

CENTRO PAULA SOUZA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA DE ITAQUERA  
PROFESSOR MIGUEL REALE

ANDRÉ DE ALMEIDA GALDINO  
FELIPE JARDIM SILVA DE OLIVEIRA  
GUSTAVO HENRIQUE LIMA NASCIMENTO

**Caracterização do aço bifásico DP780 após tratamento térmico de  
recozimento intercrítico**

São Paulo  
2023

CENTRO PAULA SOUZA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA DE ITAQUERA  
PROFESSOR MIGUEL REALE

ANDRÉ DE ALMEIDA GALDINO  
FELIPE JARDIM SILVA DE OLIVEIRA  
GUSTAVO HENRIQUE LIMA NASCIMENTO

**Caracterização do aço bifásico DP780 após tratamento térmico de recozimento  
intercrítico**

Projeto científico elaborado como requisito parcial para a conclusão do Curso Superior de Tecnologia em Fabricação Mecânica.

Orientadora: Prof.<sup>a</sup> Dra. Nazir Monteiro dos Santos

Coorientador: Prof. Dr. Fabrício Iusuti de Medeiros

São Paulo  
2023

## FOLHA DE APROVAÇÃO

ANDRÉ DE ALMEIDA GALDINO  
FELIPE JARDIM SILVA DE OLIVEIRA  
GUSTAVO HENRIQUE LIMA NASCIMENTO

### Caracterização do aço bifásico DP780 após tratamento térmico de recozimento intercrítico

Projeto científico elaborado como requisito parcial para a conclusão do Curso Superior de Tecnologia em Fabricação Mecânica.

Orientador(a): Prof.<sup>a</sup> Dra. Nazir Monteiro dos Santos

Coorientador(a): Prof. Dr. Fabrício Iusuti de Medeiros

Aprovado em: \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

#### BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Nazir Monteiro dos Santos

Assinatura: \_\_\_\_\_

Instituição: FATEC ITAQUERA

Data \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

Prof. Dr. Fabrício Iusuti de Medeiros

Assinatura: \_\_\_\_\_

Instituição: FATEC ITAQUERA

Data \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

Prof. Me. Sandro Marcelo Martins

Assinatura: \_\_\_\_\_

Instituição: FATEC ITAQUERA

Data \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_

## **AGRADECIMENTOS**

A Prof.<sup>a</sup> Dra. Nazir Monteiro dos Santos por toda a dedicação e empenho na realização deste projeto.

Ao Prof. Dr. Fabrício Iusuti de Medeiros pelo empenho e apoio na análise dos ensaios de tração e micrografia.

Ao Prof. Dr. Silvano Leal dos Santos pelo apoio no Ensaio de Tração realizado na Fatec São Paulo.

Ao Prof. Me. Edgar de Souza Dutra pela ajuda com o embutimento das amostras na Fatec Itaquera.

Ao Prof. Me. Felipe Ribeiro Toloczko pelo apoio com a análise de micrografia.

Aos colegas de curso de Tecnologia em Fabricação Mecânica, pelo ambiente agradável, amizade e apoio.

## RESUMO

Os aços bifásicos possuem microestrutura de ferrita e martensita em torno de 10 a 20%, podendo haver em sua composição também as fases martensita-austenita ou até mesmo bainita, permitindo que valores de resistência à tração na faixa de 580 a 980 MPa sejam alcançados. Para avaliar a sua capacidade mecânica e abrangência em relação a sua aplicação na indústria automobilística, o desenvolvimento deste trabalho tem o propósito de realizar um tratamento térmico de recozimento intercrítico visando o alívio de tensões causadas pela fase martensítica. Após a realização do tratamento térmico, os resultados das propriedades resultantes foram estudados por meio de análises microscópicas e de ensaios mecânicos. Observou-se que após o tratamento térmico, as amostras apresentaram maior ductilidade e maior razão elástica, com redução no limite de resistência a tração, limite de escoamento e na dureza, em função da temperatura de recozimento intercrítico. Provavelmente, devido a formação de perlita de baixa dureza como foi detectado por microscopia óptica. A análise de Espectroscopia por energia dispersiva (EDS) mostrou presença de oxigênio e redução de carbono, silício e ferro nas microestruturas, quando comparadas com o aço DP780 como recebido.

**Palavras-chave:** Aço bifásico; Tratamento térmico; Recozimento intercrítico; Aço de alta resistência.

## ABSTRACT

Two-phase steels have a microstructure of ferrite and martensite around 10 to 20% and may also contain martensite-austenite or even bainite phases in their composition, allowing tensile strength values in the range of 580 to 980 MPa to be achieved. To evaluate its mechanical capacity and scope in relation to its application in the automotive industry, the development of this work has the purpose of performing an intercritical annealing heat treatment aiming at the relief of stresses caused by the martensitic phase. After carrying out the heat treatment, the results of the resulting properties were studied through microscopic analysis and mechanical tests. It was observed that after heat treatment, the samples showed greater ductility and higher elastic ratio, with a reduction in the tensile strength limit, yield strength and hardness, as a function of the intercritical annealing temperature. Probably due to formation of low hardness pearlite as detected by optical microscopy. Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) analysis showed the presence of oxygen and reduction of carbon, silicon, and iron in the microstructures, when compared with DP780 steel as received.

**Keywords:** Two-phase steel; Heat treatment; Intercritical annealing; High strength steel.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> - Diagrama do Alongamento (%) em função do Limite de Resistência à Tração (LRT) dos aços UHSS de primeira, segunda e terceira geração. ....	6
<b>Figura 2</b> - Diagrama de fases de temperatura, tempo e transformação (TTT) dos aços bifásicos. ....	9
<b>Figura 3</b> - Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica. ....	10
<b>Figura 4</b> - Microestrutura de um aço bifásico.....	11
<b>Figura 5</b> - Efeito dos elementos de liga nos aços AHSS. ....	12
<b>Figura 6</b> - Diagrama Ferro-carbono. ....	15
<b>Figura 7</b> - Preparação das amostras por metalografia. ....	20
<b>Figura 8</b> - Forno elétrico Tipo câmara 1200C da Grion. ....	22
<b>Figura 9</b> - Equipamentos utilizados para caracterização microestrutural das amostras .....	23
<b>Figura 10</b> - Equipamentos utilizados para caracterização mecânica das amostras. ....	25
<b>Figura 11</b> - Microestrutura do aço DP 780 obtida por microscopia óptica .....	27
<b>Figura 12</b> - Imagens (com ampliação de 2000x) e espectros EDS do aço DP 780 obtidas por MEV.....	29

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>4</b>
1.1 Justificativa .....	4
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA</b> .....	<b>5</b>
2.1 Aços avançados de alta resistência (AHSS) .....	5
2.2 Aços bifásicos (DP) .....	8
2.2.1 Processamento dos aços bifásicos .....	8
2.2.2 Microestrutura dos aços bifásicos .....	9
2.2.3: Influência dos elementos de liga nos aços bifásicos .....	11
2.2.4 Propriedades mecânicas dos aços bifásicos .....	13
2.3 Tratamento Térmico de Recozimento .....	13
2.3.1 Recozimento Pleno ou Supercrítico .....	14
2.3.2 Recozimento Intercritico .....	16
2.3.3 Recozimento Subcrítico .....	17
2.4 Microscopia óptica .....	17
2.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) .....	18
2.6 Dureza Rockwell (HR) .....	19
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>20</b>
3.1 Metalografia .....	20
3.2 Tratamento térmico do aço bifásico DP780 .....	21
3.3 Caracterização mecânica do aço DP 780 .....	24
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>25</b>
4.1 Microscopia óptica do aço DP 780 .....	25
4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia Dispersiva por raios-X (MEV/EDS) .....	27
4.1 Propriedades mecânicas do aço DP 780 .....	30
<b>5 CONCLUSÃO</b> .....	<b>32</b>
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>34</b>



## 1 INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência (AHSS-*Advanced High Strength Steels*) são muito utilizados na indústria automobilística devido sua grande resistência mecânica, baixo peso e excelente comportamento em colisões e conformabilidade, aumentando a segurança dos ocupantes do veículo em um possível impacto (KRIZAN et al., 2018). Por esse motivo, o aço bifásico (DP-*Dual Phase*) destaca-se devido as suas características microestruturais que são constituídas por fases duras de martensita em uma matriz ferrítica. Também podem ser encontrados outros constituintes, tais como bainita e austenita retida. A matriz ferrítica é responsável pela ductilidade do material e a fase martensítica proporciona alta resistência mecânica. Atualmente, a utilização dos aços avançados de alta resistência, como o aço DP780, restringe-se à indústria automobilística. Os setores siderúrgicos vêm aprimorando o desenvolvimento tecnológico de aços bifásicos laminados a frio e recozidos para ampliar a competitividade no mercado nacional, principalmente para produção de carrocerias (GURGEL et al., 2017). Nesse contexto, torna-se necessário aumentar o conhecimento sobre a evolução microestrutural durante o processo de recozimento, para obter melhores propriedades mecânicas necessárias para a ampliação de suas aplicações. Portanto, neste trabalho foi realizado um tratamento térmico de recozimento intercrítico no aço bifásico DP780-galvanizado a quente. As características da microestrutura e propriedades mecânicas foram estudadas antes e após o tratamento térmico, por meio das técnicas de Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e ensaios de tração e dureza Rockwell.

### 1.1 Justificativa

O aço bifásico DP 780 é amplamente utilizado como elemento estrutural e de segurança na indústria automobilística, sendo considerado um material avançado com alta resistência mecânica e ductilidade. De acordo com a microestrutura, composta pela presença de uma matriz ferrítica e uma segunda fase martensítica, o aço DP 780 possui excelente aplicação em partes de veículos que exigem alta conformabilidade,

tais como peças estruturais e reforços, que são as zonas de colisão dos automóveis com alta absorção de energia.

Para avaliar a capacidade mecânica e as características do aço DP 780 para aplicação na indústria automobilística, o propósito deste trabalho foi fazer um tratamento térmico de recozimento intercrítico e estudar as propriedades resultantes através de análises microscópicas e de ensaios mecânicos.

