

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

WASHINGTON PINHEIRO DE SOUZA

**EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NA
DUREZA DE UM AÇO DUAL PHASE**

BELO HORIZONTE

2013

WASHINGTON PINHEIRO DE SOUZA

EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E
NA DUREZA DE UM AÇO DUAL PHASE

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

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2013

WASHINGTON PINHEIRO DE SOUZA

**EFEITO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA NA MICROESTRUTURA E NA
DUREZA DE UM AÇO DUAL PHASE**

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.

Aprovado em:

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (orientadora)

Profa. Dra. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Profa. MSc Karina Silva Campos

RESUMO

Os aços constituem um grupo de materiais metálicos de grande aplicação, senão a maior, dentro do segmento industrial, devido às suas propriedades mecânicas, que são perfeitamente moldáveis com alterações na sua composição química e microestrutura. Esta última é composta por fases e microconstituintes, dentre os quais se destacam a ferrita, a austenita, a perlita, a bainita e a martensita, tendo cada uma destas, sua peculiaridade relevante à aplicação do aço escolhido. A obtenção de tais estruturas é feita através de processamentos térmicos de uma composição química de aço já estabelecida para tanto. Desta maneira é possível obter o aço *dual phase*, que se caracteriza por ser bifásico de matriz ferrítica e ilhas de martensita, que lhe conferem alta ductilidade e resistência mecânica, fatores estes essenciais para sua aplicação na indústria automotiva. Várias referências citam defeitos gerados no processamento do aço *dual phase*, o que fomenta o estudo deste trabalho, que visou analisar os efeitos da temperatura intercrítica na microestrutura e na dureza de um aço *dual phase*.

Palavras-chave: Aço *dual phase*, Microestrutura, Dureza.

ABSTRACT

The steels are an important group of metallic materials, whose relevance is related to its mechanical properties, which are affected by changes in its chemical composition and microstructure. The latter is composed of phases and microconstituents, among which stand out the ferrite, austenite, pearlite, bainite and martensite, each of them significant to the application chosen. These structures are obtained through heat treatments of a steel with chemical composition already established for this purpose. This way dual phase steels can be produced, characterized by a biphasic ferritic matrix with islands of martensite, which give high ductility and strength, factors that are essential for its application in the automotive industry. In this sense, the aim of this work was to analyze the effects of the intercritical temperature in the microstructure and the hardness of a *dual phase* steel.

Keywords: *Dual phase* steel, Microstruture, Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1:	Diagrama de fases Fe-C ou Fe-Fe ₃ C.....	17
Figura 2:	Diagrama de fases Fe-C para o aço com 12% de cromo na faixa de 0 a 1,5% de carbono.....	17
Figura 3:	Representação da transformação da fase γ em ferrita.....	18
Figura 4:	Micrografia de um aço médio teor de carbono apresentando ferrita (regiões claras) e perlita.....	18
Figura 5:	Micrografia de um aço inoxidável duplex apresentando austenita e ferrita.....	20
Figura 6:	Representação da transformação da fase γ em perlita.....	21
Figura 7:	Micrografia de um aço eutetóide apresentando lamelas de ferrita e cementita (perlita).....	21
Figura 8:	Micrografia de um aço carbono apresentando agulhas e ripas de ferrita e cementita (bainita).....	22
Figura 9:	Micrografia de um aço carbono apresentando plaquetas de martensita.....	24
Figura 10:	Curva TTT para um aço AISI/ABNT 1050.....	25
Figura 11:	Curva TTT para um aço AISI/ABNT 4340.....	26
Figura 12:	Curva TTT para um aço AISI/ABNT 1080.....	27
Figura 13:	Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e recozimento pleno.....	29
Figura 14:	Ciclo da têmpera e do revenimento.....	30
Figura 15:	Efeito da duração do revenimento em um aço AISI/ABNT 1080 sobre a dureza para quatro temperaturas.....	31
Figura 16:	Micrografia de um aço bifásico com 0,09%C, 1%Mn e 0,03%Nb - ferrita (F) e martensita (M).....	32
Figura 17:	Microestrutura do aço dual phase: (a) tratamento intercrítico de aços dual phase com formação de austenita enriquecida em carbono e (b) representação da microestrutura.....	33
Figura 18:	Participação em peso de diferentes materiais em um automóvel norte-americano, em 1975 e em 2005.....	34

Figura 19:	Comparação da resistência mecânica e ductilidade (medida pelo alongamento) de alguns dos aços para conformação empregados na indústria automobilística. As classificações empregam diferentes critérios: IF – interstitial free; BC – baixo carbono; IF – AR – IF de alta resistencia; BH – bake hardening; CMn – aços estruturais ao carbono e manganês; ARBL – aços de alta resistencia e baixa liga; DP – Dual phase, CP – complex phase; TRIP – transformation iduced plasticity.....	34
Figura 20:	Guilhotina da marca Pexto empregada no corte das amostras.....	37
Figura 21:	Forno marca Brasimet utilizado no trabalho.....	38
Figura 22:	Lixadeira/politriz marca Arotec utilizada no trabalho.....	39
Figura 23:	Microscópio óptico marca Fortel.....	40
Figura 24:	Microscópio eletrônico de varredura marca Shimadzu.....	40
Figura 25:	Modelo de rede utilizado na contagem de grãos brancos das amostras preparadas.....	42
Figura 26:	Difratômetro marca Shimadzu utilizado no trabalho.....	42
Figura 27:	Microdurômetro marca Shimadzu.....	43
Figura 28:	Microestrutura do aço dual phase no estado como recebido: (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	46
Figura 29:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	47
Figura 30:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (750 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	48
Figura 31:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (775 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	49

Figura 32:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (800 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	50
Figura 33:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (825 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	51
Figura 34:	Microestrutura do aço dual phase normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (880 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.....	52
Figura 35:	Quantificação das fases no aço dual phase nas condições investigadas no trabalho.....	55
Figura 36:	Dureza do aço dual phase nas condições investigadas no trabalho.....	56

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	Composição química do aço Docol DP1000.....	36
Tabela 2:	Tratamentos térmicos realizados no trabalho.....	38
Tabela 3:	Resultados médios da análise semiquantitativa do aço.....	53
Tabela 4:	Proporção dos constituintes no aço dual phase nas condições investigadas no trabalho.....	54
Tabela 5:	Microdureza do aço dual phase nas condições investigadas no trabalho.....	56

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	37
Equação 2	37

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	13
2.	OBJETIVOS	15
2.1.	Objetivos Gerais	15
2.2.	Objetivos Principais	15
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1.	Constituintes usualmente desenvolvidos nos aços.....	16
3.1.1.	Ferrita.....	16
3.1.2.	Austenita.....	19
3.1.3.	Cementita.....	20
3.1.4.	Perlita.....	20
3.1.5.	Bainita.....	22
3.1.6.	Martensita.....	23
3.2.	Tratamentos térmicos dos aços.....	24
3.2.1.	Recozimento.....	26
3.2.1.1.	Recozimento pleno.....	26
3.2.1.2.	Recozimento subcrítico.....	27
3.2.2.	Normalização.....	28
3.2.3.	Têmpera.....	28
3.2.4.	Revenimento.....	30
3.3.	Aços bifásicos ou <i>Dual Phase</i>	32
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1.	Material.....	36
4.2.	Descrição geral do trabalho.....	36
4.3.	Tratamentos térmicos.....	37
4.4.	Caracterização microestrutural.....	39
4.5.	Ensaio de microestrutura.....	43
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
5.1.	Análise Qualitativa da Microestrutura do Aço Dual Phase.....	44
5.2.	Análise Semiquantitativa da Microestrutura do Aço Dual Phase.....	53
5.3.	Microdureza.....	54
5.4.	Microdureza do Aço <i>Dual Phase</i>	55

6.	CONCLUSÕES.....	58
	REFERÊNCIAS.....	59

1. INTRODUÇÃO

Os aços constituem um grupo de materiais de grande valor e aplicação industrial devido às suas propriedades e ao custo relativamente baixo quando comparado a outros metais. O aço apresenta em sua composição uma quantidade de carbono variando de 0,003% a 2,11%, podendo este ser classificado de acordo com sua composição química, sua constituição microestrutural, sua quantidade de carbono e sua aplicação.

De modo geral os aços apresentam ductilidade, o que possibilita uma maior realização de processos de conformação mecânica do que outros materiais metálicos como, por exemplo, o ferro fundido. Mesmo diante do descrito, os aços tem suas propriedades determinadas pela sua constituição microestrutural, sendo esta formada pelos chamados microconstituintes, que representam um arranjo mecânico de uma ou mais fases no estado sólido facilmente identificável no microscópio, apresentando uma morfologia com aspecto definido característico.

Dentre os constituintes observados usualmente nos aços, podem ser citados a austenita, a ferrita, a cementita, a perlita, a martensita e a bainita. A configuração microestrutural é obtida através de tratamentos térmicos que são associados à composição química do mesmo, principalmente ao seu teor de carbono. Tratam-se de operações que envolvem aquecimento e resfriamento, de maneira controlada, do material, levando a rearranjos nas fases e nos microconstituintes do mesmo. Dentre os principais tratamentos térmicos utilizados estão o recozimento, a normalização, a têmpera e o revenimento.

Dentro do contexto descrito estão as ligas bifásicas, que compreendem um grupo de aços com microestrutura formada por dois constituintes, a fim de se adquirir a associação de mais de uma propriedade, que pode ou não ser característica de cada fase presente no material. Nesse grupo estão os aços *dual phase*, ligas ferrosas de matriz ferrítica com regiões de martensita dispersas, utilizados em processos de conformação mecânica como a estampagem, ou seja, são processados através de deformações plásticas, o que exige deste material alta ductilidade e resistência mecânica. O aço *dual phase* é de grande importância para a indústria automobilística, sendo utilizado para a construção de lataria, carenagem e chassi. O referido aço tem suas chapas moldadas por laminação a frio, com tratamentos térmicos anteriores e posteriores ao processamento, apresentando composição química específica para manter

estáveis as fases ferrítica e martensítica na temperatura ambiente. Este trabalho inicialmente visou estudar um aço *dual phase* através de uma revisão bibliográfica e posteriormente através da análise do efeito da temperatura intercrítica de têmpera na microestrutura e na dureza do material.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Analisar a microestrutura de um aço bifásico (*dual phase*) após tratamentos térmicos, considerando o material no estado inicial e após processamento de têmpera com diferentes temperaturas intercríticas.

2.2. Objetivos Específicos

- Caracterizar de maneira qualitativa e quantitativa a microestrutura e a dureza do aço *dual phase* escolhido no estado inicial.
- Analisar os efeitos da temperatura intercrítica de têmpera na microestrutura do material, de forma qualitativa e quantitativa.
- Avaliar a influência da temperatura intercrítica de têmpera na dureza do material.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Constituintes usualmente desenvolvidos nos aços

A combinação de estrutura e composição química nos aços define suas propriedades e desempenho. Fase é uma porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas uniformes enquanto que o microconstituente é um elemento da microestrutura composto por uma ou mais fases de propriedades identificáveis. A composição química é controlada desde o início da fabricação, no alto forno, e compreende o controle da quantidade de carbono no material e a adição de elementos de liga no mesmo, visando estabilizar a fase desejada na temperatura de trabalho determinada. A estrutura dos aços é obtida através de processamento mecânico e de tratamentos térmicos.

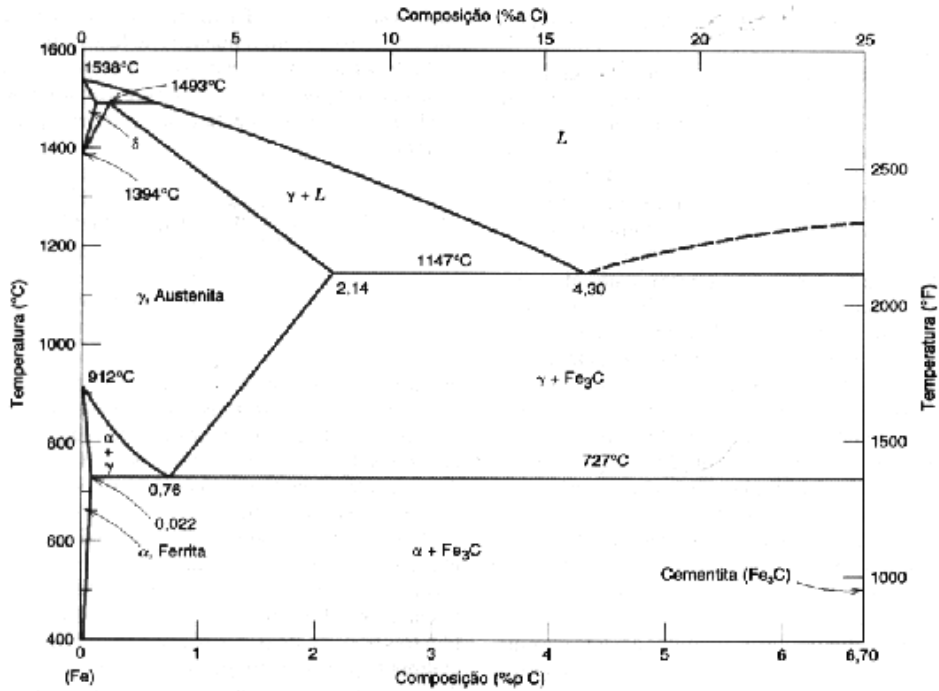
A temperatura e a composição química do aço que estará sendo analisado irão, inicialmente, determinar as fases que estarão em equilíbrio. A literatura trata tais fases por meio de sua estrutura cristalina, podendo esta ser CCC (cúbica de corpo centrado) ou CFC (cúbica de face centrada). A apresentação do equilíbrio entre fases em função da temperatura e da composição química do aço é feita através do diagrama ferro-carbono ou ferro-cementita (Figura 1) (CALLISTER, 2008). Um fator de grande relevância neste aspecto é que a adição de elementos de liga pode alterar o diagrama de equilíbrio, uma vez que ocorre uma modificação na estabilidade das fases em função da temperatura, conforme exemplificado na Figura 2. A partir da compreensão dos diagramas de equilíbrio, o entendimento da morfologia e da formação das fases e constituintes dos aços é facilitado. Há de se salientar que estes são identificados no microscópio através dos grãos, estes últimos obtidos através de nucleação e do crescimento durante o resfriamento em processamento ou fabricação. Os elementos de liga se comportam formando carbonetos, inclusões não metálicas ou compostos e partículas intermetálicas, podendo aparecer ainda em solução sólida (CALLISTER, 2008).

3.1.1. Ferrita

Fase alfa (α) do aço, também conhecida como ferro alfa, apresenta estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. É também um constituinte. Como características principais a serem abordadas estão sua alta ductilidade e o seu comportamento ferromagnético, sendo muito

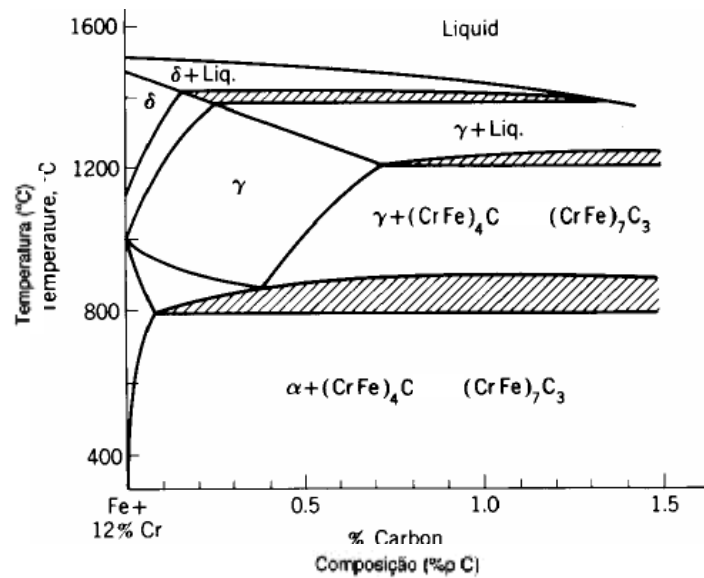
comum em aços puramente a base de ferro, ou seja, com teores de carbono muito próximos de zero. Aços com teores de carbono mais elevados devem possuir elementos de liga para estabilizar a ferrita na temperatura ambiente, como os aços inoxidáveis ferríticos.

