C. C. An overview of Dual - Phase Steels: Advances in Microstructure - Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. **Annual Review of Materials Research**. v.45, p. 391 - 431. abr. 2015.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2 ed. Portland: CRC Press Taylor & Francis Group. 2006. 832 p.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography: principles and practice**. Ohio: ASM International, 1999. 752 p.

WANG, T.S. et. al. Annealing softening behaviour of cold-rolled low carbon steel with a dual-phase structure and the resulting tensile properties. **Materials Science & Engineering A**, v.552, p. 204-210. maio. 2012.

ZEITYN, H. P.; KUBILAY, C.; AYDIN, H. Investigation of dual phase transformation of commercial low alloy steels: Effect of holding time at low inter-critical annealing temperatures. **Materials Letters**, v.62, p. 2651 - 2653. jan. 2008.

ZHAO, Z.; TONG, T.; LIANG, J.; YIN, H.; ZHAO, A.; TANG, D. Microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ultra-high strength dual-phase steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 618, 2014, p. 182-188.

ZHENG, C.; RAABE, D. Interaction between recrystallization and phase transformation during intercritical annealing in a cold-rolled dual-phase steel: A cellular automaton model. **Acta Materialia**, v. 61, p. 5504-5517. ago. 2013.