## **2 REVISÃO DA LITERATURA**

### **2.1 Aços avançados de alta resistência (AHSS)**

Na década de 1970, ocorreu a primeira crise mundial do petróleo, gerando aumento no seu valor de mercado e proporcionando uma crescente conscientização ecológica. Essa crise forçou a indústria automobilística a aperfeiçoar a construção de seus veículos para satisfazer as novas exigências de preservação ambiental, segurança veicular e aumento de eficiência energética (MONTESANO, 2019).

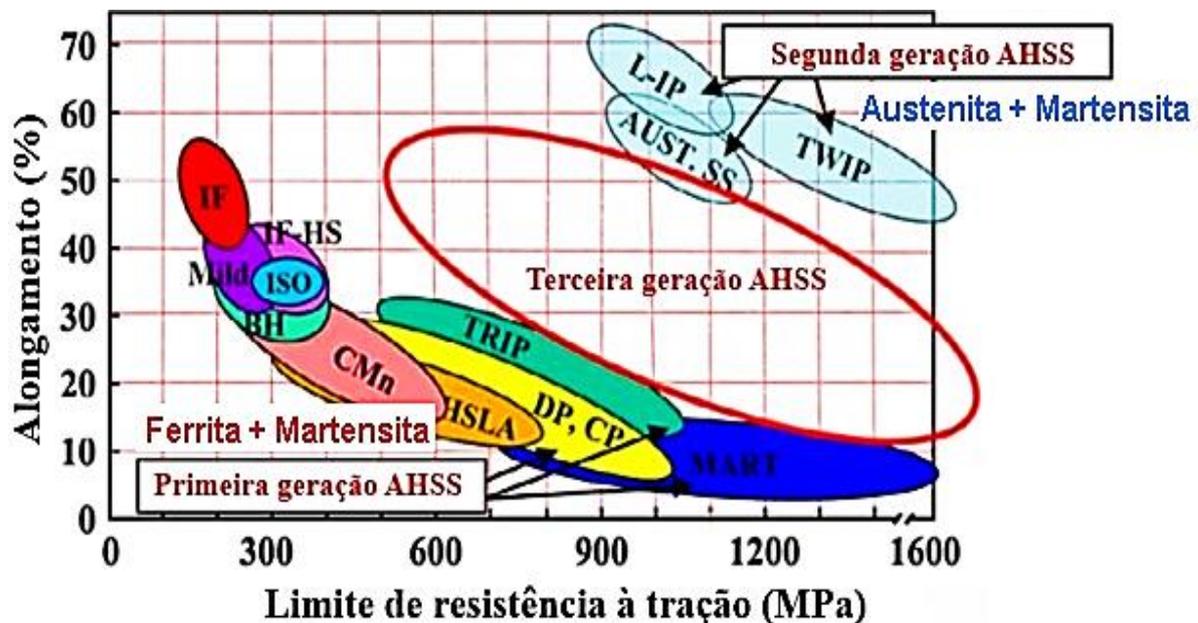
Para atender essa necessidade do mercado, as indústrias siderúrgicas passaram a desenvolver materiais de alta resistência para aumentar a integridade estrutural e a resistência ao impacto dos veículos automotivos, proporcionando uma redução de peso e de custo de seus produtos (GORNÍ, 2008).

Com imposições severas quanto ao consumo de combustível, questões ambientais e restrições rigorosas à emissão de CO<sub>2</sub> foram decretadas pelos governos de diversos países, e na década de 1990 surgiu o grupo de pesquisa siderúrgica mundial ULSP (*Ultra-Light Steel Program*) com o desafio de aprimorar as ligas de aço, para produção de automóveis mais leves e resistentes a colisões. O grupo desenvolveu o projeto ULSAB (*Ultra-Light Automotive Body Steel*) para o aperfeiçoamento da classe de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), aliando resistência e ductilidade em função de sua microestrutura. Através de um novo projeto ULSAB – AVC (*Ultra-Light Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts*) o grupo estabeleceu outros métodos de produção e pode comprovar a capacidade dos aços AHSS satisfazerem as novas exigências de eficiência energética, segurança e redução de peso nas carrocerias dos automóveis (KILIC; OZTURK, 2014).

Os aços AHSS são materiais multifásicos com uma microestrutura constituída por uma matriz ferrítica pura e fases duras de martensita, podendo ainda conter bainita dispersas e/ou austenita retida em diferentes proporções (MONTESANO, 2019).

A figura 1 mostra a relação entre o alongamento (%) e o limite de resistência à tração (LRT), no qual o LRT aumenta com o aumento da razão austenita/martensita (acima de 5%) enquanto o alongamento total diminui. Segundo Martins, nos aços TRIP, toda a austenita residual se transforma em martensita nas primeiras fases antes da região de estricção (MARTINS, 2007).

**Figura 1** - Diagrama do Alongamento (%) em função do Limite de Resistência à Tração (LRT) dos aços UHSS de primeira, segunda e terceira geração.



Fonte: Adaptado de Montesano (2019).

A primeira geração de aços AHSS incluem os aços bifásicos (DP), aços martensíticos (MS), aços de fase complexa (CP) e os aços de transformação de fase induzida por deformação plástica (TRIP), como pode ser observado na Figura 1. Os aços bifásicos possuem microestrutura composta de ferrita com cerca de 10 a 40% de martensita ou partículas de martensita-austenita, podendo se formar bainita em um terceiro estágio, permitindo obter uma resistência a tração na faixa de 500 a 1200 MPa (SINGH; NANDA, 2014).

Os aços TRIP dispõem de uma excelente combinação de resistência e ductilidade devido a transformação da austenita retida em martensita durante a

deformação plástica. (HULKA, 2015; BHATTACHARYA, 2006; HAO, 2011 apud SINGH; NANDA, 2014).

Os aços de fase complexa (CP) apresentam uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita/bainita com pequena quantidade de martensita, austenita retida e perlita, obtendo uma boa resistência durante operações de estiramento e flangelamento (MONTESANO, 2019).

Os aços martensíticos (MS) são compostos por uma matriz martensítica com pequenas quantidades de ferrita e/ou bainita, sendo capazes de atingir os mais altos valores de LRT, em torno de 1500 MPa (MONTESANO, 2019).

A segunda geração dos aços AHSS possuem elevados teores de elementos de liga proporcionando propriedades mecânicas superiores aos aços de primeira geração. São formadas pelos aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) e aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS), como pode ser visto na Figura 1. Os aços TWIP utilizam como elemento de liga altos teores de manganês, cerca de 17 a 20% para manter uma estrutura austenítica à temperatura ambiente. É capaz de atingir valores de LRT em torno de 1000 MPa com alongamento de 50%, no entanto possui um custo elevado devido seu processo de fabricação e fragilização por hidrogênio (FONSTEIN, 2015 apud MONTESANO, 2019).

Os aços AUST SS contêm teores de cromo na faixa de 16 a 26% e 8% de níquel. Sua alta resistência mecânica ocorre pela transformação da austenita em martensita durante a deformação plástica (FONSTEIN, 2015 apud MONTESANO, 2019).

A terceira geração de aços AHSS ainda está em desenvolvimento, apresentando uma lacuna no diagrama, como apresentado na Figura 1. O objetivo é preencher esse espaço vazio com um novo tipo de aço, com propriedades intermediárias entre os aços de primeira e segunda geração. Os requisitos das propriedades mecânicas específicas ainda não estão bem definidos (SPEER, 2011 apud NETO; FUKUGAUCHI; PEREIRA, 2020). Porém, as empresas siderúrgicas estão investindo nos processos de tratamentos térmicos de têmpera e partição, austêmpera de ligas bainítica e recozimento intercrítico de aços TRIP com baixo teor de manganês (Mn). Para a obtenção da estabilidade da austenita, são adicionados elementos de liga como alumínio (Al), silício (Si) e fósforo (P) para manter uma fração de austenita retida na microestrutura e possibilitar alta ductilidade do aço. Para

melhorar as propriedades mecânicas, elementos como molibdênio (Mo) e nióbio (Nb) também podem ser adicionados.

## **2.2 Aços bifásicos (DP)**

Os aços bifásicos são designados pelos seus valores de limite de resistência à tração (LRT) e o aço DP 780 possui valor de LRT de 780 MPa. Normalmente, os aços bifásicos possuem uma microestrutura composta de uma matriz ferrítica macia e ilhas de martensita, com a possibilidade de retenção de austenita e/ou bainita. Essa microestrutura contribui para alcançar altos valores de LRT e ausência de patamar de escoamento na curva de tensão versus deformação (ZHANG et al., 2016 apud MONTESANO, 2019).

### *2.2.1 Processamento dos aços bifásicos*

Os aços bifásicos podem ser produzidos tanto por laminação a quente quanto por laminação a frio.

O processo de laminação a quente consiste em aquecer o material até atingir um certo grau de maleabilidade para que ocorra a conformação plástica das peças de trabalho. Durante a solidificação, ocorre a transformação de uma fração de austenita em ferrita e realizando o resfriamento rápido do material em temperatura de bobinamento inferior ao início da transformação martensítica, ocorre a transformação da austenita residual em martensita.