Figura 1: Diagrama de fases Fe-C ou Fe-Fe₃C.



FONTE: CALLISTER, 2008.

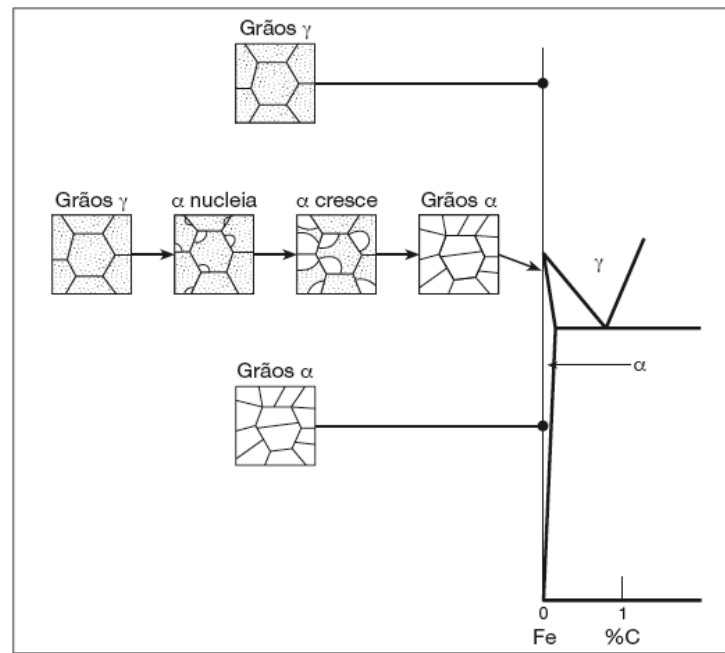
Figura 2: Diagrama de fases Fe-C para o aço com 12% de cromo na faixa de 0 a 1,5% de carbono.



FONTE: CALLISTER, 2008.

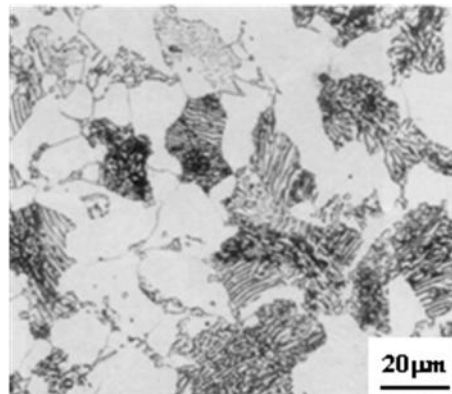
A ferrita é obtida através da transformação dos grãos de austenita, também denominada fase gama (γ), durante o resfriamento próximo ao equilíbrio, como mostra a Figura 3 (COLPAERT, 2008). Morfologicamente apresenta grãos maiores e bem delineados, que quando atacados reagente químico específico se revelam no microscópio ótico na cor branca, como mostrado na micrografia da Figura 4.

Figura 3: Representação da transformação da fase γ em ferrita.



FONTE: COLPAERT, 2008.

Figura 4: Micrografia de um aço médio teor de carbono apresentando ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras).



FONTE: CALLISTER, 2008.

Os elementos de liga utilizados como estabilizadores da ferrita, conhecidos como alfa-gêneos, são: silício, cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio, titânio, fósforo, alumínio, tântalo, boro e nióbio. Aços silício são muito utilizados em núcleos de transformadores elétricos de alta potência devido à grande quantidade de ferrita no material, que aumenta a permissividade magnética do meio dado o seu alto caráter ferromagnético, o que facilita o fluxo magnético e reduz as perdas por histerese nesses equipamentos.

A ferrita apresenta dois tipos básicos de classificação morfológica, sendo esses:

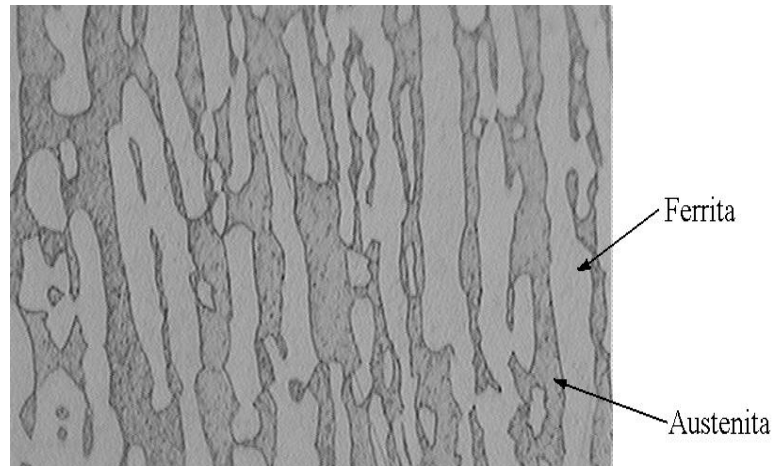
- Ferrita equiaxial: ferrita que cresce em torno de um contorno de grão ou de uma inclusão. Podem ser alotriomorfos, que são aqueles que nucleiam e crescem ao longo de um contorno de grão austenítico original, ou idiomorfos, que tendem a nuclear em inclusões não metálicas sem a influência dos contornos de grão austeníticos;
- Ferrita de Widmanstätten: são placas que podem nuclear diretamente no contorno de grão austenítico ou se desenvolver a partir de alotriomorfos já nucleados. Possui tridimensionalmente forma de ripas e placas, sendo que nas seções transversais apresentam-se alongadas.

3.1.2. Austenita

Fase gama (γ) do aço, também conhecida como ferro gama, possui estrutura cristalina cúbica de face centrada. Assim como a ferrita, também pode ser um constituinte. É dúctil, não magnética e relativamente macia. A austenita é obtida a partir da nucleação e crescimento da fase líquida do aço ou do aquecimento da fase alfa do aço. A partir da austenita se formam as demais fases e constituintes dos aços através da difusão dos átomos de carbono. A austenita somente é estável na temperatura ambiente com a adição de elementos de liga, que são chamados de elementos gama-gêneos, sendo estes: manganês, níquel, cobalto, cobre, zinco, ouro e nitrogênio.

À temperatura ambiente a austenita se apresenta visualmente formada por grãos maiores, bem delimitados e que quando preparados metalograficamente podem aparecer em cor escura, como o exemplo na Figura 5, na qual aparece um aço inoxidável duplex, exibindo tanto austenita como ferrita.

Figura 5: Micrografia de um aço inoxidável duplex apresentando austenita e ferrita.



FONTE: Produzido pelo autor.

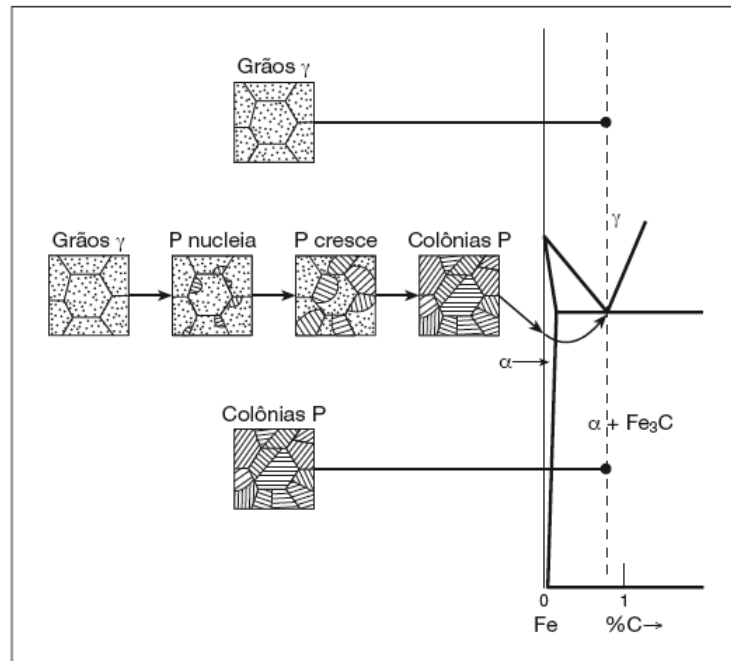
3.1.3. Cementita

A cementita (Fe_3C) é o carboneto de ferro que se forma quando a solubilidade do carbono no ferro é excedida. Possui estrutura ortorrômbica, é muito resistente, dura e frágil. Muito presente de forma dispersa na matriz de aços para conformação com baixo teor de carbono. Nestes aços é importante que os tratamentos térmicos realizados favoreçam ao máximo a precipitação da cementita, para que o carbono seja removido da solução sólida. A cementita juntamente com a ferrita formam lamelas que caracterizam a perlita.

3.1.4. Perlita

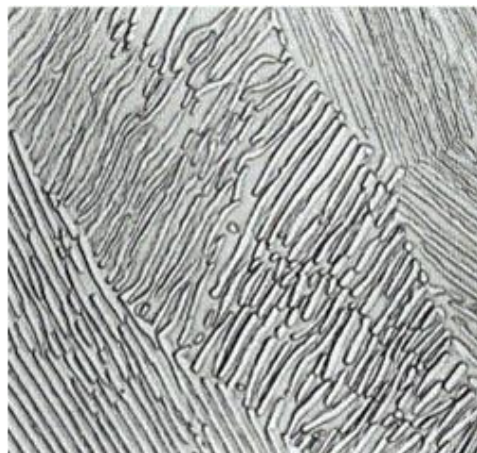
A perlita é o microconstituente formado por uma matriz de ferrita e pela cementita em formato de lamelas. Nos aços eutetóides (0,77%C), a composição é 100% perlítica na temperatura ambiente. A perlita se forma a partir da austenita, quando um carboneto nucleia no contorno de grão austenítico fazendo com que a região próxima ao carboneto fique deficiente em carbono propiciando a nucleação da ferrita (SILVA e MEI, 2010). A nucleação forma uma interface ferrita-cementita de baixa energia e o processo então se repete. À frente das placas, o carbono se difunde em uma pequena distância na austenita saindo da região em frente à ferrita e indo para a região onde os carbonetos irão crescer. Na Figura 6 pode ser observada a transformação da austenita em perlita em um trecho do diagrama Fe-C (COLPAERT, 2008) e na Figura 7 uma imagem de um aço eutetóide contendo 100% de perlita.

Figura 6: Representação da transformação da fase γ em perlita.



FONTE: COLPAERT, 2008.

Figura 7: Micrografia de um aço eutetóide apresentando lamelas de ferrita e cementita (perlita).



FONTE: Produzido pelo autor. Aumento de 200x.

A perlita, que aparece comumente em aços e ferros fundidos tratados termicamente por recozimento ou normalização possui dois tipos diferentes, sendo esses:

- Perlita fina: ocorre para temperaturas de transformação menores, que geram um grão menor, pois se aumenta gradativamente a taxa de nucleação e reduz-se a taxa de

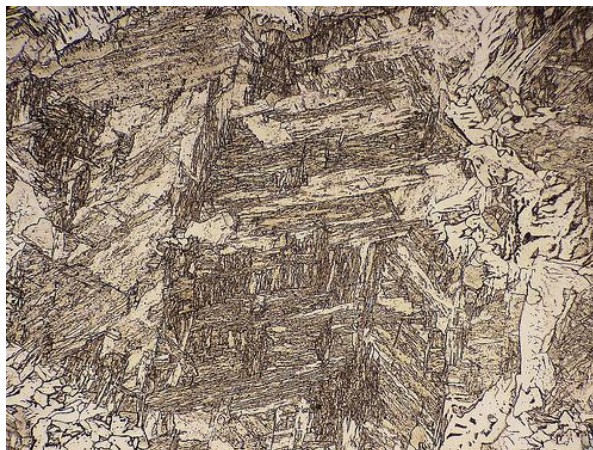
difusão, resultando em estruturas mais refinadas de perlita. Possui lamelas de espessura menor;

- Perlita grosseira: ocorre para temperaturas de transformação maiores, que geram baixas taxas de nucleação e altas taxas de difusão próximas a temperatura eutetóide, o que resulta em estruturas relativamente grosseiras. O grão é maior e as lamelas mais grossas.

3.1.5. Bainita

A bainita é um constituinte formado a partir de um condicionamento térmico de resfriamento rápido composto por ferrita e cementita na forma de agulhas ou ripas. A transformação da austenita em bainita se dá na faixa de temperatura que vai de 200 °C a 540 °C, de acordo com a composição química do aço. Apresenta alta tenacidade e dureza elevada, embora essa última menor que os valores de dureza da martensita. Existem diversas controvérsias na literatura acerca dos mecanismos de formação da bainita, sendo que várias visões clássicas estipulam que a bainita é um produto da decomposição eutetóide não-lamelar da austenita. Tal afirmação justificaria o fato da bainita se formar em uma faixa de temperatura logo abaixo da perlita. Na Figura 8 é mostrado um exemplo de aço com microestrutura bainítica (COLPAERT, 2008).

Figura 8: Micrografia de um aço carbono apresentando agulhas e ripas de ferrita e cementita (bainita).



FONTE: COLPAERT, 2008.

A bainita e se divide em:

- Bainita superior: constituída por ripas paralelas de ferrita entre as quais se encontram carbonetos precipitados paralelamente ao eixo principal destas ripas. Ripas adjacentes constituem-se em agregados cuja direção principal de crescimento é muito próxima umas das outras. A bainita superior é formada na faixa de temperatura entre 300 °C e 540 °C e a sua morfologia é progressivamente alterada à medida que a temperatura de transformação diminui, com o aumento da densidade dos carbonetos precipitados e aumento da dimensão média dos agregados de ripas;
- Bainita inferior: constituída por ripas de ferrita no interior das quais ocorre à precipitação (dispersa) de carbonetos alinhados segundo uma direção que faz certo ângulo com o eixo principal da ripa. Se formam na faixa de temperatura entre 200 °C e 300 °C. Na bainita inferior a elevada densidade de deslocações e a fina dispersão de carbonetos no interior das ripas limita fortemente a possibilidade de iniciação ou de propagação de fissuras. Este tipo de microestrutura é por isso geralmente caracterizada por uma elevada tenacidade.

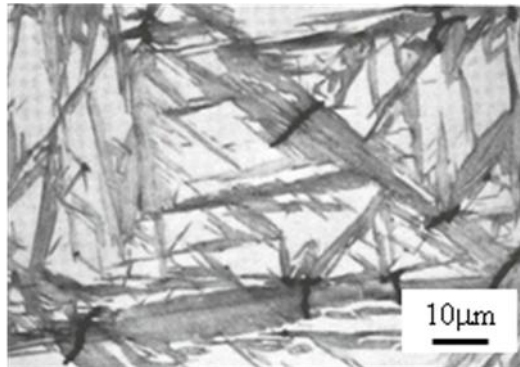
3.1.6. Martensita

A martensita é uma fase metaestável que aparece com o resfriamento brusco da austenita, assim a transformação ocorre por cisalhamento da estrutura. Apresenta estrutura tetragonal de corpo centrado que aumenta mediante o aumento do teor de carbono. É extremamente dura e frágil e ocorre em tratamentos térmicos que envolvam o resfriamento rápido, como a têmpera e a martêmpera, podendo aparecer também na zona termicamente afetada em cordões de solda. A transformação da austenita em martensita se dá de forma displaciva, ou seja, pelo rearranjo cooperativo dos átomos no resfriamento não havendo difusão (KRAUSS, 1990). A martensita não pode se formar em qualquer orientação em grão de austenita, é preciso que se forme em direções e com planos cristalográficos de interface adequados. Em cada grão austenítico anterior há um número limitado de orientações de martensita, pois ocorre alguma deformação, tanto na austenita como na martensita.

