

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

**PEDRO PENNA COELHO LOURENÇO**

Efeito do envelhecimento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na anisotropia de um  
aço DP1000

**BELO HORIZONTE**

**2019**

PEDRO PENNA COELHO LOURENÇO

Efeito do envelhecimento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na anisotropia de um  
aço DP1000

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

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Dra. Elaine Carballo Siqueira Correa

**BELO HORIZONTE**

**2019**

PEDRO PENNA COELHO LOURENÇO

Efeito do envelhecimento na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na anisotropia de um aço DP1000

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

Aprovado em: 03/12/2019

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof<sup>a</sup>. Dra. Elaine Carballo Siqueira Correa – Orientadora

---

Prof. Dr. Wellington Lopes

---

Prof<sup>a</sup>. Dra. Aline Silva Magalhães

---

Eng. Barbara Diniz Pena

**BELO HORIZONTE**

**2019**

## **AGRADECIMENTOS**

Gostaria de agradecer primeiramente a Deus, por me proporcionar a vida. Em especial, gostaria de agradecer a minha orientadora, Professora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela paciência e carinho ao longo dos anos de iniciação científica e no decorrer deste trabalho, obrigado a ser a primeira pessoa a me dar uma oportunidade e me ajudar a conquistar meus objetivos. Aos meus pais por todo apoio e dedicação ao longo da minha jornada, aos meus irmãos, Thiago e Mariana e meus avós Vicente e Luiza pelo carinho e atenção. Agradeço aos amigos e mestres que eu conheci dentro do CEFET-MG e a todos que me auxiliaram de alguma forma na realização deste trabalho.

## RESUMO

As realizações de algumas etapas posteriores à operação de estampagem, como pintura e galvanização, podem submeter o material a temperaturas que afetam sua microestrutura e propriedades mecânicas. Essas temperaturas estão na faixa de temperatura de envelhecimento (revenimento). Desta forma, neste trabalho são analisadas a microestrutura, propriedades mecânicas e anisotropia de um aço bifásico com limite de resistência a tração de 1000 MPa em seu estado inicial e após a realização de tratamentos térmicos de envelhecimento em diferentes temperaturas. As análises da microestrutura foram realizadas por meio de técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e penetração instrumentada, já as propriedades mecânicas e anisotropia foram avaliadas por meio de ensaios de dureza e de tração. Observou-se que a realização de envelhecimento provoca alterações morfológicas e no teor de carbono no constituinte MA (martensita), principalmente nas temperaturas de 400°C e 500°C, efeito que ocasionou uma redução na dureza deste constituinte e, conseqüentemente, na dureza do material, nos valores de resistência mecânica e aumento da ductilidade. Os valores do coeficiente de anisotropia normal média aumentaram com o aumento da temperatura, e os valores de anisotropia planar apresentaram pequenas modificações, indicando uma melhor capacidade de embutimento do material, a partir dos índices de anisotropia, com a realização do tratamento térmico de envelhecimento. Por outro lado, os ciclos térmicos envolvendo temperaturas a partir de 300°C levaram à ocorrência de patamar de escoamento na curva tensão-deformação.

**PALAVRAS-CHAVE:** aços bifásicos, envelhecimento, microestrutura, propriedades mecânicas, anisotropia.

## ABSTRACT

Performing some steps subsequent to the stamping operation, such as painting and galvanizing, may subject the material to temperatures that affect its microstructure and mechanical properties. These temperatures are in the tempering range. This work analyzes the microstructure, mechanical properties and anisotropy of dual phase steel with tensile strength limit of 1000 MPa in its initial state and after the performance of tempering treatments at different temperatures. Using optical microscopy, scanning electron microscopy and instrumented penetration techniques, the mechanical properties and anisotropy were evaluated by hardness and tensile tests. Aging causes morphological changes and carbon content in the MA constituent (martensite), mainly at temperatures of 400 ° C and 500 ° C, which caused a reduction in the hardness of this constituent and, consequently, in the hardness of the material, in the values of mechanical resistance and increased ductility. The average normal anisotropy coefficient values increased with increasing temperature, and the planar anisotropy values presented slight modifications, indicating a better material embedding capacity, from the anisotropy indices, with the aging heat treatment. On the other hand, the thermal cycles involving temperatures from 300 ° C led to the occurrence of yield stress in the stress-strain curve.