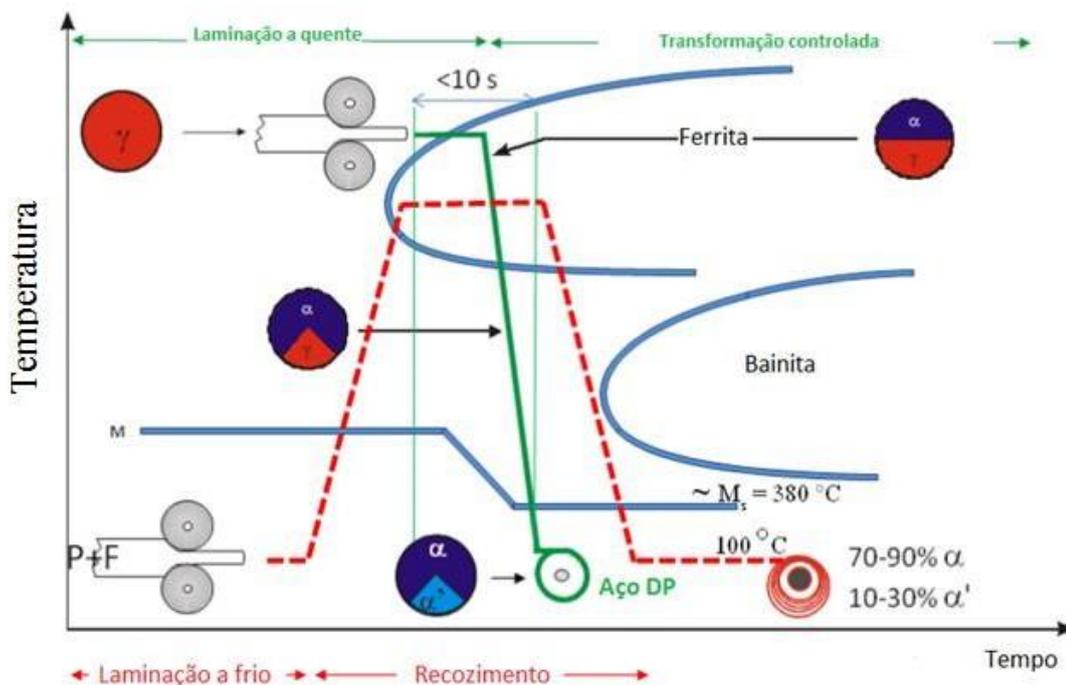
A laminação a quente é muito utilizada em projetos estruturais, pois permite uma grande variedade de formas e peças grandes para aplicações que exigem maiores espessuras, como por exemplo em colunas de reforço em automóveis e chassis. A adição de elementos de liga altera as curvas de resfriamento contínuo, facilitando a obtenção da microestrutura desejada (ALLAM, 2015).

No processo de laminação a frio, a chapa de aço passa por um processo de conformação à temperatura ambiente, permitindo sua recristalização, sem a preocupação com a alteração de formato e volume do material. Na laminação a frio, ocorre um aumento na resistência e dureza do aço diminuindo a capacidade de deformação plástica, ou seja, sua ductilidade. Por isso, é necessário submeter o material laminado a frio a um processo de recozimento contínuo ou por um processo

de galvanização por imersão à quente. No recozimento, o material é aquecido até a região intercrítica (entre A1 e A3) do diagrama Fe-C para formação das fases ferrita-austenita ( $\alpha+\gamma$ ), seguida de um resfriamento lento para a transformação da austenita remanescente em martensita, resultando na microestrutura ferrita-martensita (ALLAM, 2015; SINGH; NANDA, 2014).

A Figura 2 apresenta o diagrama de fases (TTT) de transformação de resfriamento contínuo mostrando as duas rotas de processamento dos aços bifásicos e indicando os parâmetros de temperatura em função do tempo para as transformações de fases.

**Figura 2** - Diagrama de fases de temperatura, tempo e transformação (TTT) dos aços bifásicos.



Fonte: Adaptado de Allam (2015).

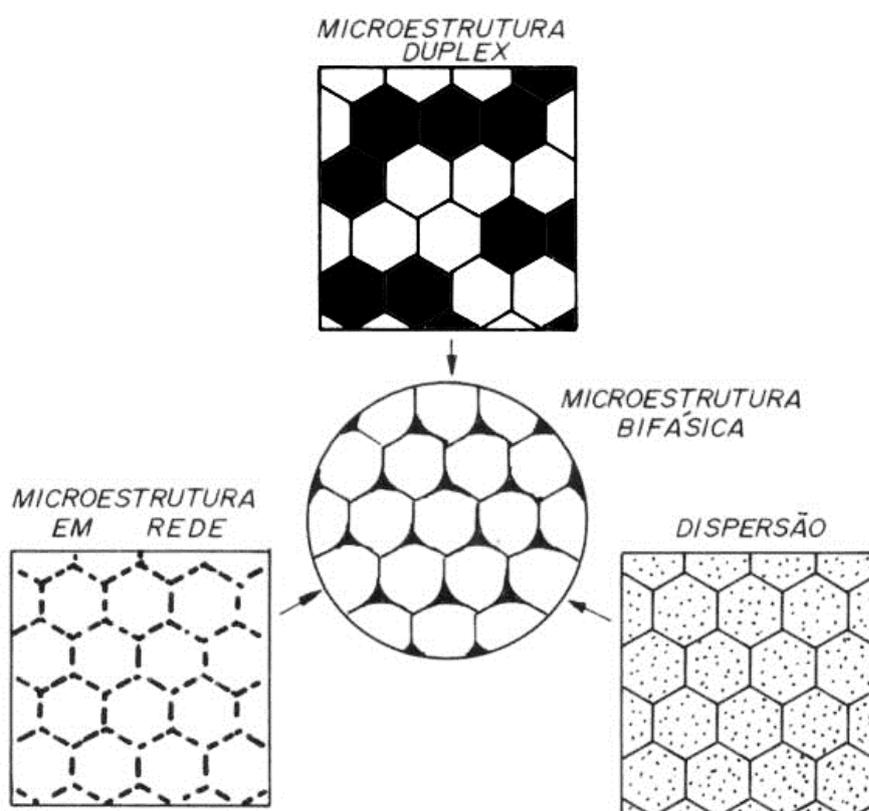
### 2.2.2 Microestrutura dos aços bifásicos

A microestrutura dos aços bifásicos é composta por uma matriz de ferrita poligonal com 10 a 20% de segunda fase constituída de martensita. A microestrutura dos aços bifásicos pode ser definida como o resultado da fusão de três fases morfológicas básicas, tais como a microestrutura duplex, microestrutura em rede e em dispersão. Na microestrutura bifásica, assim como na microestrutura duplex, as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais. Enquanto na

microestrutura em dispersão, a segunda fase dura (martensítica) é totalmente isolada pela matriz macia (ferrítica) e se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz, proporcionando alta ductilidade e conformabilidade do material (HORNBOGEN, 1980 apud GORNI, 1995).

Pode-se observar na figura 3, a microestrutura bifásica como sendo uma fusão das três morfologias das microestruturas duplex, em rede e em dispersão.

**Figura 3** - Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica.

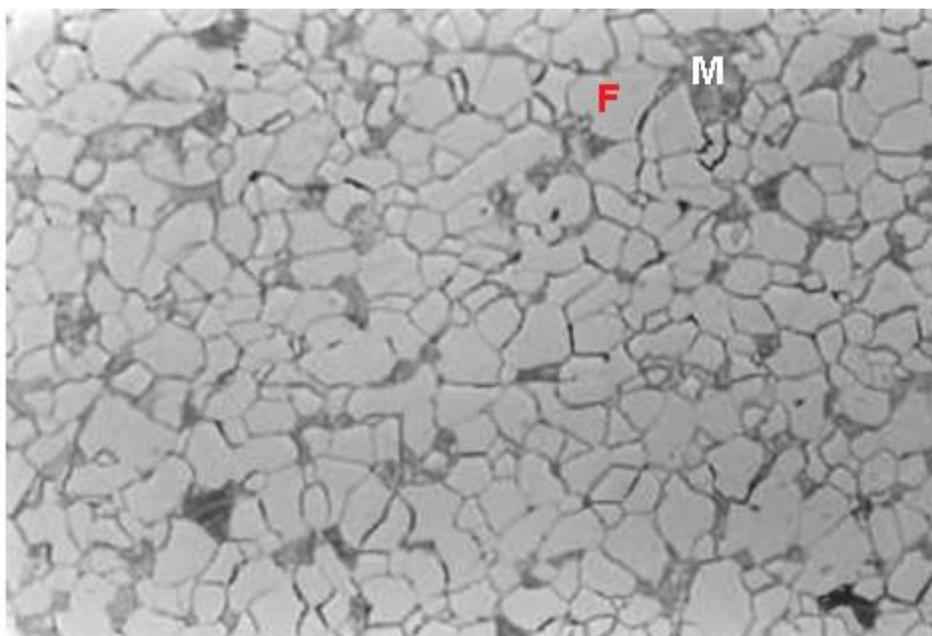


**Fonte:** Gorni (2008).

Na produção dos aços bifásicos por laminação a quente ou pelo processo de recozimento contínuo, primeiro ocorre a formação da matriz ferrítica que enriquece a austenita remanescente com carbono e com outros elementos de liga. Esse enriquecimento da austenita aumenta a temperabilidade do material e proporciona a transformação martensítica em temperaturas mais baixas. Esse atraso na formação da martensita causa tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, facilitando o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento (TIGRINHO, 2011).

Na figura 4, pode-se observar a microestrutura de um aço bifásico com elementos de liga (Mn-Si-Cr-Mo) e com matriz de ferrita poligonal (F) e ilhas de constituinte martensítico (M), obtida a partir da laminação a quente.

**Figura 4** - Microestrutura de um aço bifásico.



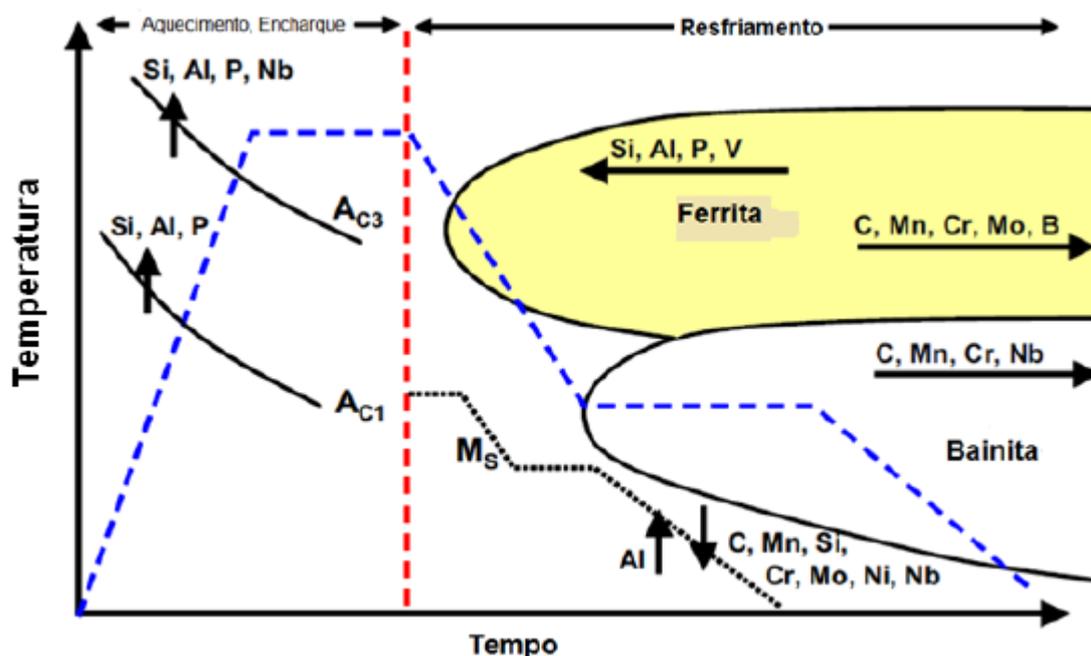
**Fonte:** Gorni (1995).