A morfologia da martensita formada é afetada pelo teor de carbono, principalmente, sendo que, os aços mais usuais para a construção mecânica (com até cerca de 0,6% de C) apresentam martensita em pacotes de ripas enquanto que aços mais ricos em carbono apresentam martensita em placas. Na Figura 9 é mostrado um exemplo de microestrutura martensítica (KRAUSS, 1990).

A martensita é, normalmente, submetida a um tratamento de revenimento, em que parte do carbono sai da solução supersaturada, precipitando carbonetos, que em geral reduzem as tensões e aumentam a ductilidade, levando á formação da chamada martensita revenida (CHIAVERINI, 2005).

Figura 9: Micrografia de um aço carbono apresentando plaquetas de martensita.



FONTE: KRAUSS, 1990.

3.2. Tratamentos Térmicos dos Aços

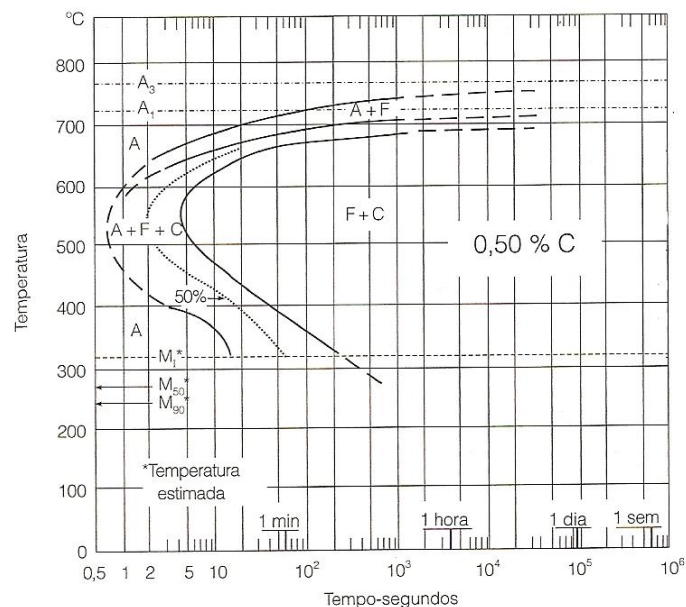
Os tratamentos térmicos têm por objetivo alterar a estrutura cristalina natural dos metais e, conseqüentemente, suas propriedades. Quando estas operações são conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas de tratamentos termomecânicos.

Usualmente dois tipos diferentes de tratamentos são utilizados para atingir tais modificações nas estruturas cristalinas e nas propriedades mecânicas: tratamentos termofísicos e termoquímicos. Os tratamentos termoquímicos são destinados ao endurecimento superficial dos aços, mantendo o seu núcleo dúctil, através da modificação parcial da composição química com a aplicação de um tratamento termofísico de maneira simultânea. A modificação da composição química se dá por difusão de elementos na superfície do aço, como carbono, nitrogênio, boro entre outros. Para tanto é necessário que o material apresente uma densidade de discordâncias relevante, para favorecer a inserção dos elementos químicos nos interstícios e facilitar a difusão. Além de aumentar a dureza, os tratamentos termoquímicos também são utilizados para aumentar a resistência à fadiga, a corrosão e a oxidação em altas temperaturas. Dentro desse grupo, os principais tratamentos são a cementação, a nitretação, a boretação, a carbonitretação, a nitrocarbonetação e a cianetação.

Os tratamentos termofísicos são aqueles nos quais o material metálico será tratado através da variação de temperatura somente, no caso dos aços, geralmente em valores acima da temperatura de austenitização nos aços, em relação ao tempo. De modo geral, os tratamentos termofísicos nos aços seguem as curvas TTT (Temperatura, Tempo e Transformação), que variam de acordo com o aço que está sendo tratado, pois a composição química do mesmo altera a velocidade de resfriamento para que seja formada a estrutura desejada. No diagrama TTT é possível determinar qual a velocidade de resfriamento um dado aço deverá possuir para que se obtenha os microconstituintes a partir de uma temperatura de aquecimento e de resfriamento.

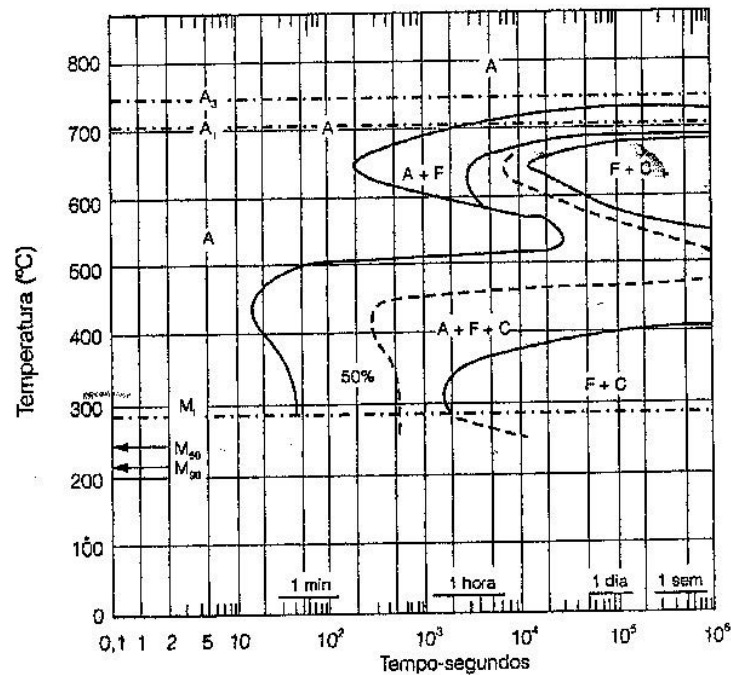
Uma série de fatores irá alterar as curvas TTT dos aços, dentre os quais destaca-se a composição química, ou seja, o teor de carbono e a presença e quantidade de elementos de liga. A figura 10 mostra o diagrama TTT de um aço AISI 1050. A figura 11 mostra a curva de um aço AISI 4340, sendo visível a mudança causada na curva pelo fato do segundo aço apresentar elementos de liga.

Figura 10: Curva TTT para um aço AISI/ABNT 1050.



FONTE: SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R., 2010.

Figura 11: Curva TTT para um aço AISI/ABNT 4340.



FONTES: SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. 2010.

Os tratamentos termofísicos que são abordados na revisão bibliográfica desse trabalho são o recozimento (alguns tipos), a normalização, a têmpera e o revenimento.

3.2.1. Recozimento

O recozimento é o tratamento térmico que visa recuperar a microestrutura inicial de um aço antes do mesmo ter sido submetido a outro tratamento térmico ou processamento mecânico, além de reduzir a dureza, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio ou atingir a microestrutura e propriedades desejadas no aço.

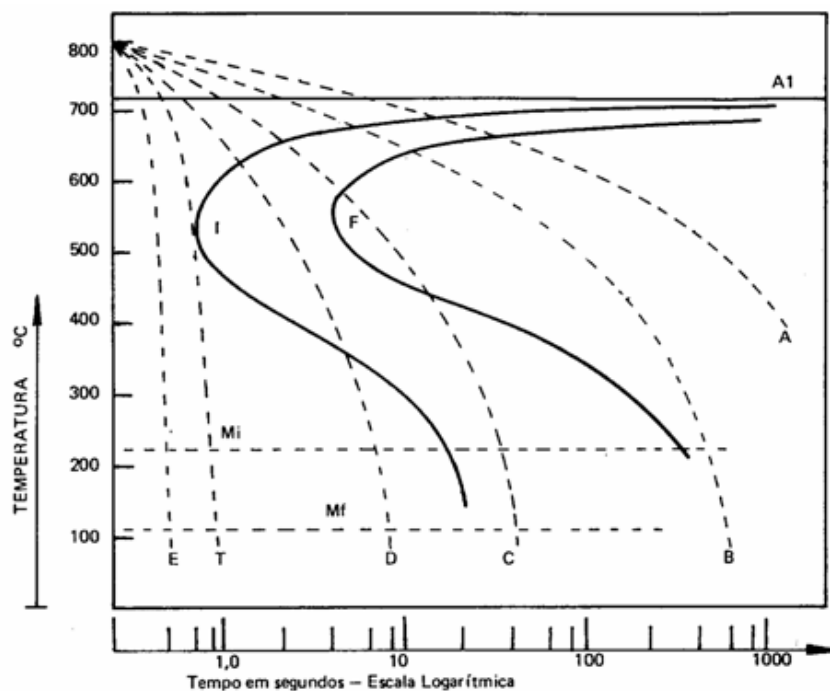
3.2.1.1. Recozimento pleno

O recozimento pleno para um aço consiste em austenitizar o material, deixar o mesmo durante um tempo a essa temperatura e resfriar lentamente a seguir. A temperatura de recozimento pleno é em torno de 50 °C acima da linha de formação da austenita do diagrama de equilíbrio (A_3) para aços hipoeutetóides e de 50 °C acima da linha de formação $Fe_3C + \gamma$ do diagrama de

equilíbrio (A_1) para hipereutetóides. Ao se ultrapassar a referida linha para os hipereutetóides, durante o resfriamento, será formada cementita nos contornos de grão da austenita, o que fragilizaria posteriormente a peça tratada.

Quanto mais baixa for a temperatura da austenitização, tanto mais heterogênea será a austenita para o mesmo tempo de tratamento (SILVA, 2010). Quanto mais heterogênea a austenita, maiores as chances de presença de carbonetos em regiões de teor de carbono mais alto ou de crescimento de carbonetos não dissolvidos, ao invés das estruturas perlíticas ao final do tratamento, que ocorrem com mais facilidade no resfriamento a partir da austenita homogênea. Na Figura 12 é mostrado, como exemplo, o resfriamento típico do recozimento pleno em um aço AISI 1080 - linha tracejada A.

Figura 12: Curva TTT para um aço AISI/ABNT 1080.



FONTE: http://dc123.4shared.com/doc/Sn_Jdbcp/preview.html. Acesso em: 01 de abril de 2013.

3.2.1.2. Recozimento subcrítico

Nesse recozimento, o aquecimento se dá a uma temperatura abaixo da linha A_1 do diagrama Fe-C, ou seja, abaixo de 727°C . Tal tratamento pode ser usado para recuperar a ductilidade do aço de baixo teor de carbono previamente encruado (recozimento de recristalização) ou para

aliviar tensões residuais (recozimento para alívio de tensões). As principais transformações que ocorrem nesse tratamento, são a recuperação, para o caso do recozimento para alívio de tensões, e recristalização, para o caso do recozimento de recristalização.

3.2.2. Normalização

A normalização consiste na austenitização completa do aço seguida de resfriamento ao ar. É indicada normalmente refino e uniformização da estrutura após a deformação plástica e antes da têmpera e revenimento. O refino de grão se dá através da recristalização do material, levando à homogeneização da estrutura visando obter uma melhor resposta na têmpera ou no revenimento posterior, melhoria na usinabilidade, refino de estruturas brutas de fusão e obtenção das propriedades mecânicas desejadas.

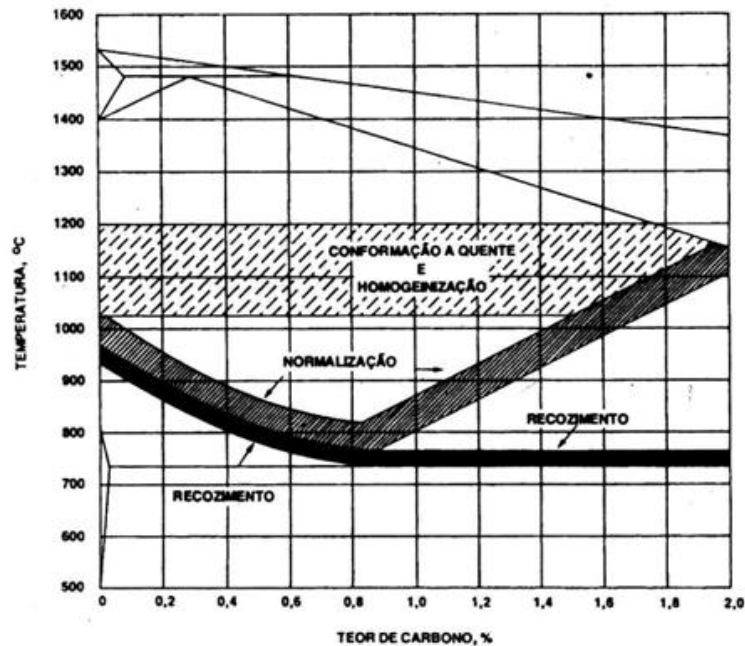
A temperatura de aquecimento é maior que a utilizada para recozimento pleno em um dado aço, como mostra a Figura 13. Na Figura 12, exibida anteriormente, a curva tracejada B é a que melhor representa a normalização, com formação de perlita fina, para o caso de um aço eutetóide, e outros, para o caso de um aço hipoeuteóide ou hipereuteóide.

3.2.3. Têmpera

A têmpera, principal tratamento térmico para o endurecimento dos aços, consiste em resfriar o aço, após austenitização, a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as transformações da austenita em perlita, ferrita e cementita no material (CHIAVERINI, 1995). Deste modo, obtém-se a estrutura metaestável martensítica. Na Figura 12 mostrada anteriormente o resfriamento na têmpera é representada pelas linhas pontilhadas E e T. As transformações perlítica e bainítica têm seu início retardado pela presença de elementos de liga, facilitando a têmpera. Aumentando-se o teor de carbono do aço, diminui-se a temperatura para início e fim da formação da martensita e é afastada a curva TTT, além de aumentar a dureza do material temperado.

Os meios de têmpera mais comuns são a água (pura, com adição de sal ou com adição de polímeros), óleo e ar, podendo ser utilizados outros meios.

Figura 13: Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e para o recozimento pleno.



FONTE: SILVA; MEI, 2010.

A têmpera em meio líquido ocorre em três estágios à proporção que a peça esfria:

- Formação de filme contínuo de vapor sobre a peça;
- Colapso do filme contínuo e aumento da taxa de resfriamento com nucleação de bolhas de vapor sobre a superfície da peça;
- A temperatura da peça fica abaixo do ponto de ebulição do meio da têmpera, interrompendo a formação de bolhas de vapor.