**KEYWORDS:** *dual phase steels, tempering, microstructure, mechanical properties, anisotropy.*

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 - COMPARAÇÃO DA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO COM VARIADOS ALONGAMENTOS TOTAL DE ALGUNS TIPOS DE AÇO.....	13
FIGURA 3.2 – MICROESTRUTURAS OBTIDAS APÓS OS TRÊS TRATAMENTOS TÉRMICOS DISTINTOS.....	15
FIGURA 3.3 – AUMENTO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA MARTENSÍTICA COM O AUMENTO DA TEMPERATURA DE ENCHARQUE DURANTE O RECOZIMENTO INTERCRÍTICO DIRETO.....	16
FIGURA 3.4 – CICLO DE PROCESSAMENTO DE RECOZIMENTO INTERCRÍTICO CONTÍNUO E RECOZIMENTO INTERCRÍTICO DIRETO.....	18
FIGURA 3.5 – REPRESENTAÇÃO DA TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM 3 VELOCIDADES DIFERENTES DE RESFRIAMENTO.....	19
FIGURA 3.6 – COMPARAÇÃO DAS CURVAS TENSÃO <i>VERSUS</i> DEFORMAÇÃO DAS AMOSTRAS 1, 2 E 3.....	22
FIGURA 3.7 – MICRODUREZA VICKERS PARA CADA AMOSTRA APÓS O RECOZIMENTO INTERCRÍTICO.....	23
FIGURA 3.8 – MICROESTRUTURA DE AÇOS BIFÁSICOS APÓS OPERAÇÃO DE ENVELHECIMENTO EM DIFERENTES TEMPERATURAS.....	24
FIGURA 3.9 – CURVAS TENSÃO <i>VERSUS</i> DEFORMAÇÃO OBTIDAS APÓS OPERAÇÃO DE ENVELHECIMENTO EM DIFERENTES TEMPERATURAS EM AÇOS DP CONVENCIONAIS E MICROLIGADOS.....	26
FIGURA 3.10 – DIREÇÕES DE RETIRADA DE CORPOS DE PROVA PARA CÁLCULO DE ÍNDICE DE ANISOTROPIA.....	28
FIGURA 4.1 – FLUXOGRAMA RELATIVO AOS PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS REALIZADOS.....	30
FIGURA 4.2 – ESQUEMATIZAÇÃO DOS CORTES REALIZADOS NA CHAPA DE AÇO DP 1000 EM RELAÇÃO A SUA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO.....	32
FIGURA 4.3 – DESENHO ESQUEMÁTICO DAS DIMENSÕES EM MILÍMETROS DO CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO PRODUZIDO.....	32
FIGURA 4.4 – IMPRESSÃO OBTIDA APÓS A REALIZAÇÃO DE ENSAIO DE DUREZA.....	35
FIGURA 4.5 – CORPO DE PROVA UTILIZADO PARA ESTUDO DA ANISOTROPIA DO MATERIAL.....	36
FIGURA 5.1 – MICROSCOPIAS ÓPTICAS E ELETRÔNICAS DE VARREDURA DAS AMOSTRAS DE AÇO <i>DUAL PHASE</i> NO ESTADO INICIAL DE ESTUDO E APÓS OPERAÇÕES DE ENVELHECIMENTO.....	38
FIGURA 5.2 – MICROESTRUTURA DE UM AÇO BIFÁSICO ANTES E APÓS OPERAÇÃO DE REVENIMENTO A 250°C.....	40
FIGURA 5.3 – DIFERENÇAS MICROESTRUTURAIS DE UM AÇO BIFÁSICO APÓS REVENIMENTO A 300°C.....	41
FIGURA 5.4 – EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE UM AÇO REVENIDO EM QUATRO DIFERENTES TEMPERATURAS.....	41
FIGURA 5.5 - VALORES DE DUREZA DA FERRITA E CONSTITUINTE MA EM TODAS AS CONDIÇÕES EM ESTUDO.....	43
FIGURA 5.6 – CURVAS CARACTERÍSTICAS E VALORES DE DUREZA DAS FASES FERRITA E MARTENSITA APÓS OPERAÇÃO DE SOLDAGEM.....	44
FIGURA 5.7 – DUREZA DA FERRITA E CONSTITUINTE MA EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE ENVELHECIMENTO.....	45
FIGURA 5.8 – CURVA COM VALORES DE DUREZA VICKERS DE UM AÇO DP1000 ANTES E DEPOIS DAS OPERAÇÕES DE ENVELHECIMENTO.....	47
FIGURA 5.9 – MICRODUREZA VICKERS DE UM AÇO BIFÁSICO APÓS SOFRER DIFERENTES PROCESSOS DE ENVELHECIMENTO.....	47