### *2.2.3: Influência dos elementos de liga nos aços bifásicos.*

Alguns elementos de liga têm sido utilizados na composição microestrutural dos aços bifásicos, com o objetivo de controlar a fração volumétrica de martensita formada após o tratamento térmico de têmpera e aumentar a resistência do aço. Os elementos de liga presentes em aços bifásicos compreendem carbono, silício, manganês e cromo (ALLAM, 2015).

A figura 5 apresenta um esquema do efeito dos elementos de liga na temperatura e cinética da transformação de fases dos AHSS.

Figura 5 - Efeito dos elementos de liga nos aços AHSS.



Fonte: Adaptado de Allam (2015).

O carbono (C) é o principal elemento de liga utilizado, pois aumenta a estabilidade da austenita e facilita a transformação em martensita durante o resfriamento brusco. Desse modo, o carbono é capaz de controlar a fração de segunda fase presente no aço e suas propriedades mecânicas e de conformabilidade (ELDIS et al., 1980 apud GORNI, 1989).

A adição de manganês (Mn) retarda as transformações das fases perlita e bainita, permitindo que a transformação da martensita aconteça (SAKUMA; HONEYCOMBE, 1985 apud ALLAM, 2015).

O silício (Si) também está presente na maioria dos aços bifásicos, inibindo a precipitação da cementita e fazendo com que a austenita se enriqueça de carbono, tornando-se mais estável (DRUMOND, 2012).

O Cromo (Cr) nos aços bifásicos aumenta a temperabilidade da austenita, diminuindo a taxa de resfriamento crítica para a sua transformação em martensita, estimulando a formação de ilhas de austenita com alta temperabilidade para garantir uma microestrutura final martensítica (DRUMOND, 2012).

#### *2.2.4 Propriedades mecânicas dos aços bifásicos*

As propriedades mecânicas de um aço bifásico são definidas em função das frações de ferrita e martensita. A ferrita pode ser endurecida por solução sólida, precipitação ou refino de grão, e a resistência da martensita está diretamente relacionada ao seu teor de carbono. Uma vez que as propriedades mecânicas do aço bifásico são dependentes das características dos seus constituintes, alguns parâmetros de processo como taxa de aquecimento e de resfriamento, tempo de encharque e temperatura de recozimento, devem ser controlados para atingir as propriedades finais desejadas (DRUMOND, 2012; DRUMOND et al., 2014).

A matriz ferrítica do aço bifásico proporciona um limite de escoamento mais baixo, associado a um elevado alongamento total uniforme, melhorando a ductilidade do material, enquanto a alta resistência mecânica, principalmente a dureza, é devido a segunda fase martensítica (MOHRBACHER, 2013).

### **2.3 Tratamento térmico de recozimento**

O tratamento térmico de recozimento consiste em aquecer o aço a uma temperatura elevada, durante um longo período de tempo e em seguida resfriar lentamente. Diversos tratamentos térmicos de recozimento são possíveis, as quais em sua maioria são responsáveis pela alteração das propriedades mecânicas do material (CALLISTER, 2012).

O processo de recozimento modifica a microestrutura de um material para melhorar suas propriedades, sejam elas mecânicas ou elétricas. Essa alteração é resultado da redução dos deslocamentos dos átomos na estrutura cristalina do material a ser recozido. Geralmente, o recozimento é realizado após um material ter passado por um processo de endurecimento ou trabalho a frio para evitar que ele se rompa por fragilidade ou para torná-lo mais moldável para operações subsequentes.

Os benefícios do processo de recozimento consistem em melhorar a conformabilidade do aço, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade, remover as tensões residuais formadas durante o processo de laminação a frio ou a quente, modificar as propriedades magnéticas e elétricas, ajustar o tamanho de grão e

regularizar a textura. Enfim, eliminar as irregularidades resultantes de tratamento térmico ou mecânico, realizado anteriormente no aço. (CALLISTER, 2012).

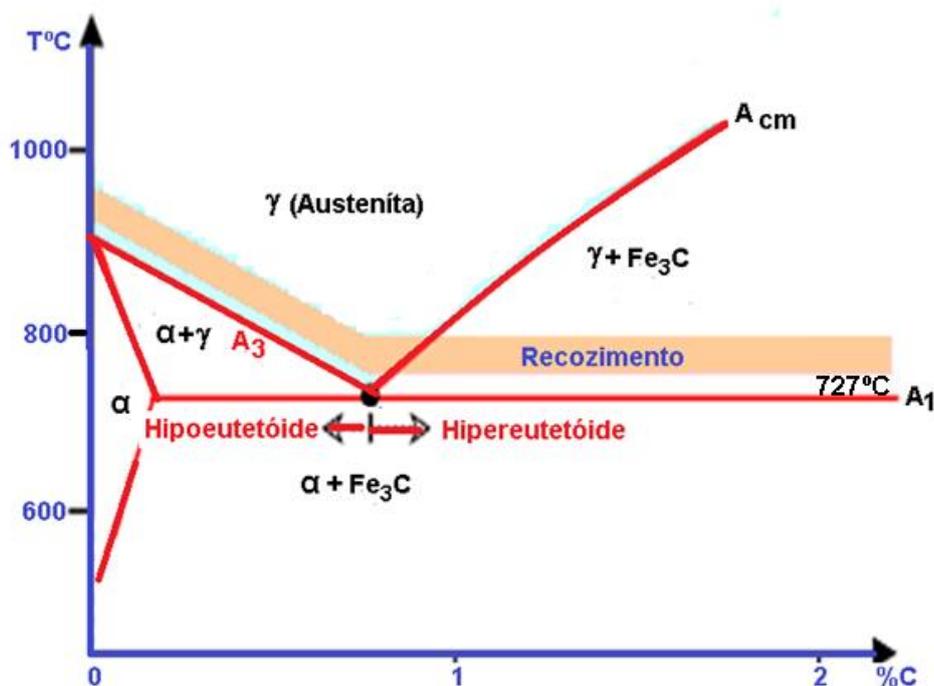
De acordo com Chiaverini (2003), o recozimento do aço pode ser classificado como: recozimento pleno ou supercrítico (ocorre acima da zona crítica), recozimento intercrítico (ocorre dentro da zona crítica) e recozimento subcrítico (ocorre abaixo da zona crítica).

### *2.3.1 Recozimento Pleno ou Supercrítico*

O recozimento pleno ou supercrítico consiste no aquecimento do aço acima da zona crítica, até que ocorra a austenitização completa da estrutura, seguido de um resfriamento lento em forno desligado. Esse tipo de tratamento aplica-se à todas as ligas de ferro-carbono e produz perlita grosseira na estrutura do aço.

Para os aços hipoeutetóides (0,008 a 0,77% C), a temperatura para recozimento pleno é em torno de 50°C acima do limite superior da zona crítica (linha A3), enquanto para os aços hipereutetóides (0,77 a 2,11 %C) é de 50°C acima do limite inferior (linha A1), como pode ser visto na Figura 5. Ao ultrapassar os limites estabelecidos, forma-se cementita ( $Fe_3C$ ) agulhada ou em rede nos contornos de grão da austenita ( $Fe \gamma$ ), fragilizando dessa forma o aço. A linha A1 representa o patamar isotérmico na temperatura eutetóide (727 °C), em que a temperatura permanecerá constante até que ocorra a completa transformação da austenita ( $Fe \gamma$ ) em perlita ( $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ ). A linha A3 indica o início da transformação da austenita ( $Fe \gamma$ ) em ferrita ( $Fe \alpha$ ) no resfriamento lento; a zona crítica é formada pelas linhas A1 e A3 que separa as regiões  $\alpha$  e  $\gamma$ , e a linha Acm indica a temperatura de transformação da austenita para  $\gamma + Fe_3C$ .

Figura 6 - Diagrama Ferro-carbono.



**Fonte:** Notas de aula preparadas pela Profa. Dra. Nazir M. Santos para a disciplina de Tratamentos Térmicos e Seleção de Materiais.

O recozimento pleno é utilizado em chapas trabalhadas, forjadas e fundidas em aços de médio e alto carbono. Após o processo de recozimento completo, a resistência, dureza, plasticidade e tenacidade do aço são significativamente reduzidas.

A microestrutura após o recozimento pleno de aço hipoeutetóide contém ferrita e perlita. O recozimento de aço eutetóide forma somente perlita (ferrita e cementita) e de aço hipereutetóide há formação de perlita e cementita.

Segundo Chiaverinni (2003), o recozimento pleno apresenta três estágios principais, que são: 1. Recuperação: fenômeno que acontece em baixas temperaturas, caracterizado pelo rearranjo das discordâncias para configurações mais estáveis na estrutura do material. Nesse estágio, ocorre pequena redução no limite de resistência e aumento da ductibilidade. 2. Recristalização: processo de nucleação de novos grãos equiaxiais, com baixas densidades de discordâncias e ocorre a temperaturas mais elevadas. A recristalização pode ser usada para refinar a estrutura do grão ou reduzir o tamanho de grão. 3. Crescimento de grão: ocorre pela migração de contornos de grão, difusão de átomos de um contorno de grão para outro. Nessa etapa ocorre 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.

### 2.3.2 *Recozimento Intercrítico*

O recozimento é classificado como intercrítico, quando a temperatura está entre A1 e Acm (para aços hipereutóides) ou entre A1 e A3 (para aços hipoeutóides), considerando as linhas A1, A3 e Acm representadas na fig. 6.