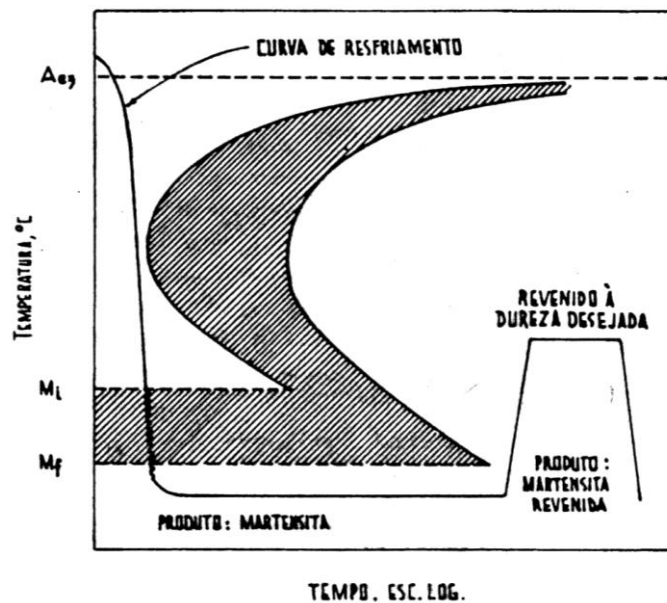
Os gradientes de temperatura da têmpera são bem acentuados, principalmente entre o centro e a superfície da peça, ficando maiores para meios de resfriamento mais severos. Tais gradientes fazem surgir tensões internas na peça que causam contração do aço durante o resfriamento, expansão associada com a transformação martensítica e mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensão. O estágio mais importante da têmpera com relação às tensões é o terceiro, pois, durante este estágio, ocorrerá a transformação martensítica, acentuando o estado de tensões na peça.

3.2.4. Revenimento

O grande problema do aço temperado é o fato de ser duro e frágil, o que limita sua aplicação. Aços temperados que permanecem nesta condição ficam sujeitos a trincas e empenamento, exceto quando apresentam teor de carbono extremamente baixo.

Para se atingir valores de resistência mecânica e tenacidade apropriados, deve-se, logo após a têmpera, fazer o revenimento no material. Tal tratamento consiste em reaquecer a peça uniformemente até uma temperatura abaixo da de austenitização, mantendo-a nesta temperatura por tempo suficiente para que ocorra um rearranjo estrutural no aço e se obtenha as propriedades desejadas. Na Figura 14 é exibida uma representação do tratamento de revenimento em uma curva TTT (SILVA e MEI, 2010).

Figura 14: Ciclo da têmpera e do revenimento.

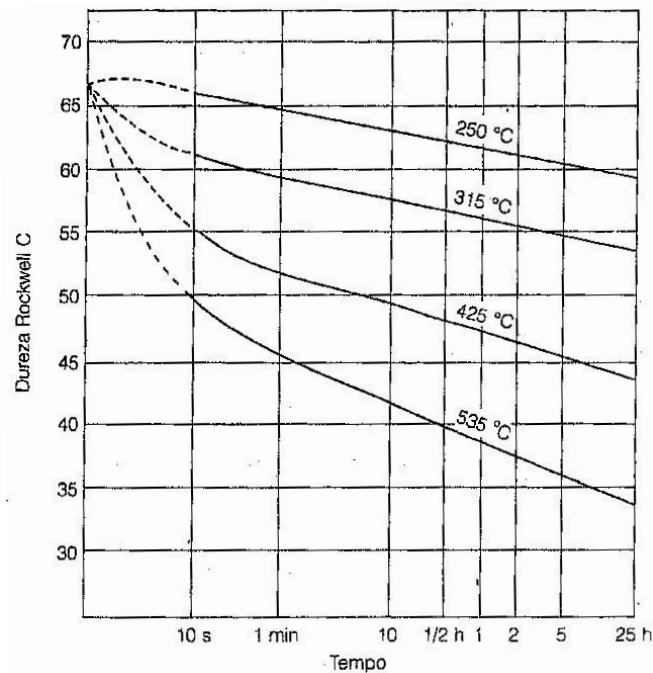


FONTE: SILVA; MEI, 2010.

As mudanças nas propriedades dos aços dependem do tempo e da temperatura de revenimento. Na Figura 15 pode ser observado, como exemplo, esse efeito para o aço AISI 1050 (SILVA e MEI, 2010). Nos primeiros minutos de revenimento a queda de dureza é acentuada, porém, a partir de duas horas de revenimento a perda de dureza não é expressiva. No caso da microestrutura, na martensita ocorre difusão do carbono, que deixa a

supersaturação precipitando-se como carboneto. Tal procedimento diminui a dureza e elimina tensões internas do material.

Figura 15: Efeito da duração do revenimento em um aço AISI/ABNT 1080 sobre a dureza para quatro temperaturas.



FONTE: SILVA; MEI, 2010.

O revenimento tem os seguintes estágios (SILVA e MEI, 2010):

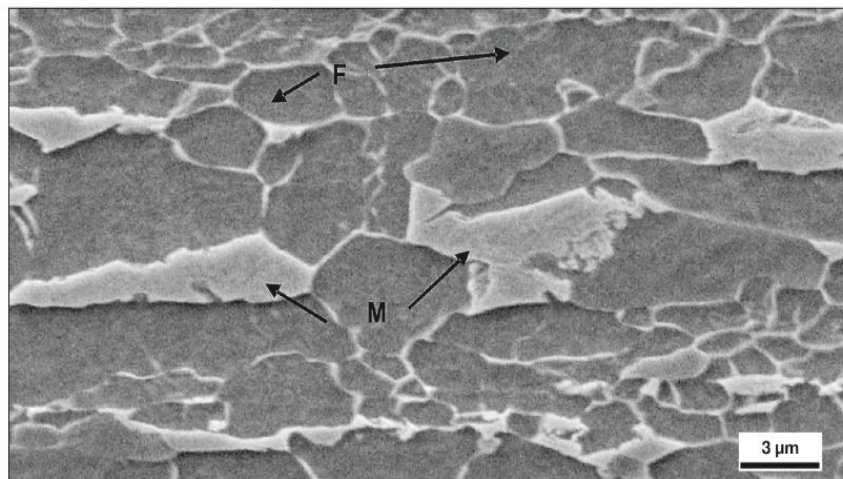
- Até 250 °C: Em aços com teor de carbono menor que 0,2%, ocorre a segregação do carbono sem precipitação. Em aços com teor de carbono maior que 0,2%, ocorre a precipitação do carboneto ϵ , reduzindo o teor de carbono da martensita
- De 200 a 300 °C: Durante este estágio, a austenita retida se decompõe formando bainita;
- De 200 a 350 °C: Entre 100 e 300 °C, a cementita se precipita na forma de barras e a martensita perde sua tetragonalidade, transformando-se em ferrita;
- De 350 a 700 °C: Inicia-se o coalescimento da cementita e esta torna-se totalmente esferoidal a 700 °C. Entre 350 e 600 °C, ocorre uma redução da densidade de discordância e a ferrita formada possui forma de ripas martensíticas. Entre 600 e 700 °C, o processo de recuperação é substituído pelo de recristalização, o que resulta na formação de grãos de ferrita equiaxiais com partículas esferoidais de cementita no seu contorno e interior.

3.3. Aços bifásicos ou *Dual Phase*

Os aços bifásicos, ou *dual phase*, apresentam uma microestrutura composta por uma segunda fase dura, normalmente martensita, dispersa em uma matriz macia de ferrita (MOVAHED et al., 2009), conforme exemplo da Figura 16 (COLPAERT, 2008). Tais aços apresentam em sua composição química um baixo teor de carbono juntamente com elementos de liga como o manganês, em quantidade ponderada para estabilizar ilhas de austenita na zona intercrítica, que se tornam martensita durante o processamento, além de silício, fósforo e alumínio, que são estabilizadores da ferrita. O nióbio é dosado para diferentes tipos de aço *dual phase*, pois este determina algumas propriedades mecânicas que o aço deve ter.

Pequenas quantidades de outras fases ou constituintes, tais como bainita, perlita e ou austenita retida, podem também estar presentes. A microestrutura bifásica pode ser obtida através da austenitização na região de estabilidade da ferrita e da austenita, seguida de resfriamento rápido para a transformação da austenita previamente formada em martensita.

Figura 16: Micrografia de um aço bifásico com 0,09%C, 1%Mn e 0,03%Nb - ferrita (F) e martensita (M).

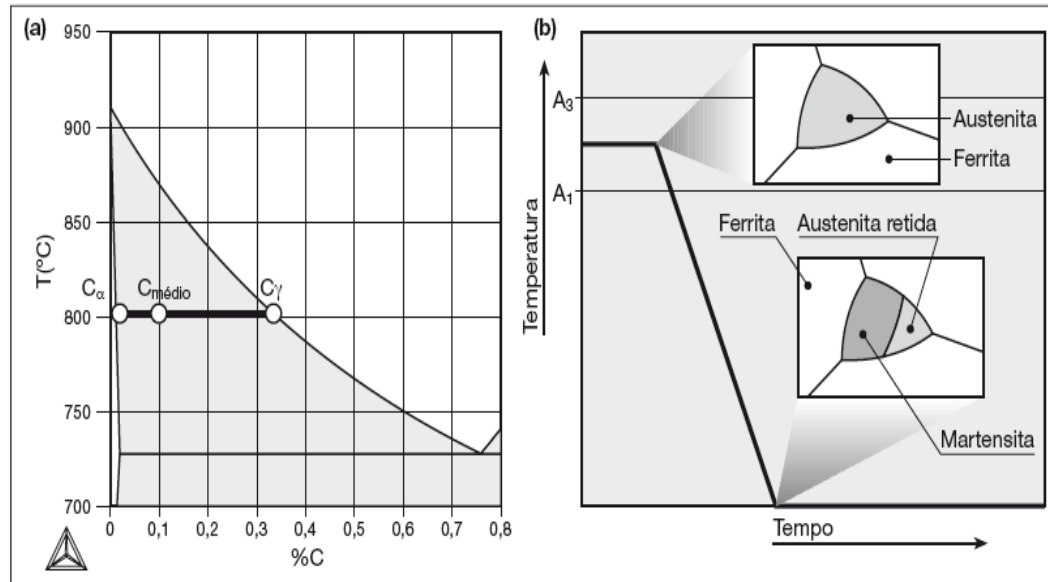


FONTE: COLPAERT, 2008.

Os aços *dual phase* dependem, para a obtenção da microestrutura desejada, de um tratamento intercrítico (COLPAERT, 2008). Neste tratamento, ocorre a formação de austenita que é enriquecida em carbono. O resultado destes tratamentos são microestruturas em que uma

matriz contínua de ferrita garante a ductilidade e conformabilidade e é reforçada, mecanicamente, pelas ilhas de martensita ou de martensita-austenita, conforme a Figura 17.

Figura 17: Microestrutura do aço dual phase:



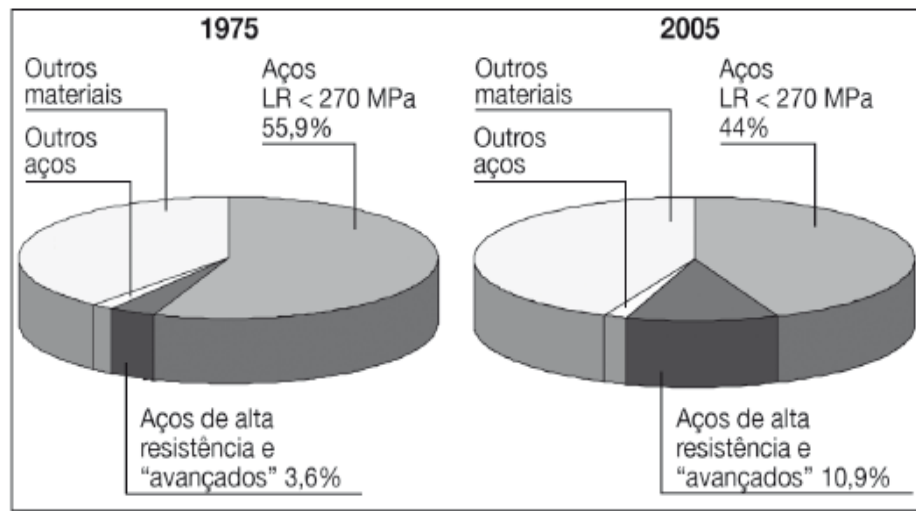
(a) tratamento intercrítico de aços dual phase com formação de austenita enriquecida em carbono e (b) representação da microestrutura.

FONTE: COLPAERT, H., 2008.

Os aços *dual phase* são de grande importância na indústria automotiva, sendo utilizados na fabricação de peças e componentes que exijam alta resistência ao impacto e boa ductilidade para o processamento (INGARAO; LORENZO; MICARI, 2009). Estes aços são geralmente chapas laminadas a frio, podendo também ser a quente, que sofrerão o processo de estampagem, principalmente, pois suas aplicações mais usuais são em lataria ou carenagem de automóveis. A Figura 18 mostra a evolução da utilização dos aços no setor automotivo americano, com destaque aos aços de alta resistência e avançados (COLPAERT, 2008). A Figura 19 exibe uma comparação entre as propriedades de aços considerados avançados (COLPAERT, 2008), utilizados na indústria automotiva.

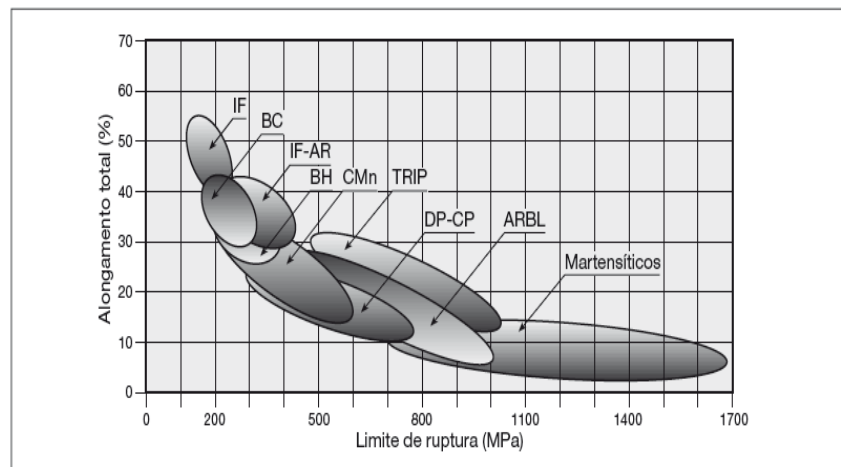
Em geral, a resistência dos aços *dual phase* é principalmente causada pela fração volumétrica e pela morfologia da martensita na estrutura. Muitos trabalhos tem investigado o efeito do volume e da morfologia da martensita nas propriedades mecânicas dos aços *dual phase* tanto nas condições de carregamento estático quanto no carregamento dinâmico (GHADBEIG et al., 2010; HAYAT e UZUN, 2011; INGARAO; LORENZO; MICARI, 2009).

Figura 18: Participação de diferentes materiais em um automóvel norte-americano, em 1975 e em 2005.



FONTE: COLPAERT, H., 2008.

Figura 19: Comparação da resistência mecânica e da ductilidade de alguns dos aços:



IF – interstitial free; **BC** – baixo carbono; **IF – AR** – IF de alta resistência; **BH** – bake hardening; **CMn** – aços estruturais ao carbono e manganês; **ARBL** – aços de alta resistência e baixa liga; **DP** – Dual phase, **CP** – complex phase; **TRIP** – transformation iduced plasticity.

FONTE: COLPAERT, H., 2008.