<b>FIGURA 5.10 – VARIAÇÕES NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DP1000 APÓS OPERAÇÕES DE ENVELHECIMENTO.....</b>	<b>50</b>
<b>FIGURA 5.11 – CURVAS TENSÃO <i>VERSUS</i> DEFORMAÇÃO DO AÇO DP REVENIDO EM DIFERENTES TEMPERATURAS. ....</b>	<b>51</b>
<b>FIGURA 5.12 – ALTERAÇÕES NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO. ....</b>	<b>52</b>
<b>FIGURA 5.13 – LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO E ALONGAMENTO UNIFORME APÓS OPERAÇÕES DE REVENIMENTO.....</b>	<b>53</b>
<b>FIGURA 5.14 – ALTERAÇÕES NOS VALORES DE ANISOTROPIA NORMAL MÉDIA E ANISOTROPIA PLANAR APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO.....</b>	<b>55</b>

## LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 – RELAÇÃO ENTRE CARACTERÍSTICAS IMPORTANTES E FATORES NA SELEÇÃO E ESPECIFICAÇÃO DE AÇOS BAIXO CARBONO PARA CONFORMAÇÃO. ....	12
TABELA 3.2 – VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS PARA O MESMO AÇO PROCESSADOS EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE TRATAMENTO INTERCRÍTICO .....	21
TABELA 3.3 – COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES ANISOTROPICAS ENTRE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA. ....	29
TABELA 4.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%EM PESO) DO MATERIAL ESTUDADO NO TRABALHO. ....	31
TABELA 5.1 – VALORES DE DUREZA OBTIDOS POR MEIO DE ENSAIO DE PENETRAÇÃO INSTRUMENTADA NO MATERIAL EM ESTADO INICIAL E APÓS OPERAÇÕES DE REVENIMENTO. ....	43
TABELA 5.2 – VALORES DE DUREZA DAS AMOSTRAS DO AÇO DP ANTES E APÓS ENVELHECIMENTO. ....	46
TABELA 5.3 – VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS AMOSTRAS DE DP ANTES E APÓS OPERAÇÕES DE REVENIMENTO. ....	49
TABELA 5.4 – VALORES DO ÍNDICE DE ANISOTROPIA, ANISOTROPIA NORMAL MÉDIA E ANISOTROPIA PLANAR ENCONTRADOS NO AÇO DP1000 ANTES E APÓS OPERAÇÕES DE ENVELHECIMENTO. ....	54
TABELA 5.5 – VALORES DE ANISOTROPIA NORMAL E ANISOTROPIA PLANAR ENCONTRADOS NA LITERATURA. ....	55