Nos aços hipoeutóides, quando a temperatura está entre A1 e A3 existe uma mistura de austenita (Fe  $\gamma$ ) e ferrita (Fe  $\alpha$ ), na qual a homogeneidade da estrutura austenítica depende do tempo de encharque e da temperatura aplicada no processo.

Durante o processo de recozimento contínuo dos aços bifásicos em temperaturas intercríticas, tanto a transformação austenítica como o tamanho do grão são decisivos para a formação da microestrutura e suas propriedades mecânicas (FONSTEIN, 2015).

Estudos foram realizados por Fostein, Mohanty e Girina (2011), com taxas de aquecimento entre 10 K/s e 50 K/s e foi observado que o tempo de difusão do carbono é menor para maior taxa de aquecimento, com redução do número de grãos de ferrita recristalizados e formação de ilhas de austenita mais grossas e alongadas no sentido da laminação. Maior tempo de difusão de carbono foi observado na taxa de aquecimento menor, no qual o processo de recristalização começa antes, e a microestrutura é constituída de grande fração de grãos de ferrita recristalizada facilitando a nucleação da austenita nos contornos de grão da matriz ferrítica e resultando em grãos finos e homogêneos de austenita.

Para a obtenção dos aços bifásicos (DP) é necessário aquecer a amostra a partir da temperatura ambiente até a temperatura intercrítica (região  $\alpha + \gamma$ ), onde ocorre a formação de austenita. Esse processo ocorre em três etapas: Nucleação instantânea da austenita na perlita ou nos contornos de grãos das partículas de cementita - seguido por um rápido crescimento da austenita até que os carbonetos estejam dissolvidos. O equilíbrio da ferrita e austenita de forma muito lenta com taxa que é controlada pela difusão do manganês (Mn) na austenita, sob condições de tempo muito longo de recozimento intercrítico em baixas temperaturas. O teor (%p) de austenita varia com a temperatura de recozimento intercrítico e com o teor inicial

de carbono do aço e é dependente dos elementos de liga (Mn e Si) se o tempo para a difusão não for o suficiente. Quanto maior a concentração de carbono (%C) na austenita mais difícil para completar a transformação da austenita em martensita, porque as temperaturas, inicial ( $M_i$ ) e final ( $M_f$ ) da transformação martensítica diminuem. Todas essas transformações afetam a microestrutura do aço bifásico e suas propriedades mecânicas.

### 2.3.3 Recozimento Subcrítico

O recozimento é classificado como subcrítico, quando a temperatura máxima de aquecimento durante o tratamento é inferior a linha A1, como pode ser observado na Figura 6.

O recozimento subcrítico não gera mudança estrutural nos aços e nem mudança significativa de suas propriedades. Esse tipo de recozimento é muito utilizado para reduzir as tensões residuais dos aços, provenientes de processos mecânicos e térmicos de fabricação, tais como usinagem, trabalho a frio e soldagem. O aparecimento de tensões residuais também pode surgir durante o resfriamento não uniforme de peças, que levam à expansão volumétrica de forma desigual (CHIAVERINI, 2003).

## 2.4 Microscopia óptica

A técnica de Microscopia óptica pode ser utilizada para análise microestrutural de diversos tipos de materiais, tais como materiais ferrosos (aços inoxidáveis, aços-carbono e ferros fundidos), e materiais não ferrosos, como por exemplo titânio, alumínio, tungstênio, vanádio e suas ligas. Na análise de microscopia óptica emprega-se luz visível, que incide sobre a amostra, passa por um conjunto de lentes objetivas e oculares, que formam e aumentam a imagem. O microscópio óptico de luz transmitida possui quatro lentes objetivas de 4, 10, 40 e 100, que aumentam a imagem em 40x, 100x, 400x e 1000x, respectivamente. A resolução que pode ser obtida em uma imagem é de 220 a 250 nm que corresponde a um aumento máximo de até 1400 vezes (COLPAERT, 2008). Através da análise microestrutural dos materiais é possível conhecer qualitativamente as fases, tamanhos de grão, presença de defeitos ou

transformações microestruturais após tratamentos térmicos, tratamentos termoquímicos ou termomecânicos e tratamentos de superfícies.

## **2.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia de energia dispersiva (EDS)**

Nesta técnica, o microscópio eletrônico de varredura utiliza um feixe de elétrons de pequeno diâmetro explorando a superfície da amostra ponto a ponto, por meio de linhas sucessivas. Os aparelhos modernos de MEV conseguem aumentos de até 300 mil vezes (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007).

O microscópio eletrônico de varredura é um equipamento capaz de fornecer informações sobre a morfologia e constituição química do material sólido com alta resolução e precisão, isso devido a diferentes formas de interação entre a emissão de elétrons e a superfície da amostra (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007). A energia do feixe de elétrons, geralmente varia entre 1 kV e 25 kV, e são produzidos elétrons secundários, elétrons retroespalhados, elétrons Auger e raios X característicos do material que são detectados para registrar a interação do feixe de elétrons com a superfície, revelando informações sobre a topografia da amostra. A camada mais superficial da amostra emite os elétrons secundários (elétrons de valência) que forma imagens da topografia da superfície. As camadas mais profundas emitem os elétrons retroespalhados que são mais sensíveis ao peso atômico da amostra, destacando por contraste as diferenças de composição química e permitindo analisar as diferenças das fases constituintes. Utilizando-se detectores apropriados, ainda é possível realizar uma análise química detalhada, correlacionando a composição mapeada com os sinais de raios X com as imagens da topografia da superfície (BUDINSKI, 2010).

Outra técnica muito utilizada é a Espectroscopia por energia dispersiva de raios-X (EDS) de forma acoplada ao MEV, que permite a análise sobre cada elemento químico através de absorção e emissão de elétrons. Como cada elemento químico libera fótons com frequência específica, o princípio do EDS é baseado na análise dos fótons liberados pelos átomos da amostra. Os elétrons de valência dos átomos e os íons constituintes são excitados, quando o feixe de elétrons do equipamento se choca sobre a superfície do material, mudando de níveis energéticos. Portanto, o EDS é um acessório muito importante no estudo de caracterização microscópica de materiais,

como por exemplo no estudo do aço DP 780. O MEV gera imagens com conformação tridimensional e de alta resolução do material, enquanto o EDS permite uma análise química qualitativa e semiquantitativa, dando uma estimativa da concentração dos elementos presentes na amostra. Os resultados da análise de EDS são apresentados na forma de um espectro da intensidade relativa dos picos em função da energia dispersiva.

## 2.6 Dureza Rockwell (HR)

Os ensaios de dureza Rockwell permite a medição direta da dureza, sendo um dos métodos mais utilizados nas indústrias devido a simplicidade, rapidez e pelo fato de não exigir habilidade do operador, evitando falha humana nas medidas. O ensaio de dureza é realizado em duas etapas: primeiro aplica-se uma pré-carga entre o indentador e o material a ser analisado, que garante a firmeza do contato entre o penetrador e o material ensaiado, além de evitar erro devido deformação elástica. Em seguida é feita a aplicação da carga mais intensa, carga de ensaio conforme escala (A até K) pré-determinada à faixa de dureza Rockwell. A máquina de ensaio utiliza penetradores do tipo esférico (aço temperado) para materiais moles (leitura na escala vermelha do mostrador), ou tipo cônico (diamante com 120° de conicidade) para materiais mais duros (leitura na escala preta do mostrador).

Existem dois tipos de durômetros: o durômetro normal para ensaio de dureza de modo geral, onde aplica-se uma pré-carga de 10 Kgf seguida da carga de ensaio que pode ser de 60, 100 ou 150 Kgf, na qual a divisão da escala equivale a 0,02 mm. O segundo tipo é o durômetro superficial que é indicado para materiais em folhas finas, lâminas ou camadas superficiais de materiais, onde cada divisão da escala equivale a 0,01 mm e aplica-se uma pré-carga de 3 Kgf seguida da carga de 15, 30 ou 45 Kgf. O grau de dureza é obtido medindo a diferença da profundidade entre a pré-carga e a carga de ensaio e é apresentado em um mostrador que vem acoplado no durômetro. O ensaio de dureza segue os procedimentos estabelecidos segundo as normas ISO 6508 (*Metallic Materials – Rockwell Hardness Test*) e ASTM E18 (*Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials*). No Brasil, a norma NBR ISO 6508 especifica os métodos de ensaios de dureza Rockwell, assim como a verificação de calibração dos durômetros e penetradores para os materiais metálicos.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Metalografia

Neste trabalho foi utilizado amostras de aço bifásico (DP 780), fabricado pela ArcelorMittal Vega, em sua unidade em São Francisco do Sul – SC e concedido para os estudos pela ArcelorMittal Gonvarri Brasil, Hortolândia – SP.

A preparação das amostras DP 780 foi executada de acordo com os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM E3-17: seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e análise em microscópio óptico.

As amostras foram cortadas de uma chapa de aço DP 780-galvanizada a quente utilizando um Cut-Off, Marca AROTEC, com disco diamantado e refrigeração, em seguida foram embutidas a quente utilizando-se resina baquelite, fig. 7 (a). Nessa etapa foi utilizada uma embutidora da fabricante Risitec, modelo RS-50 no Laboratório Metalografia da empresa Uliana Indústria Metalúrgica, em Suzano/SP, como pode ser visto na fig. 7 (b).

As amostras após tratamento térmico foram embutidas a frio utilizando uma mistura composta de resina poliéster e catalisador. Esta etapa foi realizada no Laboratório de Metalografia da Fatec Itaquera, fig. 7 (c).

**Figura 7** - Preparação das amostras por metalografia.



- (a) Amostras embutidas em baquelite, antes do tratamento térmico
- (b) Embutidora à quente Risitec, modelo RS-50 (baquelite)
- (c) Embutimento das amostras em resina, após tratamento térmico.

**Fonte:** Autoria própria.

O processo de lixamento teve como objetivo eliminar riscos e marcas profundas da superfície do material, preparando-o para o polimento. Nessa etapa, foram utilizadas lixas d'água com granulometrias de 80, 120, 250, 400, 600, 800 e 1200. O processo foi desenvolvido em uma politriz e lixadeira metalográfica, da marca Risitec, modelo Plr-II, disponível no Laboratório de Metalografia da empresa Uliana Indústria Metalúrgica, localizada em Suzano e as amostras após tratamento térmico foram lixadas utilizando uma politriz e lixadeira metalográfica, da marca Fortel, modelo PLF, disponível no Laboratório de Metalografia da Fatec Itaquera.