Em sua aplicação prática, um dos principais desafios ao desenvolvimento dos aços *dual phase* está relacionado ao surgimento de trincas no início do processo de conformação. Wang et al. (2013) conduziram experimentos limitando a relação de geometrias para identificar o diâmetro máximo conformado para o início de formação de trinca. Tal observação também foi feita por Han et al. (2011), em que seus resultados mostraram que existem grandes ondulações

alongadas na superfície da fratura e um número de pequenas ondulações nas áreas adjacentes. Além disso, as ondulações dúcteis de aços sem molibdenio são mais profundas do que as de que contém o referido elemento de liga.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material

O material utilizado neste trabalho foi um aço *dual phase*, classificado como DP1000, com a seguinte composição química (% em peso) (Tabela 1):

Tabela 1: Composição química do aço Docol DP1000.

elementos químicos (% em peso)												
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Ni	Mo	Al	Nb	V
0,154	0,52	1,50	0,011	0,002	0,004	0,03	0,01	0,04	0,01	0,042	0,016	0,01

FONTE: Certificado de usina SSAB Docol DP1000 EN 10204-3.1

Tal material foi recebido na forma de chapas com 1,25mm de espessura, sendo este fabricado pela SSAB Swedish Steel LTDA no distrito de Araucária no Paraná. Após o recebimento, amostras com cerca de 15mm x 15mm foram cortadas com o auxílio de uma guilhotina da marca *Pexto* (Figura 20).

4.2. Descrição geral do trabalho

O trabalho consistiu basicamente na análise do efeito da temperatura intercrítica de têmpera na microestrutura e na dureza do aço *dual phase* apresentado na Tabela 1.

Após o corte das amostras, foram conduzidos tratamentos térmicos de normalização, com o intuito de remover todos os efeitos do processamento anterior. Em seguida, tratamentos térmicos de têmpera foram realizados considerando temperaturas diversas, dentro do campo bifásico ferrita e austenita e com austenitização completa. Após esta etapa, as amostras foram caracterizadas em termos de microestrutura, por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X, e em termos de propriedades mecânicas, por meio de ensaios de microdureza Vickers. Considerando a caracterização microestrutural, além de identificar de forma qualitativa os constituintes desenvolvidos, foi realizada uma análise quantitativa da presença dos mesmos. De maneira similar, o material no estado inicial foi caracterizado.

Figura 20: Guilhotina da marca *Pexto* empregada no corte das amostras.



FONTE: Produzido pelo autor.

4.3. Tratamentos térmicos

Inicialmente, conforme já mencionado, todas as amostras foram normalizadas. Em seguida, foram realizados tratamentos térmicos com aquecimento no campo intercrítico e com austenitização completa (campo supercrítico). No entanto, para iniciar o trabalho, foi necessário determinar os valores de temperatura A1 (início de austenitização) e A3 (austenitização completa) para o aço investigado.

Para a determinação das temperaturas mencionadas foram empregadas as Equações 1 e 2 exibidas a seguir (MALEQUE, 2004), nas quais os elementos químicos presentes nas equações representam a porcentagem dos mesmos na composição do aço.

$$A1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad \text{Equação 1}$$

$$A3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,4W \quad \text{Equação 2}$$

Utilizando os valores presentes na Tabela 1 nas equações acima foram determinadas as seguintes temperaturas: A1 = 721,91 °C e A3 = 854,33 °C. De posse desses dados foi possível planejar e realizar os tratamentos térmicos conforme listado na Tabela 2. Como pode ser observado, optou-se por, após a normalização, conduzir quatro tratamentos com aquecimento no campo intercrítico e um tratamento com aquecimento no campo monofásico austenítico.

Para cada condição foram consideradas cinco amostras, três a serem empregadas na caracterização microestrutural e duas na determinação da dureza do material.

Todos os tratamentos foram realizados em um forno elétrico da marca *Brasimet*, apresentado na Figura 21.

Tabela 2: Tratamentos térmicos realizados no trabalho

quantidade de amostras	tratamento térmico	temperatura aquecimento	tempo de encharque	tipo de resfriamento
30	normalização	880°C	30 min.	ar
5	têmpera (intercrítica) após a normalização	750°C	30 min.	água
5	têmpera (intercrítica) após a normalização	775°C	30 min.	água
5	têmpera (intercrítica) após a normalização	800°C	30 min.	água
5	têmpera (intercrítica) após a normalização	825°C	30 min.	água
5	têmpera após a normalização	880°C	30 min.	água

FONTE: Produzido pelo autor.

Figura 21: Forno marca *Brasimet* utilizado no trabalho.



FONTE: Produzido pelo autor.

5.4. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada no material no estado como recebido e após os tratamentos térmicos, através de microscopias óptica e eletrônica de varredura e difração de raios-X.

A análise do material por microscopia óptica e eletrônica de varredura foi iniciada com a preparação metalográfica do mesmo. Foram preparadas (e empregadas) duas amostras de cada condição analisada no trabalho. Esse procedimento foi iniciado com o embutimento a frio, empregandoacrílico autopolimerizável e moldes de silicone. Em seguida, as amostras foram lixadas em de lixadeiras elétricas (Figura 22), refrigeradas a água, utilizando lixas de óxido de alumínio de 240, 320, 400, 600 e 1000 *mesh*, sempre alternando a orientação entre etapas durante o processo. Após lixamento e limpeza, foi realizado o polimento das amostras, conduzido em politrizes de disco com panos com pasta de diamante de 9 μ m e de 3 μ m, empregando álcool como lubrificante. Na Figura 22 pode ser observada a imagem de uma das lixadeiras/politrizes da marca *Arotec* utilizadas no trabalho.

Figura 22: Lixadeira/politriz marca Arotec utilizada no trabalho.



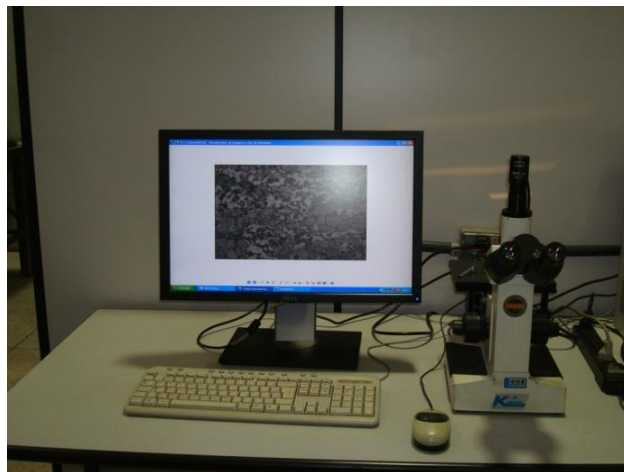
FONTE: Produzido pelo autor.

O ataque químico das amostras foi realizado empregando dois reagentes químicos: Nital 3%, composto de 3ml de ácido nítrico e 97ml de álcool etílico PA, e Le Pera, composto de duas soluções: Picral 4% e metabissulfito de sódio (4g de ácido pícrico em 100ml de álcool etílico e 1g de metabissulfito de sódio em 100ml de água) (VANDER VOORT, 1999). Uma amostra de cada condição foi atacada com o primeiro reagente e a outro com o segundo. Esse

procedimento foi realizado de acordo com o trabalho de MURARI (2009), no qual mostra que o reagente químico Nital ataca preferencialmente a martensita (austenita retida e bainita), deixando a ferrita branca na micrografia, e o reagente químico Le Pera ataca a ferrita e a bainita, deixando a martensita (e austenita retida, se for o caso) na cor branca.

Após o ataque as amostras foram analisadas (e digitalizadas) no microscópio óptico marca *Fortel* (Figura 23) e no microscópio eletrônico de transmissão marca *Shimadzu* (Figura 24). Para o caso da microscopia óptica, para cada condição e ataque químico foram digitalizadas no mínimo 10 regiões/imagens, com a mesma ampliação (400x), para possibilitar, além da análise qualitativa do material, uma análise semi-quantitativa dos constituintes. Para o caso da microscopia eletrônica de varredura foram geradas imagens com ampliação de 2000x.

Figura 23: Microscópio óptico marca Fortel.



FONTE: Produzido pelo autor.

Figura 24: Microscópio eletrônico de varredura marca Shimadzu.



FONTE: Produzido pelo autor.

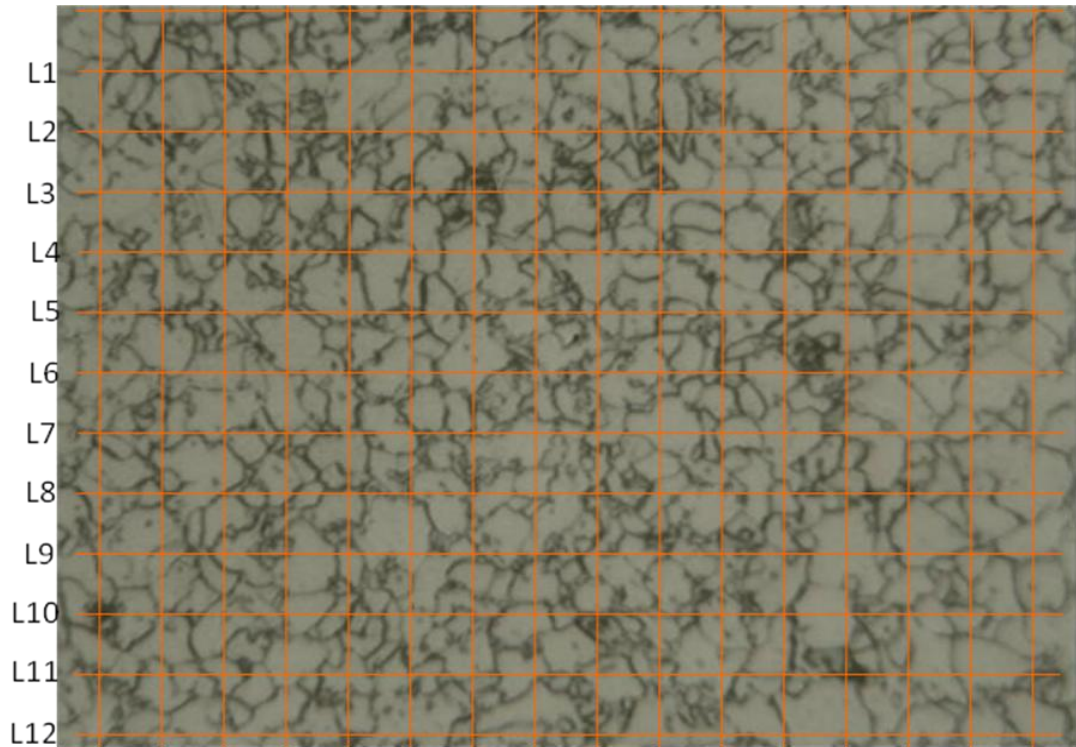
Para as imagens feitas por microscopia óptica, com exceção daquelas referentes ao material somente normalizado e normalizado e temperado a 880 °C, foi superposta uma rede, com 13 linhas horizontais e 16 verticais, com espaçamento entre linhas paralelas de 1cm. Tal rede foi colocada sobre cada uma das imagens e nos locais em que havia um ponto, que é o encontro entre uma linha vertical e outra horizontal, foi contabilizada a ocorrência de ferrita ou martensita (e austenita retida). Caso esse ponto caísse dentro da região de interesse, foi contabilizado 1. Caso o referido ponto ficasse entre dois grãos de cores ou texturas diferentes foi contabilizado $\frac{1}{2}$. Para o caso das imagens obtidas com o ataque químico com Nital 3%, nas quais a ferrita aparecia branca, foi feita uma análise da ferrita, ou seja, os pontos foram contados quando estavam em cima ou na interface das regiões brancas. Para o caso das imagens obtidas com o ataque químico com Le Pera, nas quais a martensita (e a austenita retida) aparecia branca, também foi realizada a quantificação da martensita (e da austenita retida, em conjunto), ou seja, mais uma vez os pontos foram contados quando estavam em cima ou na interface das regiões brancas.

Na Figura 25 pode ser observado um exemplo de microestrutura com a rede descrita superposta. Após ser feita a contagem dos pontos de uma imagem, o valor somado foi dividido por 192, que é o produto entre 16 colunas e 12 linhas, e multiplicado por 100%, levando em consideração que não foi utilizada na contagem a primeira linha horizontal superior da figura. Após o cálculo de porcentagem de ferrita e do conjunto martensita/austenita em estudo de cada amostra, foi realizada uma média aritmética para os 10 valores encontrados em cada situação de ataque e tratamento térmico. Dessa forma, foi determinada a quantidade de ferrita e martensita/austenita retida para cada condição. A diferença entre os resultados e 100% representaria a quantidade de bainita presente no aço.

Por fim, para determinar a quantidade de austenita retida presente no conjunto martensita/austenita retida determinado a partir das amostras atacadas com o reagente Le Pera, conforme o procedimento descrito anteriormente, foi conduzida a técnica de difração de raios-X em uma amostra de cada condição (a terceira amostra das três separadas para a caracterização microestrutural). A princípio, caso fossem detectados picos de intensidade em função do ângulo de difração típicos da austenita, seria conduzida uma análise semi-quantitativa através do cálculo da área abaixo das curvas pela técnica das intensidades integradas. No entanto, como poderá ser verificado nos resultados, não foram identificados picos de austenita.

A preparação das amostras para a difração de raios-X foi realizada através de lixamento apenas, nas mesmas condições descritas anteriormente. Os experimentos foram conduzidos em um difratômetro de raios-X marca Shimadzu (Figura 26), com ângulo de varredura de 10° a 100° e passo de $0,02s^{-1}$.

Figura 25: Modelo de rede utilizado na contagem de grãos brancos das amostras preparadas.



FONTE: Produzido pelo autor.

Figura 26: Difratômetro marca Shimadzu utilizado no trabalho.



FONTE: Produzido pelo autor.

4.5. Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em duas amostras de cada condição do material em um microdurômetro HMV da marca *Shimadzu* (Figura 27), com penetrador Vickers, carga de 0,5kgf (500gf), e tempo de aplicação de 15 segundos. A preparação das amostras para esses testes foi similar à da análise por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, com exceção da realização de ataque químico. Foram feitas sete indentações em cada uma das duas amostras para cada condição do material, em diferentes regiões, que levaram à obtenção de valores de dureza finais a partir da média aritmética dos valores encontrados em cada aplicação.

Figura 27: Microdurômetro marca Shimadzu.



FONTE: Produzido pelo autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise Qualitativa da Microestrutura do Aço *Dual Phase*

A microestrutura do aço *dual phase* é, em regra, composta por ferrita e martensita, porém, a quantificação dessas fases bem como a análise da existência de outras fases na estrutura do material, como austenita retida e bainita, é fomentada pelo fato da ocorrência desta ser um tanto comum nestes aços.

Como mencionado anteriormente, o Nital 3%, um dos reagentes químicos utilizados neste trabalho, revela a ferrita como microconstituente na cor branca e todo o restante da amostra na cor preta. O outro reagente químico utilizado, Le Pera, revela a martensita na cor branca e os demais microconstituintes na cor preta. As imagens geradas por MEV diferenciam os grãos revelados pela diferença de textura entre os mesmos.

Dentro deste contexto, na Figura 28 podem ser observados os resultados de microscopia óptica (MO), obtidos com os dois ataques químicos, de microscopia eletrônica de varredura (MEV), também obtidos com os dois ataques químicos, e de difração de raios-X do aço *dual phase* no estado como recebido. Nas imagens fica evidente a grande quantidade de martensita presente no material, através da observação das áreas escuras na Figura 28(a) e das áreas claras da Figura 28(b). Estes resultados estão de acordo com o esperado, uma vez que o material foi adquirido como um aço *dual phase* DP1000, portanto com alta resistência à tração. A diferença observada entre as regiões escuras da primeira imagem e as regiões claras da segunda certamente está associada à presença de bainita. Por outro lado, pela difração de raios-X não foi possível observar picos de intensidade em função do ângulo de difração típicos da austenita, apenas de ferrita/martensita (os picos são coincidentes), indicando que há pouca ou nenhuma austenita retida no aço no estado inicial.