A etapa de polimento foi feita para obter um acabamento superficial isento de marcas, eliminando todos os riscos do processo de lixamento. Antes de realizar o polimento foi feita uma limpeza na superfície da amostra, removendo traços de abrasivos, solventes e poeiras. O procedimento foi realizado numa politriz com disco giratório de feltro, utilizando pastas de diamante com granulometria de 5  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ , sucessivamente.

### 3.2 Tratamento térmico do aço bifásico DP780

A tabela 1 mostra a composição química do aço DP 780 como recebido, conforme especificação da ArcelorMittal Brasil SA.

**Tabela 1** - Composição química (%p) do aço DP 780 como recebido

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>
0,1416	0,2860	1,980	0,0180	0,0014	0,0370	0,0110	0,0110	0,2410
<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>	<b>N</b>	<b>Sn</b>	<b>Ti</b>	<b>B</b>	<b>Ca</b>	
0,1100	0,0020	0,0020	0,0039	0,0020	0,0280	0,0003	0,0002	

**Fonte:** ArcelorMittal Brasil SA.

O tratamento de recozimento intercrítico das amostras de aço DP 780 foi realizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos da Fatec de Pindamonhangaba, utilizando um forno elétrico tipo câmara 1200 C da empresa Grion Fornos Industriais Ltda EPP, como pode ser visto na figura 8. Foram utilizadas seis amostras tamanho 2 cm x 2 cm, e três corpos de prova, para cada temperatura de tratamento. As amostras foram recozidas Intercriticamente em três diferentes temperaturas, 750°C, 780°C e 800°C, com taxa de aquecimento de 3°C/min, com tempo de encharque de 240 minutos e resfriadas lentamente dentro do forno durante 48 horas até a temperatura ambiente.

**Figura 8** - Forno elétrico Tipo câmara 1200C da Grion.



**Fonte:** Prof<sup>a</sup>. Dra. Nazir Monteiro dos Santos

### **3.2 Caracterização microestrutural das amostras de aço DP 780**

As amostras, como recebidas e tratadas termicamente por recozimento intercrítico, foram preparadas metalograficamente e caracterizadas

microestruturalmente por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e por Espectroscopia Dispersiva por raios-X (EDS).

Após a preparação metalográfica, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução contendo 2 ml de ácido nítrico diluído em 98 ml de álcool etílico (Nital 2%), de acordo com a norma ASTM E407-07, para revelar a microestrutura do aço DP 780 como recebida e após tratamento térmico. A análise da microestrutura das amostras foi realizada no Laboratório de Metalografia da Fatec Itaquera – Professor Miguel Reale, por meio de um microscópio óptico da marca Zeiss, modelo Axio Vert. A1, com câmera digital AxioCam ERc 5s Zeiss, usando-se o software Axio Visio- Zeiss, com ampliação de 10x a 1000x, como ilustrada na figura 9.

**Figura 9** - Equipamentos utilizados para caracterização microestrutural das amostras



(a) Microscópio óptico Zeiss, Axio Vert. A1.



(b) Microscópio eletrônico de varredura com EDS acoplado (MEV/EDS)

**Fonte:** Autoria própria.

As imagens das micrografias e da microanálise semi-qualitativa dos elementos químicos, presentes nas amostras de aço DP 780, foram geradas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) utilizando um microscópio Tescan-Modelo VEGA3, com capacidade de análise de energia dispersiva por raios X (EDS), da marca Oxford, modelo X-ACT, detector de 10mm<sup>2</sup>, como por ser visto na figura 9 (b), O equipamento MEV/EDS foi disponibilizado pelo Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LABAS) do Instituto Nacional de Pesquisas espaciais (INPE), localizado em São José dos Campos/SP.

### 3.3 Caracterização mecânica do aço DP 780

As propriedades mecânicas do aço DP780 foram definidas por meio de ensaio de tração e de dureza Rockwell.

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaio Destrutivos da Fatec São Paulo, utilizando uma máquina universal da marca EMIC, linha DL 300Kn, de acordo com a norma NBR 6152. Foram ensaiados 5 corpos de prova (CP) da amostra sem tratamento e 3 CP para cada tratamento térmico de recozimento intercrítico (750°C, 780°C e 800°C). Os CPs retangulares foram obtidos das chapas de aço DP 780 e usinados de acordo com a norma ASTM E 8M no Laboratório de usinagem CNC, da FATEC Pindamonhangaba.

Para os ensaios de dureza foi utilizado um Durômetro Analógico Panantec ATMI, Modelo RASN RS+187,5 Kgf, disponibilizado pela FATEC Pindamonhangaba. Os ensaios de dureza Rockwell foram realizados de acordo com a norma ASTM E 18 (2011), com indentador cônico de diamante (120° de conicidade). O ensaio foi realizado em duas etapas: primeiro aplicou-se uma pré-carga de 10 kgf entre o indentador e a superfície da amostra, em seguida foi aplicada a carga de ensaio de 60 Kgf conforme escala (A) de Dureza Rockwell Normal (HRA). A leitura do grau de dureza foi feita diretamente na escala preta do mostrador acoplado no durômetro. Foram ensaiadas três amostras do aço DP 780 para cada condição do material (como recebido e recozidas a 750, 780 e 800°C), totalizando 12 amostras. Para cada amostra, foram realizadas três indentações em regiões diferentes e o resultado final de dureza foi calculado a partir da média aritmética dos valores encontrados em cada condição.

A figura 10 mostra a máquina de ensaio de tração, fig. 10 (a), e o Durômetro Analógico, fig. 10 (b), utilizados para a caracterização mecânica das amostras.

**Figura 10** - Equipamentos utilizados para caracterização mecânica das amostras.



(a) Máquina de Ensaio de Tração EMIC, linha DL 300kN.



(b) Durômetro Panantec ATMI, Modelo RASN RS+187,5 Kgf.

**Fonte:** Autoria própria.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Microscopia óptica do aço DP 780

A figura 11 mostra as microestruturas cristalinas obtidas pela análise de microscopia óptica das amostras de aço DP 780, após ataque químico com nital 2%. O aço bifásico como recebido apresentou duas fases constituídas de ferrita (ferro  $\alpha$ ), fase mais clara, e martensita (M), fase mais escura, como pode ser visto na fig. 11 (a). A fase ferrítica (ferro  $\alpha$ ) apresenta estrutura poligonal com grãos maiores, envolvidas por ilhas martensíticas (M) distribuídas nos contornos de grão do ferro  $\alpha$ . A quantidade relativa de cada fase influencia as propriedades mecânicas, sendo que a fase ferrítica

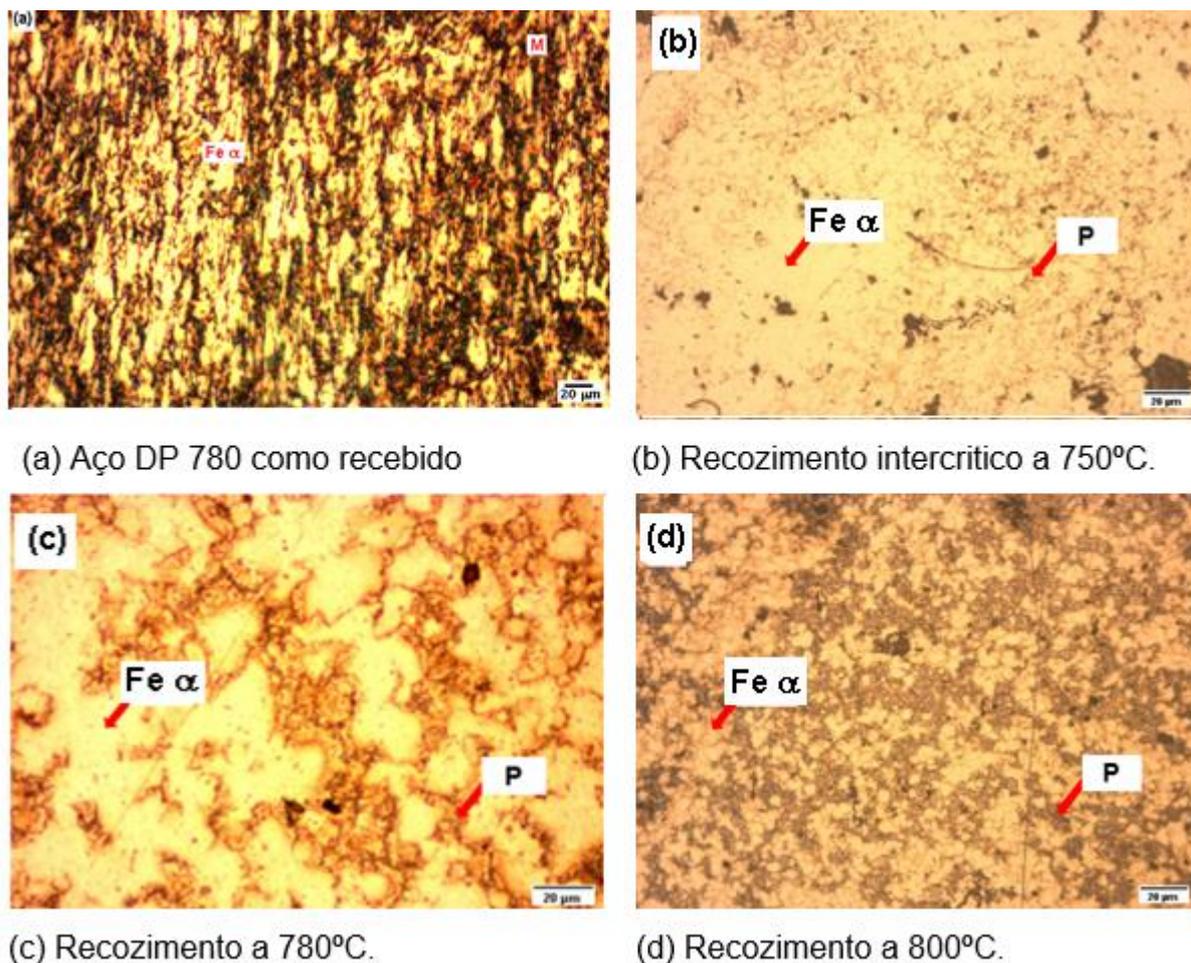
é responsável pela ductilidade e tenacidade, enquanto a fase martensítica é responsável pela resistência e dureza do material.