Na Figura 29 são mostrados os resultados obtidos para o aço apenas normalizado, organizados de maneira similar ao material como recebido. Percebe-se que no material normalizado há uma formação quase total de ferrita, o que indica que houve austenitização completa do material neste tratamento térmico e que, de acordo com o esperado, pela composição química do material e ainda pelo tratamento térmico, apenas um pouco de outro constituinte foi

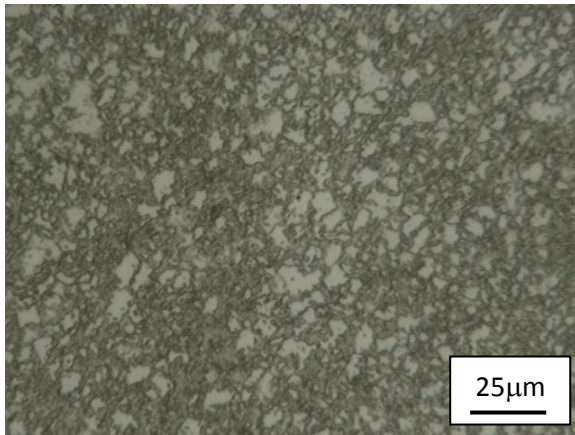
formado, possivelmente perlita. Essa pequena quantidade é sugerida pelas discretas porções escurecidas na Figura 29(a) e brancas na Figura 29(b). Na difração de raios-X aparecem apenas os picos de ferrita, uma vez que dada à pequena quantidade de perlita, os picos referentes à cementita não foram revelados.

Os resultados referentes à microestrutura do aço normalizado e temperado considerando temperaturas de tratamento térmico no campo intercrítico são exibidos nas Figuras 30 a 32. Na Figura 30 são exibidas as imagens e o gráfico do material normalizado e temperado a 750°C. Observa-se a ocorrência de níveis elevados de ferrita (e obviamente menores de martensita), especialmente em comparação com as imagens apresentadas na Figura 27, para o material como recebido. Este resultados estão, aparentemente, coerentes, uma vez que a temperatura empregada não levaria à transformação de uma grande quantidade de austenita no aquecimento e, consequentemente, à formação de uma porção elevada de martensita. Similarmente ao metal como recebido, não foi verificada a ocorrência de austenita retida através de difração de raios-X.

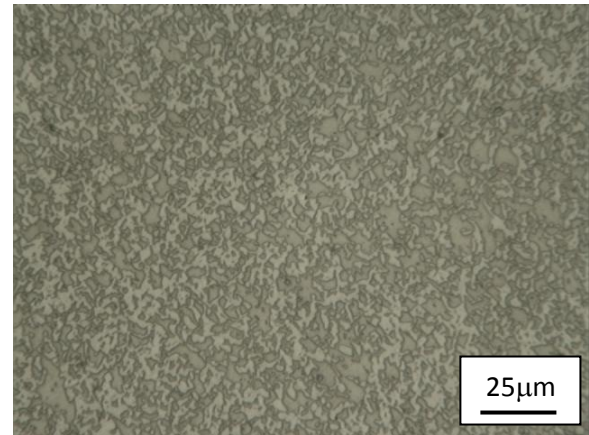
Considerando o aço normalizado e temperado a 775°C, Figura 31, verifica-se que, aparentemente, há mais regiões escuras na Figura 31(a) e mais regiões claras na Figura 31(b), ou seja, a quantidade de martensita parece ter aumentado em relação ao material normalizado e temperado a 750°C. Essa análise é confirmada ao observar o efeito da temperatura durante o processamento térmico, visto que ao utilizar um valor mais elevado, uma maior quantidade de austenita é formada no aquecimento e, portanto, mais martensita aparece no resfriamento brusco. Também não foi constatada a presença de austenita retida.

Nas Figuras 32 e 33, referentes à têmpera do aço *dual phase* com aquecimento a 800°C e 825°C, respectivamente. Para a primeira condição, o comportamento do material é similar ao descrito no último parágrafo, sugerindo que o aumento da temperatura na têmpera leva a uma redução na quantidade de ferrita e aumento na quantidade dos demais constituintes (martensita e talvez bainita). No caso da imagem com o ataque químico com Nital não ficar nítida nesse sentido, o ataque químico com Le Pera revela, a princípio, aumento na quantidade das áreas brancas. Estes resultados estão coerentes. Por fim, mais uma vez, não há indícios da ocorrência em quantidade significantes de austenita retida. Para o aço temperado a 825°C, por outro lado, as imagens sugerem uma diminuição na quantidade de martensita e aumento de ferrita, o que não está de acordo, a princípio, com o tratamento térmico realizado.

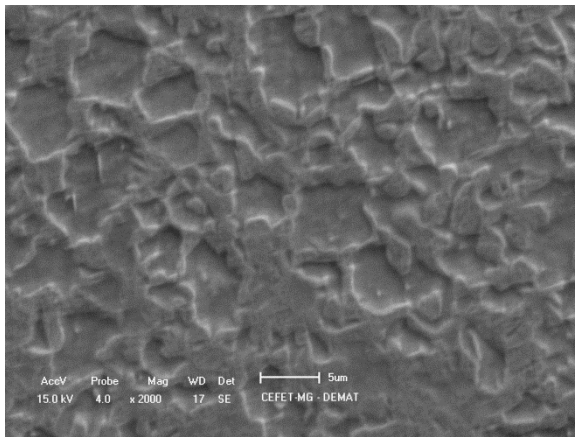
Figura 28: Microestrutura do aço *dual phase* no estado como recebido:



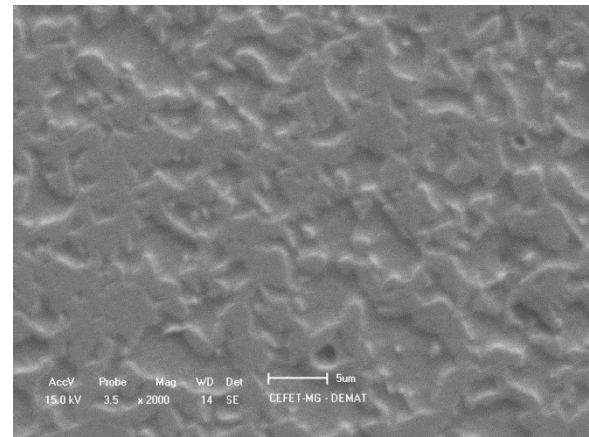
(a)



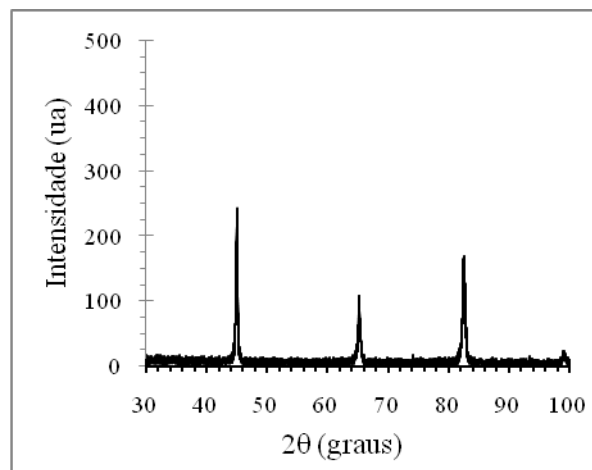
(b)



(c)



(d)

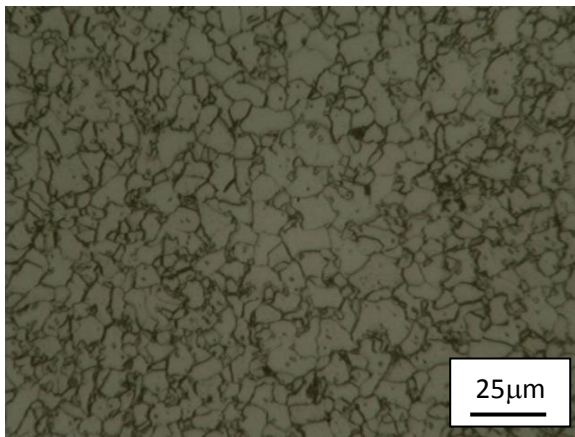


(e)

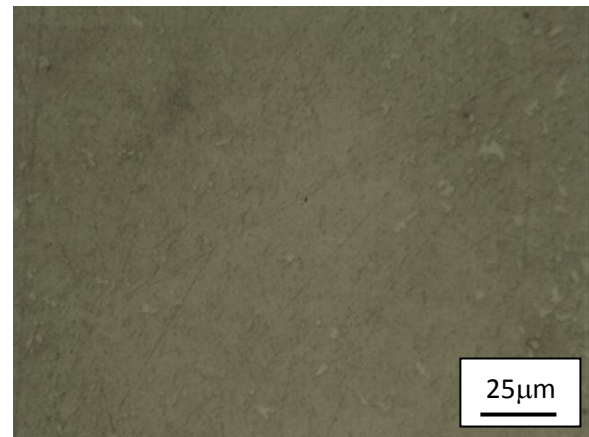
(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor

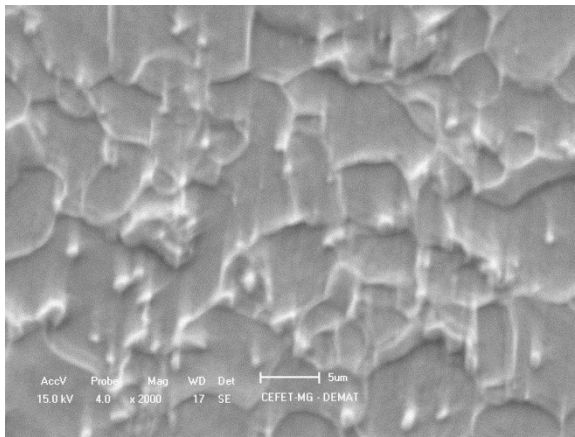
Figura 29: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos):



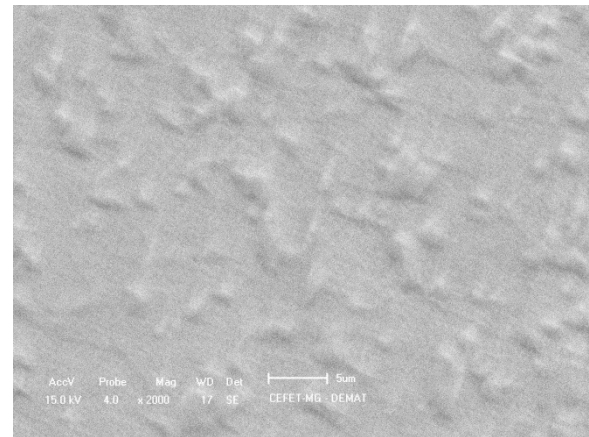
(a)



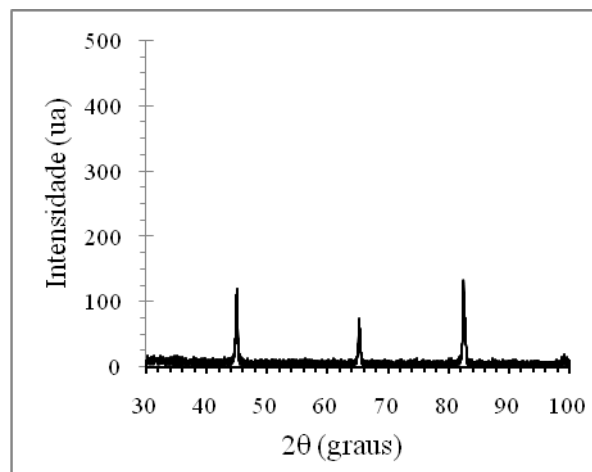
(b)



(c)



(d)

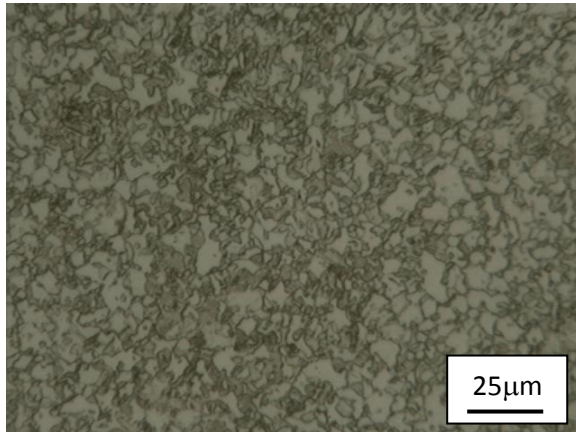


(e)

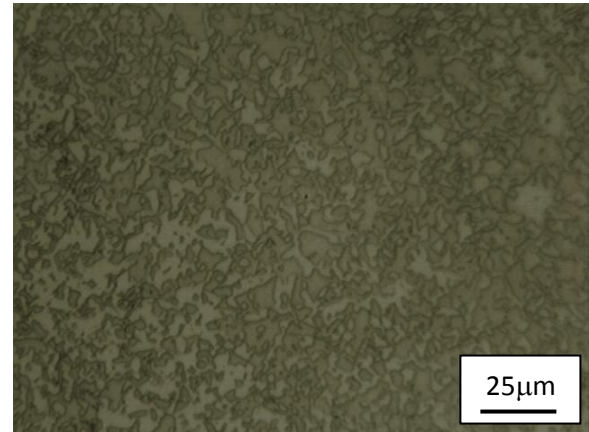
(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

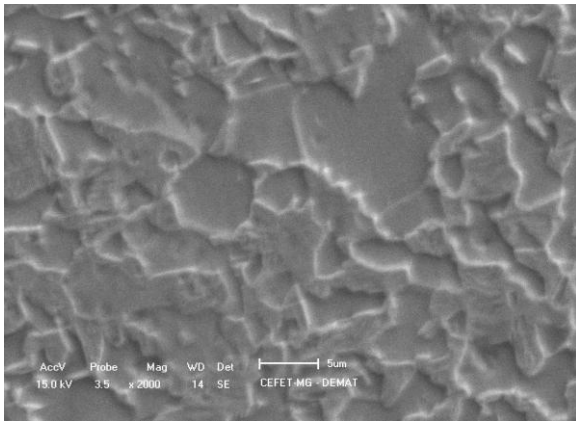
Figura 30: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (750 °C, 30 minutos):



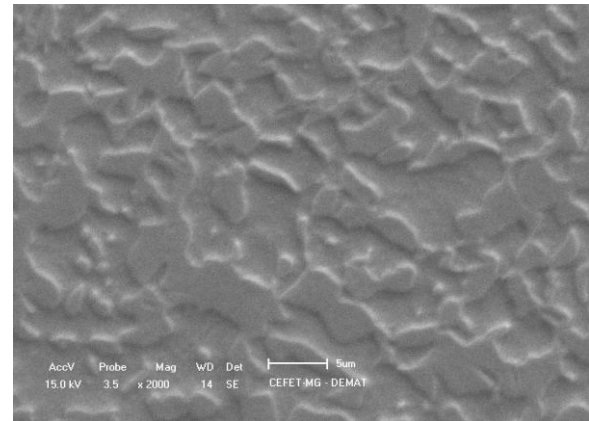
(a)



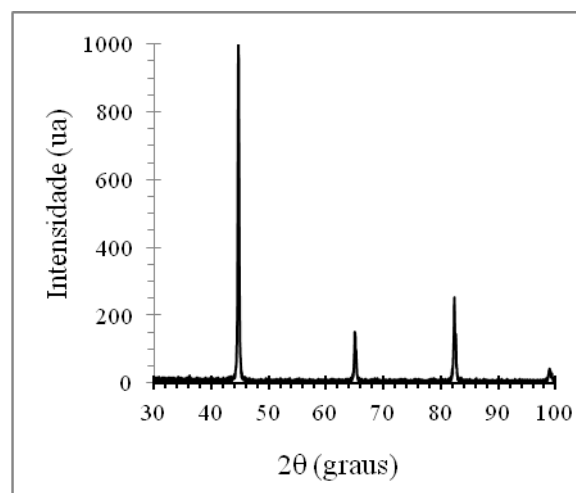
(b)



(c)



(d)

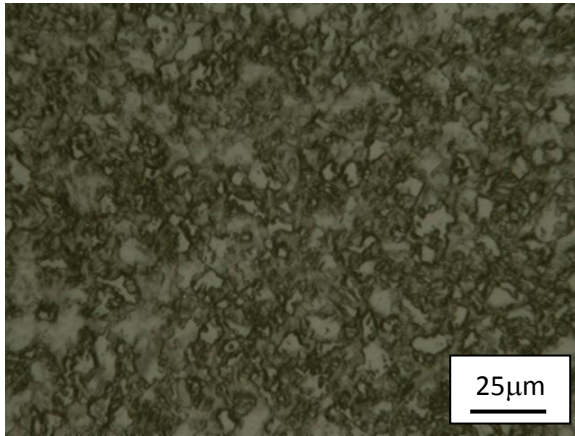


(e)

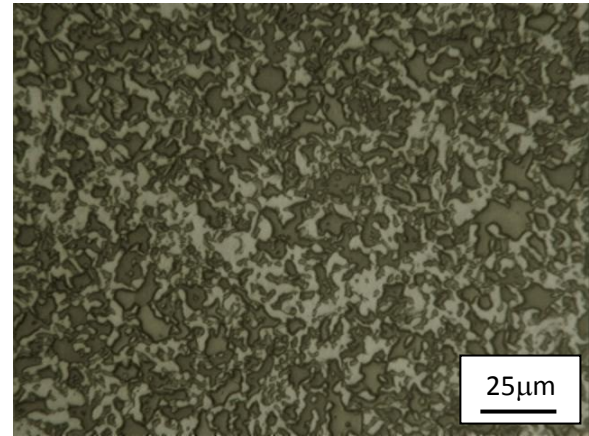
(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

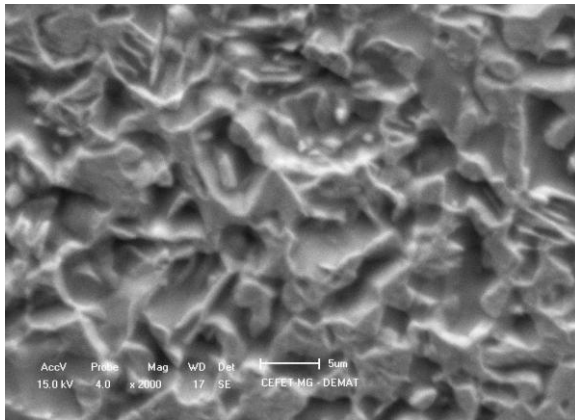
Figura 31: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (775 °C, 30 minutos):



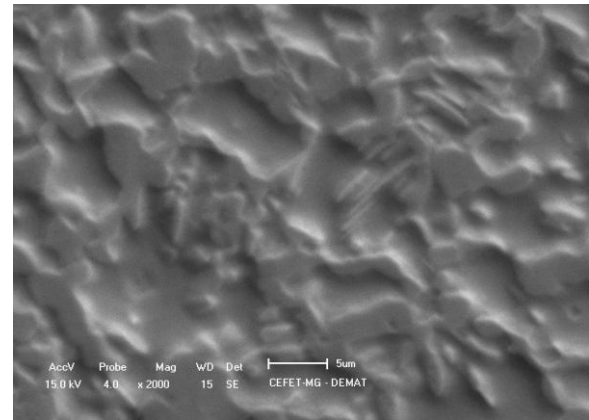
(a)



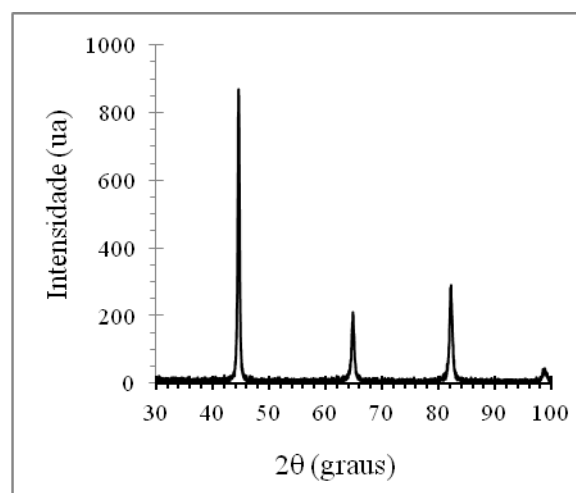
(b)



(c)



(d)

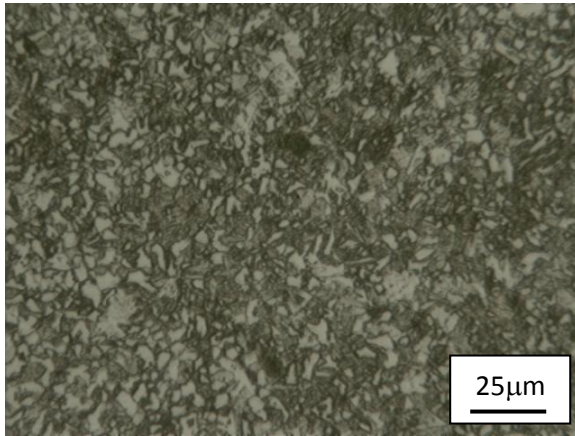


(e)

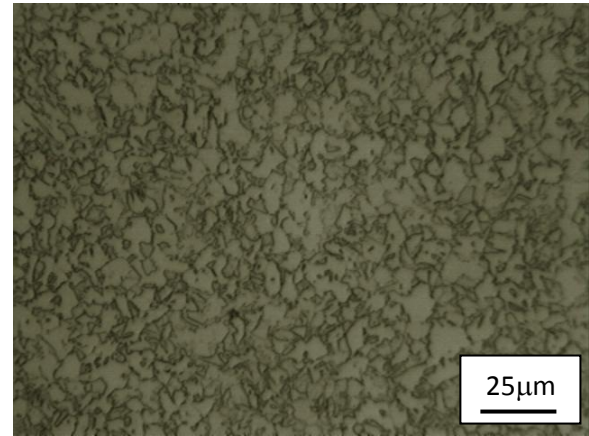
(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

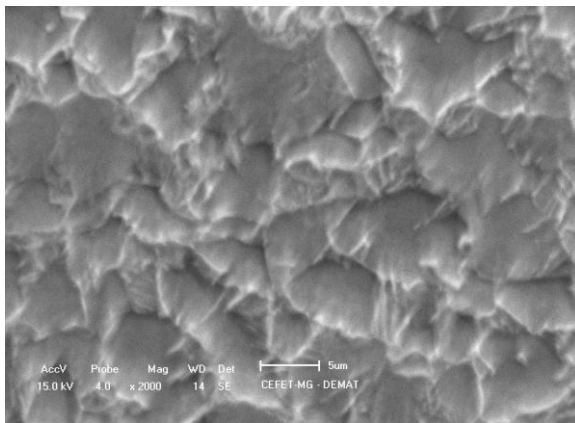
Figura 32: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (800 °C, 30 minutos):



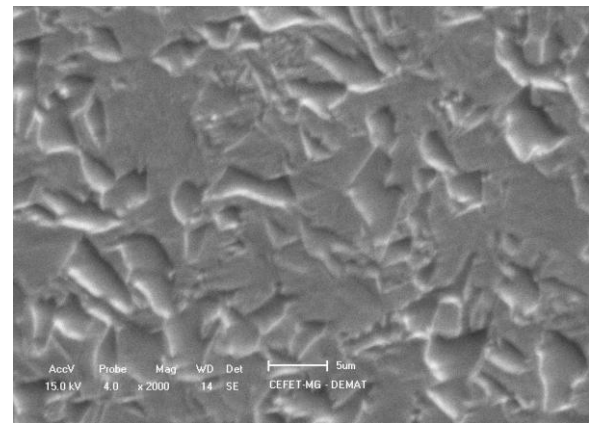
(a)



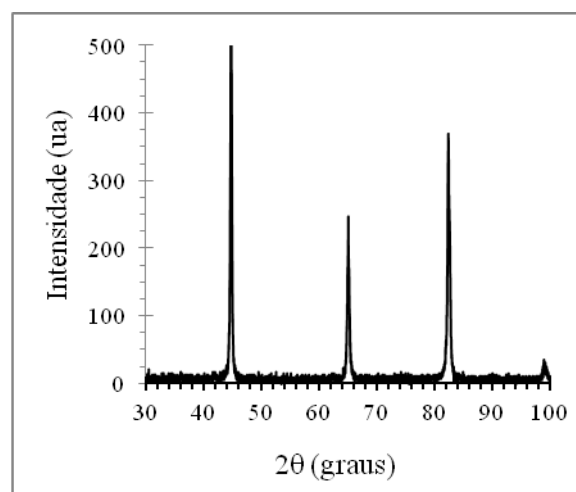
(b)



(c)



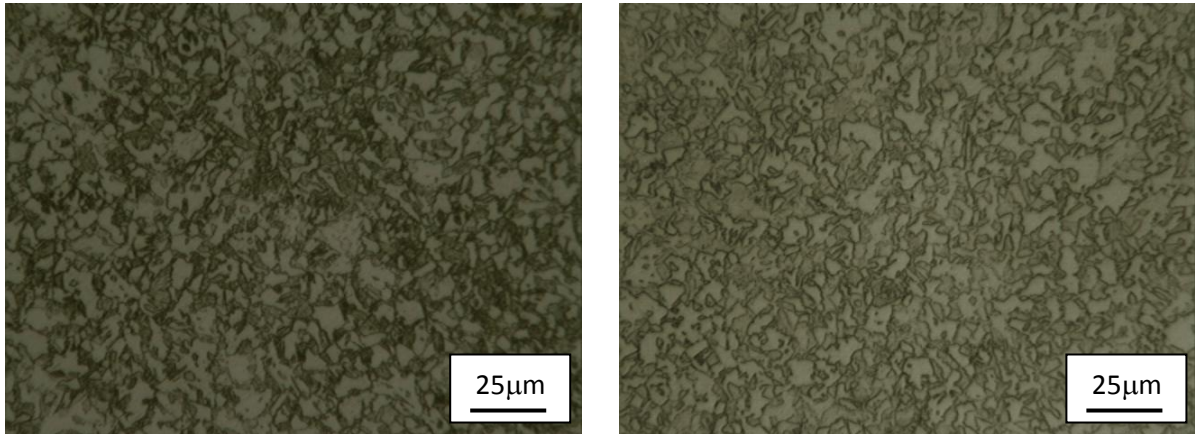
(d)



(e)

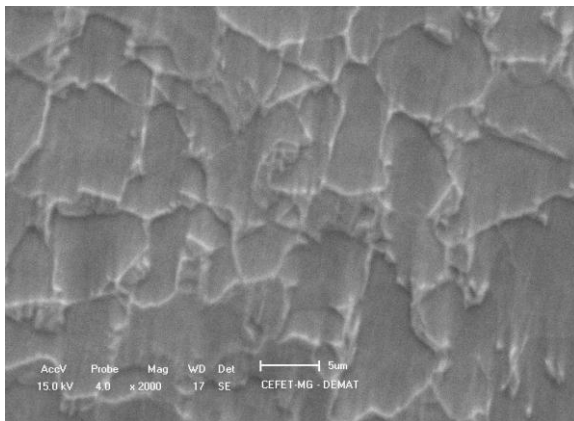
(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

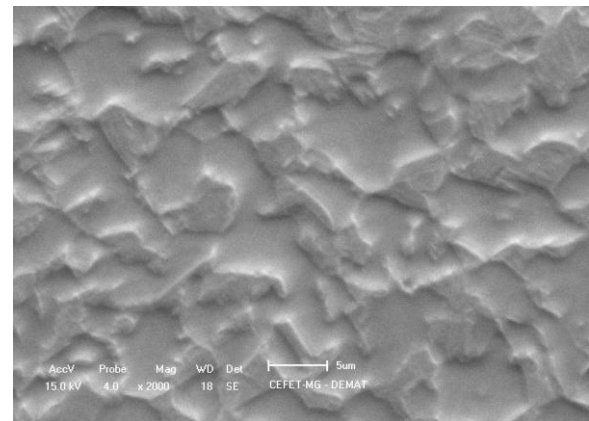


(a)

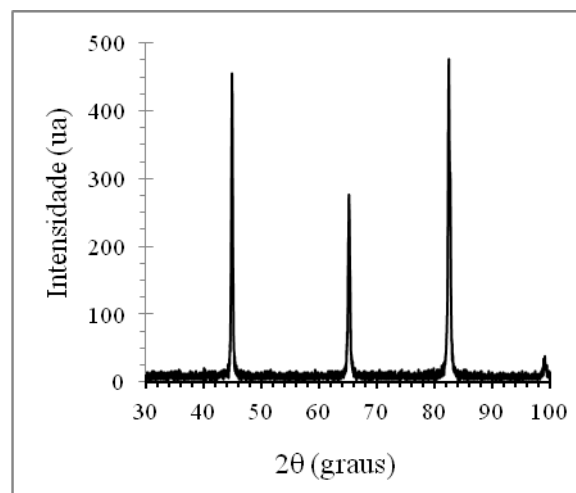
(b)



(c)



(d)



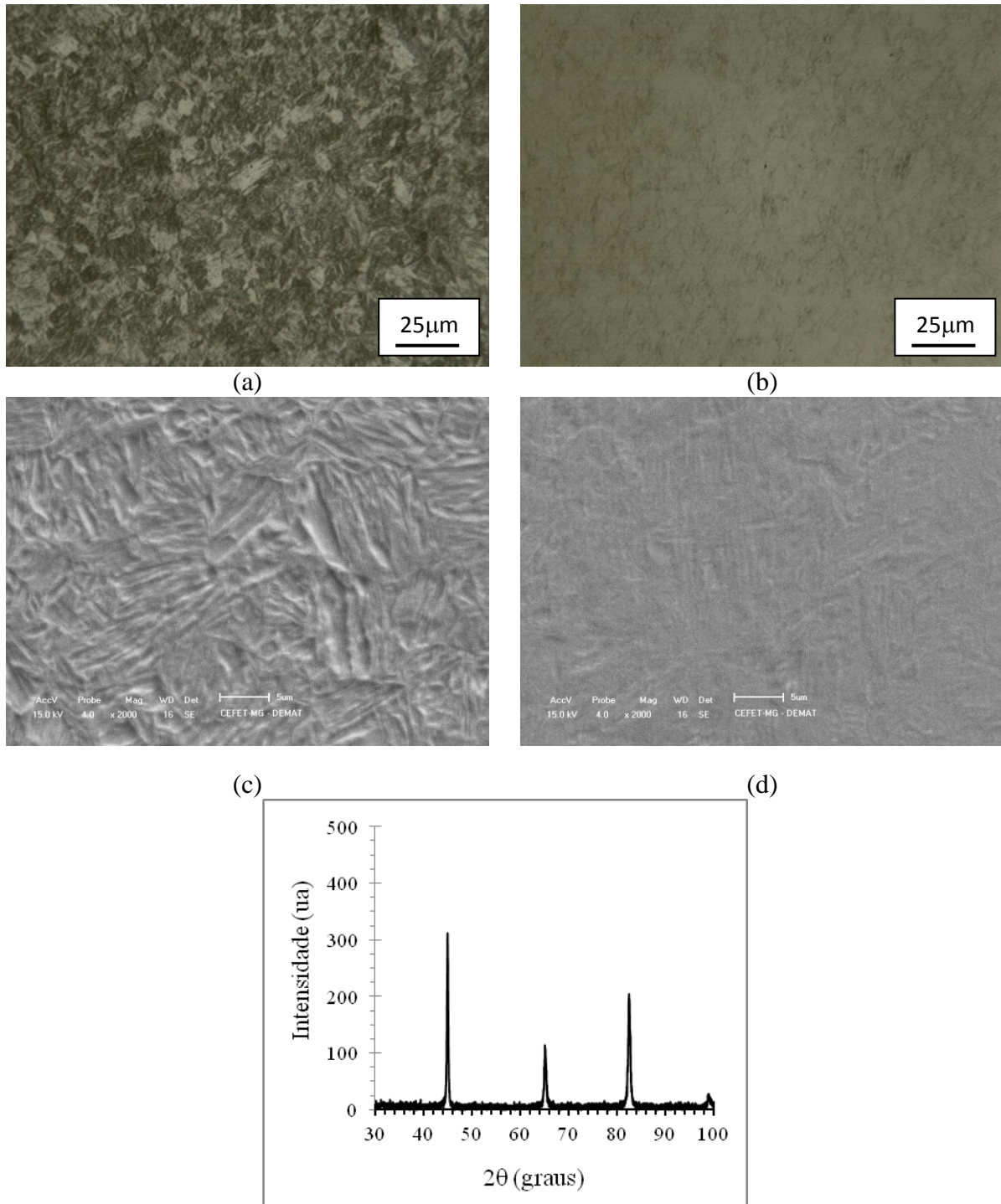
(e)

Figura 33: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (825 °C, 30 minutos): (a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e) DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

Na Figura 34 são mostrados os resultados referentes ao material com austenitização completa.