O aço DP 780 após recozimento intercrítico a 750°C, apresentou microestrutura constituída por uma matriz ferrítica com pequenos grãos de perlita, como pode ser observado na fig. 11 (b). Morfologicamente, a ferrita apresenta grãos maiores e bem delineados sendo obtida a partir da transformação dos grãos de austenita (Ferro  $\gamma$ ). A perlita, também é formada a partir da austenita através da difusão dos átomos de carbono em uma pequena distância onde ocorre a nucleação da ferrita formando uma interface ferrita/cementita de baixa energia.

Após o recozimento do aço a 780°C, também se observou duas fases na microestrutura do aço constituídas de ferrita e perlita, como pode ser visto na fig. 11 (c). Nota-se que a nucleação da ferrita formando a interface ferrita/cementita se repete, causando aumento da difusão do carbono e proporcionando o crescimento de carbonetos. A quantidade de perlita (ferrita + cementita) aumentou em relação ao aço recozido a 750°C.

No recozimento do aço a 800°C, ainda se observa as duas fases de ferrita e perlita, como mostrado na fig. 11 (d). A microestrutura apresenta um comportamento similar ao obtido na microestrutura anterior (780°C), sugerindo que maior temperatura causa uma redução na quantidade de ferrita e aumento na quantidade de perlita, transformando o aço DP 780 em aço ferrítico-perlítico. Devido a esse aumento de perlita na microestrutura do aço, a variação do teor de carbono e de elementos de liga podem alterar as propriedades como resistência mecânica, dureza e tenacidade ao impacto. Pequenas quantidades de bainita também pode ser formado nos aços recozidos, no entanto não foi possível identificar nas imagens obtidas por microscopia óptica.

**Figura 11** - Microestrutura do aço DP 780 obtida por microscopia óptica



Fonte: Autoria própria

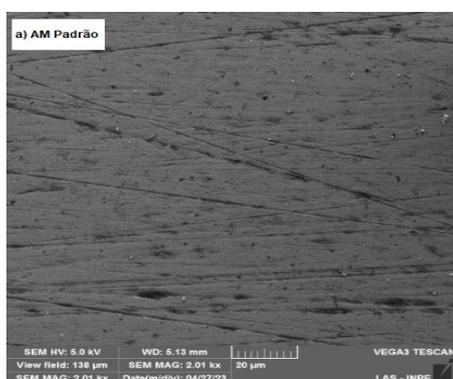
#### 4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia Dispersiva por raios-X (MEV/EDS)

Na figura 12 pode ser observada as imagens(2000x) e seus espectros obtidos por MEV/EDS das amostras de aço DP 780, com o objetivo de verificar se o tratamento térmico realizado promoveu alterações morfológicas, além de investigar possíveis defeitos nas superfícies. Como pode ser visto nas imagens, a amostra como recebida (fig.15(a)), assim como as amostras tratadas termicamente a 750°C (fig.12(b)), 780°C (fig.15(c)) e 800°C (fig.15(d)) apresentaram ranhuras e marcas de riscamento que podem ser provenientes da preparação metalográfica ou de manipulação inadequada. Também é possível observar a presença de óxidos nas superfícies, sendo mais evidente nas amostras recozidas. Apesar do MEV apresentar alta resolução, grande

profundidade de foco e permitir uma excelente visualização da topografia dos defeitos, as imagens obtidas não fornece muitas informações sobre os constituintes das amostras. Dessa maneira, a análise de EDS se torna mais importante para a identificação dos elementos químicos do aço DP 780.

As análises de EDS, mesmo sendo semiquantitativa, foram realizadas para estimar a evolução composicional em termos do teor de carbono e dos elementos de liga, presentes nas amostras recozidas em diferentes temperaturas e resfriadas na atmosfera do forno, assim como na amostra como recebida.

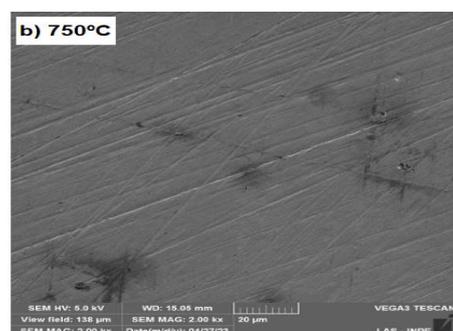
**Figura 12** - Imagens (com ampliação de 2000x) e espectros EDS do aço DP 780 obtidas por MEV.



(a) aço como recebido



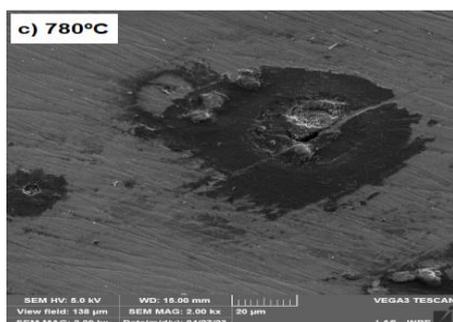
(e) espectro do aço como recebido



(b) aço recozido a 750°C



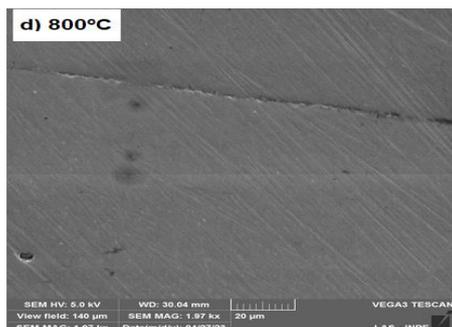
(f) espectro do aço recozido a 750°C



(c) aço recozido a 780°C



(g) espectro do aço recozido a 780°C



(d) aço recozido a 800°C.



(h) espectro do aço recozido a 750°C

Fonte: Prof. Dr. Fabrício Iusuti de Medeiros

Nos espectros da fig. 15, observa-se a presença dos picos de emissão do ferro (Fe), do carbono (C) e do silício (Si) para o aço como recebido (fig. 15(e)). Além desses elementos, para os aços recozidos foram encontrados a presença de oxigênio (O), fig.15 (f, g e h). Esses resultados, também estão apresentados na tabela 2.

**Tabela 2** - Resultados da análise por EDS do aço DP 780, no estado como recebido e após recozimento nas temperaturas de 750 °C, 780 °C e 800 °C.

Condição	C (At%)	Si (At%)	O (At%)	Fe (At%)
Aço como recebido	9,0	0,7	-	90,3
750°C	5,3	0,4	4,1	90,2
780°C	5,9	0,4	5,1	88,6
800°C	5,7	0,4	6,9	87,0

Fonte: Autoria própria

É possível observar que a presença de oxigênio (O) aumenta em função da temperatura de recozimento intercrítico, assim como ocorre redução na concentração atômica (At%) de ferro (Fe) e silício (Si), quando comparado aos percentuais obtidos para o aço como recebido. Os resultados obtidos sugerem que o oxigênio causou o processo de descarbonetação nas amostras recozidas, levando o aço à oxidação e a perda do teor de carbono. Essa descarbonetação pode ser justificada pelo aquecimento das amostras em ambiente onde o oxigênio estava presente, uma vez que o forno, que foi utilizado no recozimento, não tem uma atmosfera controlada.

A descarbonetação, também pode ser caracterizada pela mudança na microestrutura do aço recozido, como observado nas análises de microscopia óptica (fig.11). A diminuição do teor de carbono na austenita ( $Fe \gamma$ ), favoreceu a estrutura perlítica, proporcionando o crescimento da ferrita na perlita e aumentando a difusão do carbono na formação de cementita ( $Fe_3C$ ). Do mesmo modo, essa mudança na microestrutura pode alterar as propriedades mecânicas do aço após o tratamento térmico de recozimento intercrítico.

#### 4.1 Propriedades mecânicas do aço DP 780

A tabela 3 apresenta os resultados do limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT), ductilidade (alongamento %), razão elástica (LE/LRT) e dureza Rockwell (HRA) obtidos através do ensaio de tração e de dureza. Observa-se que as amostras tratadas termicamente, apresentaram uma redução significativa no LRT, no LE e nos valores de dureza, com maior ductilidade comparada ao aço como recebido. A amostra recozida a 750°C apresentou menor LE, comparadas com as outras amostras. O LE é definido pela fase ferrítica, que é a primeira a se deformar devido sua facilidade em iniciar e multiplicar a movimentação de discordâncias.

**Tabela 3** - Propriedades Mecânicas obtidas pelo ensaio de tração e de dureza.

Condição	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Ductilidade ( $\Delta L$ %)	Razão elástica (LE/LRT)	Dureza (Rockwell A)
Como recebido	351,98	616,64	8,80	0,57	71,00
750°C	292,33	475,98	14,05	0,61	55,17
780°C	329,63	455,31	16,76	0,72	52,17
800°C	317,42	429,48	16,84	0,73	49,50

Fonte: Autoria própria

A redução do LRT e da dureza, após os recozimentos, ocorreu devido a recristalização do material com crescimento de grãos, como foi observado nas imagens de MO (figura 11). Esse crescimento promove diminuição na região de

contornos de grão, diminuindo a área na qual as discordâncias serão retidas. A amostra de aço recozida a 750°C, apresentou formação dos grãos de ferrita com grãos de perlita distribuídas heterogeneamente ao longo da microestrutura. Quando se promove a deformação no aço, tanto as fases contendo carbono quanto os carbonetos são deformados ao longo da direção da carga aplicada.

No aço recozido a 780°C, observou-se que os grãos de perlita aumentaram de tamanho devido a migração dos átomos de carbono de um grão para outro, sendo distribuídas de forma uniforme e homogênea na microestrutura. A fase perlítica é bem dúctil e apresenta LRT e durezas inferiores a outras fases, como bainita, cementita e martensita.