Figura 34: Microestrutura do aço *dual phase* normalizado (880°C, 30 minutos) e temperado em água (880°C, 30 minutos):



(a) MO/ataque Nital 5%, (b) MO/ataque Le Pera, (c) MEV/ataque Nital 5%, (d) MEV/ataque Le Pera, (e)

DRX.

FONTE: Produzido pelo autor.

Em relação ao aço normalizado e temperado com temperatura de aquecimento de 880°C, ou seja, austenitizado completamente, percebe-se a presença quase completa de martensita, conforme esperado. Ressalta-se que essa martensita é de teor de carbono relativamente baixo, mas ainda assim apresenta estrutura tetragonal de corpo centrado e formação através de cisalhamento da estrutura cristalina no resfriamento.

5.2. Análise Semiquantitativa da Microestrutura do Aço *Dual Phase*

Diante dos resultados apresentados nas imagens da microestrutura do material, tanto no estado inicial quanto tratado termicamente, foi feita a análise semiquantitativa do mesmo visando quantificar as fases presentes no aço do estudo em questão. Não foi realizado este tipo de análise para o aço no estado normalizado apenas e normalizado e temperado a 880°C, uma vez que para a primeira condição observou-se de maneira clara que praticamente só havia ferrita e para a segunda que praticamente só havia martensita.

Na Tabela 3 são mostrados os resultados médios obtidos a partir da análise das 10 imagens do material para cada condição, indicando a porcentagem das regiões claras verificadas no material atacado com o reagente Nital 3% e com o reagente Le Pera.

Tabela 3: Resultados médios da análise semiquantitativa do aço.

condição - material	Nital3% regiões brancas	Le Pera regiões brancas
estado como recebido	37%	43%
apenas normalizado	-	-
normalizado e temperado a 750°C	54%	38%
normalizado e temperado a 775°C	48%	51%
normalizado e temperado a 800°C	36%	60%
normalizado e temperado a 825°C	48%	49%
normalizado e temperado a 880°C	-	-

FONTE: Produzido pelo autor.

Com os resultados apresentados na tabela anterior, pode-se quantificar os constituintes martensita e ferrita do material. A quantidade de bainita foi calculada através da diferença entre 100% e a porcentagem de ferrita e martensita somadas no material. Como não foram observados picos representativos de austenita na caracterização por difração por raios-X, a austenita retida não é considerada na análise. Na Tabela 4 são mostradas as porcentagens de cada constituinte do aço nas condições avaliadas no trabalho.

Tabela 4: Proporção dos constituintes no aço *dual phase* nas condições investigadas no trabalho.

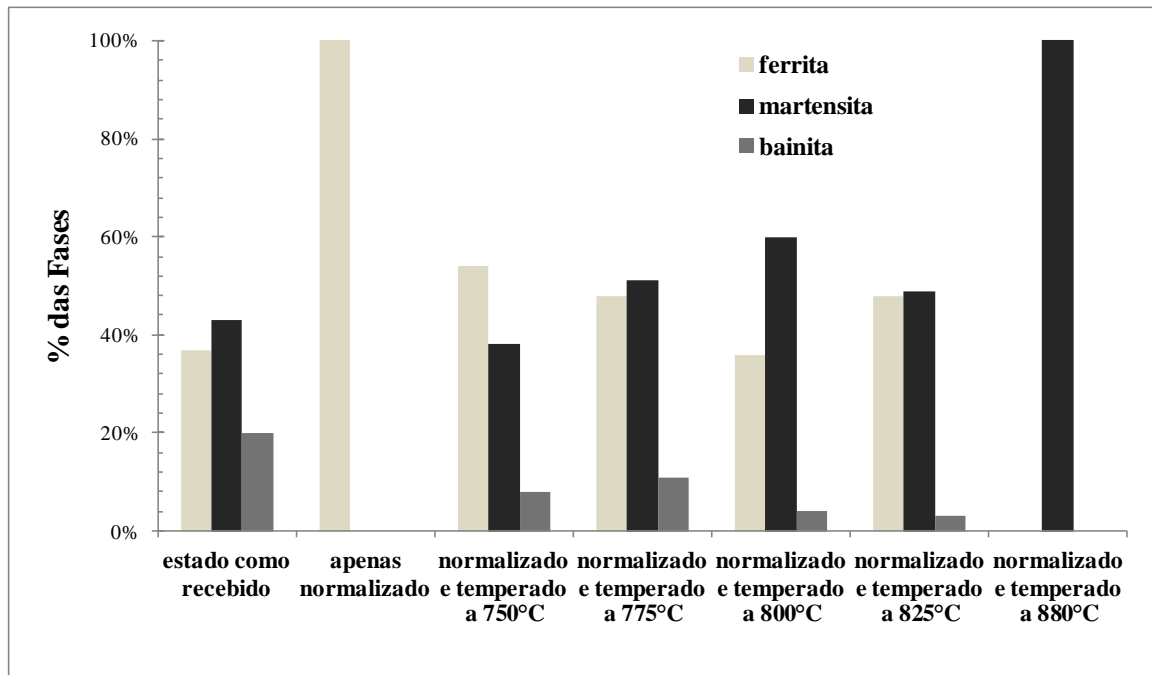
condição - material	ferrita	Martensita	Bainita
estado como recebido	37%	43%	20%
apenas normalizado	~100%	-	-
normalizado e temperado a 750°C	54%	38%	8%
normalizado e temperado a 775°C	48%	51%	11%
normalizado e temperado a 800°C	36%	60%	4%
normalizado e temperado a 825°C	48%	49%	3%
normalizado e temperado a 880°C	-	~100%	-

FONTE: Produzido pelo autor.

Através dos resultados apresentados na Tabela 4, percebe-se que, com exceção da condição na qual a temperatura de aquecimento na têmpera é de 825°C, o aumento na temperatura intercrítica levou ao desenvolvimento de uma maior quantidade de martensita e menor de ferrita. Comparando esses resultados com o do material como recebido, considerando o teor de martensita apenas, os dados sugerem que a temperatura na qual havia sido realizado o tratamento térmico do material estaria entre 750°C e 775°C. Entretanto, devido à quantidade de bainita aparentemente presente, outros fatores devem estar envolvidos nesses resultados. Na Figura 34 pode ser observada a formação dos constituintes para cada condição abordada no trabalho.

A seguir são apresentados os resultados de microdureza, fundamentais para avaliar não somente a propriedade do material, mas também para auxiliar a análise da microestrutura, pois variações representativas dos valores de dureza do material podem ser observados para microestruturas diferentes.

Figura 35: Quantificação das fases no aço *dual phase* nas condições investigadas no trabalho.



FONTE: Produzido pelo autor.

5.3. Microdureza do Aço *Dual Phase*

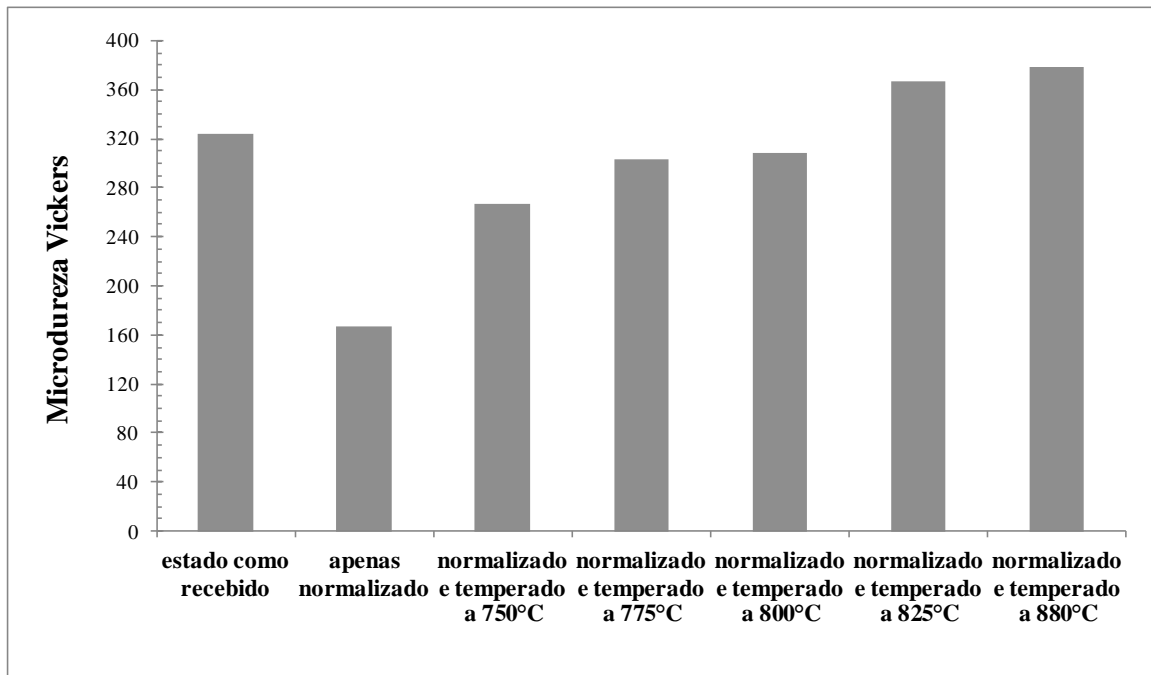
Os resultados médios obtidos nos ensaios de microdureza são exibidos na Tabela 5, seguida da Figura 35, na qual os dados são representados.

Tabela 5: Microdureza do aço *dual phase* nas condições investigadas no trabalho.

condição - material	microdureza mHV
estado como recebido	324
apenas normalizado	167
normalizado e temperado a 750°C	267
normalizado e temperado a 775°C	303
normalizado e temperado a 800°C	308
normalizado e temperado a 825°C	367
normalizado e temperado a 880°C	378

FONTE: Produzido pelo autor.

Figura 36: Dureza do aço *dual phase* nas condições investigadas no trabalho.



FONTE: Produzido pelo autor.

O material normalizado apresentou o menor valor de dureza por possuir uma microestrutura formada em sua maioria por ferrita. Com o aparecimento da martensita no material e diminuição na quantidade de ferrita, os valores de dureza foram elevados.

Considerando os tratamentos intercríticos, foi observado que o aumento na temperatura de aquecimento levou à elevação nos valores de dureza média. Para as situações nas quais as temperaturas foram de 750°, 775° e 800°, esses resultados estão de acordo com a microestrutura observada de forma qualitativa e com a avaliação semi-quantitativa dos constituintes. Entretanto, para a condição na qual a temperatura foi de 825°, a dureza foi mais elevada que nas outras três situações, contrastando com os resultados obtidos em termos da caracterização microestrutural, que mostram um decréscimo na quantidade de martensita e aumento na quantidade de ferrita. Dessa forma, os dados sugerem que a análise microestrutural possa não ter sido eficiente, possivelmente em relação ao ataque químico, que deve ser novamente realizado e as amostras avaliadas de maneira semi-quantitativa. Caso os novos dados não sejam coerentes, novos tratamentos devem ser realizados.

Para o aço no estado como recebido, a dureza é maior que no material normalizado e temperado a 800°C. Em termos de microestrutura, entretanto, essa condição apresentou 43% de martensita, valor inferior ao obtido para a temperatura de aquecimento de 775°C, apesar da dureza mais elevada. Uma razão provável para que a dureza do material no estado inicial seja maior que no estado normalizado e temperado não somente a 775°C como também a 800°C, mesmo com uma quantidade de martensita menor, é que pela análise semiquantitativa há cerca de 20% de um terceiro microconstituente na referida microestrutura, que supostamente se trata de bainita, totalizando 63% de microconstituintes com dureza mais elevada, próximo ao que é observado no material tratado a 800°C. Ressalta-se que no caso do material no estado como recebido as condições de processamento térmico e mesmo mecânico não são conhecidas, sendo que os resultados de dureza podem também se dar em função de encruamento prévio.

6. CONCLUSÕES

- As temperaturas A_1 e A_3 , ou seja, de início da transformação austenítica e de transformação austenítica completa, foram determinadas para o aço em estudo a partir de formulações da literatura.
- Foi verificado que, com exceção da temperatura 825°C , o aumento da temperatura intercrítica levou a um aumento na quantidade de martensita e uma diminuição na proporção de ferrita.
- A dureza aumentou com a temperatura intercrítica, o que, em geral, ocorreu de acordo com a observação da microestrutura do material.
- O material no estado inicial apresentou relativamente dureza elevada, compatível com os microconstituintes (e proporção) verificados: ferrita, martensita e bainita.
- Algumas incongruências sugerem a necessidade de aprimorar o procedimento metalográfico e a análise semiquantitativa das fases.

REFERÊNCIAS

- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.
- GHADBEIGI, H. et al. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, 2010, p. 5026-5032.
- HAN, Q. et al. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 18, 2011, p. 52-58.
- < http://dc123.4shared.com/doc/Sn_Jdbcp/preview.html.> Acesso em: 01 de abril de 2013.
- HAYAT, F.; UZUN, H. Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and fracture behavior of ship and dual phase steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 18, 2011, p. 66-72.
- INGARAO, G.; LORENZO, R.; MICARI, F. Analysis of stamping performances of dual phase steels: A multi-objective approach to reduce springback and thinning failure. **Materials and Design**, v. 30, 2009, p. 4421-4433.
- KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.
- 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, 2004, p. 482-487.
- 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 and Engineering A**, v. 518, 2009, p. 1-6.
- MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 2009. 157p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.
- VANDER VOORT, G.F. **Metallography: principles and practice**. Ohio: ASM International, 1999. 752p.
- WANG, W. et al. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. **Materials and Design**, v. 47, 2013, p. 510-521.