No aço recozido a 800°C, o crescimento dos grãos de perlita causou uma diminuição ainda mais significativa no LE, LRT e na dureza. O processo de decarbonetação nas amostras recozidas, como foi observado nos resultados de EDS (tabela 3) também pode ter contribuído para a redução dessas propriedades.

A razão elástica (LE/LRT) é influenciada tanto pela densidade de discordâncias que se movimentam na microestrutura, quanto pela quantidade de fases constituintes do material. O aço bifásico, como recebido, apresentou baixo valor de razão elástica (0,57), pois possui maior proporção de discordâncias móveis que tendem a facilitar o escoamento do material. Esse baixo valor também pode ser decorrente de sua microestrutura constituída de ferrita e martensita. Já, os aços recozidos (com baixo teor de C) apresentaram variação da razão elástica (entre 0,61 e 0,73) com a temperatura de recozimento intercrítico.

O aumento na ductilidade do aço, de 8,8% (na condição como recebido) para ~17% (recozido a 800°C) também pode ter sido promovido pela formação da fase composta pela microestrutura de ferrita e perlita. Com o aumento da ductilidade, pode-se inferir que os aços recozidos precisaram absorver maior quantidade de energia até a ruptura. Consequentemente, em decorrência desse aumento de ductilidade, a quantidade de energia absorvida foi dissipada na forma de maior deformação plástica até a fratura (tenacidade) do corpo-de-prova nos ensaios de tração. Logo, as temperaturas de recozimento intercrítico favoreceram a capacidade do aço sofrer maiores deformações plásticas, com maior ductilidade até a ruptura, como observado nos resultados apresentados na tabela 3. Esses resultados corroboram com as características microestruturais discutidas nas figuras 11 (MO) e 12 (EDS).

## 5 CONCLUSÃO

Neste trabalho, foram estudados o processo de tratamento térmico de recozimento intercrítico e o efeito das temperaturas na formação das microestruturas obtidas, nas composições químicas e nas propriedades mecânicas do aço DP 780, sempre comparando com o aço como recebido da ArcelorMittal Gonvarri Brasil.

As amostras foram preparadas metalograficamente e as microestruturas foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura, enquanto a análise química semiquantitativa foi estudada por MEV/EDS. As propriedades mecânicas foram determinadas através de ensaios de tração e dureza (HRA).

Através dos resultados obtidos, foram observados que o aço bifásico como recebido apresentou microestrutura constituída por uma matriz ferrítica e com aglomerados de martensita nos contornos de grãos.

A recristalização da ferrita dentro da região intercrítica de aquecimento (a 750°C, 780°C e 800°C), com formação de perlita, refletiu diretamente nos menores valores de LE, LRT e HRA, e maiores valores da razão elástica e da ductilidade, comparadas ao aço como recebido.

A presença de oxigênio detectada nas análises por EDS causou a ocorrência de descarbonetação nas amostras e contribuiu para a diminuição do LE, LRT e HRA, no entanto não influenciou na ductilidade do material. Essa propriedade ( $\Delta L\%$ ), está diretamente ligada ao aumento da fase ferrítica recristalizada com difusão de carbono formando carbonetos na fase perlítica e conseqüentemente, o aumento da plasticidade pela redução das tensões internas.

Apesar da redução da resistência mecânica, o aumento da ductilidade e conseqüentemente da tenacidade do aço permitem à indústria automobilística reduzir o peso de seus produtos sem sacrificar o desempenho do projeto (*design*).

De forma geral, as temperaturas de recozimento intercrítico causou aumento na razão elástica, de 0,57 (aço como recebido) para 0,73 (T=800°C). Geralmente, os aços com microestrutura ferríticos-perlítica tendem a apresentar razão elástica muito alta (maior que 0,85), causando efeito mola (*springback*) durante a conformação de tubos, prejudicando a produtividade do processo de fabricação de tubos de grande diâmetro. As propriedades obtidas simultaneamente nos resultados estudados, como

maior ductilidade e baixa razão elástica, para um aço bifásico com microestrutura composta por fases ferríticos-perlítica abre caminhos para novas aplicações. Os aços DP 780 recozidos em temperaturas intercríticas podem ser uma boa solução para aplicações em tubos de grande diâmetro devido ao baixo peso e baixa razão elástica. Portanto, o desenvolvimento deste trabalho, permitiu aprimorar os conhecimentos sobre a evolução dos aços bifásicos com possibilidades de novas aplicações industrial e comercial.

## REFERÊNCIAS

- ABNT – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 10520**: Informação e documentação – Citações em documentos – Apresentação. Rio de Janeiro, 2002. 7 p.
- ABNT – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6023**: Informação e documentação – Referências – Elaboração. Rio de Janeiro, 2018. 68 p.
- ALLAM, Tarek Mansour Abdelraouf. **Direct Hot Rolled Dual Phase Weathering Steel**. Aachen, v. 1, 2015, p. 5-7 – Dissertação (Engenharia de Materiais) – Rwth Aachen University. Aachen, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11**: standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E407-07**: standard practice for microetching metals and alloys. West Conshohocken, 2015.
- CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma Introdução. 8 ed. Rio de Janeiro – Grupo Editora Nacional, 2012, p. 359-362.
- COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ed. São Paulo – Blucher, 2008, p. 67-81.
- DEDAVID, Berenice Anina; GOMES, Carmen Isse; MACHADO, Giovanna. **Microscopia Eletrônica de Varredura**: Aplicações e preparação de amostras. Porto Alegre – EDIPUCRS, 2007, p. 10-12.
- DRUMOND, Juliovany; RODRIGUES, Flávio José Saraiva; ALVES, Gabriel Godinho; GUERRA, Gladistone de Souza; CERQUEIRA, Fabrício Moreira. **Efeito da adição de Boro no Aço Bifásico DP980 na ArcelorMittal Brasil**. Foz do Iguaçu. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/event/51-seminrio-de-laminao-processos-e-produtos-laminados-e-revestidos-internacional/articles>. Acesso em: 27 nov. 2022.
- DRUMOND, Juliovany. **Efeito do silício e de parâmetros de processos na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico laminado a frio**. Florianópolis, 2012 – Dissertação (Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012. Disponível em: <https://repositorio.ufsc.br/handle/123456789/99458>. Acesso em: 27 nov. 2022.
- FONSTEIN, N. Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties. Suíça: Springer International Publishing, 2015. 396 p.
- FONSTEIN, N.M.; MOHANTY, R.R.; GIRINA O.A.; **Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region**. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2011.

FERNANDO Generoso Neiva Ferreira. **Influência dos parâmetros de recozimento intercrítico para obtenção de aços bifásicos laminados a frio.** Dissertação de Mestrado. 2014. Universidade Federal Fluminense. Volta Redonda. Disponível em: [https://app.uff.br/riuff/bitstream/handle/1/26664/Disserta%c3%a7%c3%a3o\\_Fernando%20Ferreira.pdf?sequence=1&isAllowed=y](https://app.uff.br/riuff/bitstream/handle/1/26664/Disserta%c3%a7%c3%a3o_Fernando%20Ferreira.pdf?sequence=1&isAllowed=y). Acesso em: 27 nov. 2022.

GORNI, Antônio Augusto. **Caracterização Topológica da Microestrutura dos Aços Bifásicos.** FEI - Pesquisa e Tecnologia, São Bernardo do Campo, 1995. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/>. Acesso em: 27 nov. 2022.

GORNI, Antônio Augusto. **Engenharia Microestrutural das Chapas de Aços Avançados de Alta Resistência.** In: 11ª CONFERÊNCIA NACIONAL DE CONFORMAÇÃO DE CHAPAS, CENTRO BRASILEIRO DE INOVAÇÃO EM CONFORMAÇÃO MECÂNICA, n. 11. 2008, Porto Alegre, 2008. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/>. Acesso em: 27 nov. 2022.

GORNI, Antônio Augusto.; Xavier, M. D.; Chivites, B. D.; Campos Jr., M. D. **Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade.** In: Congresso Anual da ABM. Anais. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Vitória, jul. 2007, p. 3269-3272. Disponível em: [http://www.gorni.eng.br/Gorni\\_CCM\\_Dez2008.pdf/Acesso](http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Dez2008.pdf/Acesso). Acesso em: 27 nov. 2022.

GORNI, Antônio Augusto.; Xavier, M. D.; Chivites, B. D.; Campos Jr., M. D. **Fatores que afetam a razão elástica de chapas grossas de aço microligado** In: 39º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Ouro Preto MG, 23 a 25 de Outubro de 2002. Disponível em: [http://www.gorni.eng.br/colam2002\\_re\\_gorni.pdf](http://www.gorni.eng.br/colam2002_re_gorni.pdf). Acesso em: 27 nov. 2022.

GURGEL, Mônica Aline Magalhães; PAULA, Andersan dos Santos; FERREIRA, Fernando Generoso Neiva. **Evolução microestrutural de um aço bifásico laminado a frio submetido ao recozimento intercrítico com patamar isotérmico no resfriamento.** In: 53º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, n. 53. 2016. Disponível em: <https://abmproceedings.com.br/ptbr/article/>. Acesso em: 27 nov. 2022.

KILIC, Suleyman; OZTURK, Fahrettin. **Recents trends of application of advanced high-strenght steels in automotive industry to enhance sustainability.** In: INTERNACIONAL CONFERENCE ON MACHINE DESIGN AND PRODUCTION, n. 16. 2014.

KRIZAN, Daniel; STEINER, Katharina; KAAR, Simone; HEBESBERGER, Thomas **Development of third generation advanced high strenght steels for automotive applications.** In: INTERNACIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE, n. 16. 2018.

MOHRBACHER, Hardy. **Advanced mettallurgical concepts for DP steels with improved formability and damage resistance.** Niobelcon, Schilde, 2013.

MONTESANO, João Augusto. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico DP980 empregado na indústria automobilística.** Guaratinguetá, 2019. Tese – Universidade Estadual Paulista Júlio Mesquita Filho, Guaratinguetá, 2019. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/181690>. Acesso em: 27 nov. 2022

NETO, Antonio dos Reis de Faria ; FUKUGAUCHI, Cristina Sayuri; PEREIRA, Marcelo dos Santos. **Indústria automotiva: Aços avançados de alta resistência: Revisão.** Sinergia, São Paulo, junho 2020.