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	10
2.OBJETIVOS .....	11
2.1 Objetivos gerais .....	11
2.2 Objetivos específicos.....	11
3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	12
3.1 Aços para indústria automobilística .....	12
3.2 Microestrutura dos aços <i>dual phase</i> .....	14
3.3 Processamento dos aços <i>dual phase</i> .....	16
3.4 Propriedades dos aços <i>dual phase</i> .....	20
3.5 Envelhecimento em aços bifásicos.....	23
3.6 Estudo da anisotropia.....	26
4.MATERIAL E MÉTODOS .....	30
4.1 Procedimentos gerais do trabalho desenvolvido.....	30
4.2 Material .....	31
4.3 Confeção dos corpos de prova .....	31
4.4 Processamento térmico.....	33
4.5 Caracterização microestrutural dos aços bifásicos .....	33
4.5.1 Penetração instrumentada.....	34
4.6 Caracterização mecânica .....	34
4.6.1 Ensaio de dureza.....	34
4.6.2 Ensaio de tração e estudo da anisotropia .....	35
5.RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	37
5.1 Caracterização microestrutural .....	37
5.1.1 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.....	37
5.1.2 Penetração instrumentada .....	42
5.2 Ensaio de dureza .....	45
5.3 Ensaio de tração.....	48
5.3.1 Propriedades mecânicas.....	48
5.3.2 Coeficientes de anisotropia .....	53
6.CONCLUSÕES.....	56
REFERÊNCIAS .....	58

## 1. INTRODUÇÃO

A busca por aumento na segurança dos veículos automotivos e melhora na sua eficiência energética faz com que o desenvolvimento de novos aços ocorra continuamente. Um exemplo desse fenômeno é o desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (*advanced high strength steel* (AHSS)), que possuem uma combinação de elevada resistência mecânica e capacidade de conformação (LE *et al.*, 2009; HAN *et al.*, 2011).

Os aços *dual phase* (DP) fazem parte deste grupo de ligas ferrosas, apresentando microestrutura característica, composta de ilhas de martensita, um constituinte duro presente em geral em menor proporção, dispersas em uma matriz de ferrita, macia e dúctil (ZHENG; RAABE, 2013). Esses aços ainda tem como características baixo teor de carbono, baixo teor de elementos de liga e relativamente baixo custo, atraindo os mais diversos ramos da engenharia. Outro exemplo são os aços TRIP, que são caracterizados por uma microestrutura formada por uma matriz ferrítica, com constituinte bainita e austenita retida dispersas nessa matriz, exibindo o efeito TRIP, onde a austenita retida metaestável se transforma em martensita ao sofrer deformação, desta forma, o material ao ser conformado, apresenta uma microestrutura austenítica e após o processo, esse ganha resistência mecânica com a transformação a frio da austenita.

Devido às propriedades mecânicas e boa estampabilidade desses materiais, estes aços facilitam e diminuem os custos no processo de produção de carrocerias automotivas, que demandam dessa propriedade para realização deste processo de conformação. Após o processo de estampagem, é comum a realização de etapas posteriores de pintura ou galvanização, que levam estes componentes a temperaturas que podem afetar suas propriedades e alterar a sua microestrutura (SAYED e KHEIRANDISH, 2012). Assim, o estudo do processamento, propriedades e comparação desses tipos de aços é de extrema importância para se obter um conhecimento exato das suas características e como aplica-lo nas mais diversas áreas.

A proposta do projeto foi investigar os efeitos da realização de tratamentos térmicos de revenimento ou envelhecimento, em diferentes temperaturas, na microestrutura, na dureza, na resistência mecânica, na ductilidade e na anisotropia do material.

## **2.OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivos gerais**

Avaliar o efeito dos tratamentos térmicos de envelhecimento, considerando diferentes condições de processamento, na microestrutura de um aço *Dual Phase* DP1000 e nas suas propriedades mecânicas e anisotropia.

### **2.2 Objetivos específicos**

- ✓ Analisar a influência da temperatura de envelhecimento na microestrutura do aço DP1000.
- ✓ Analisar a influência da temperatura de envelhecimento na dureza dos constituintes presentes no aço DP1000.
- ✓ Analisar a influência da temperatura de envelhecimento na dureza do aço DP1000 de forma macroscópica, não apenas nos constituintes.
- ✓ Analisar a influência da temperatura de envelhecimento na resistência mecânica e ductilidade do aço DP1000.
- ✓ Analisar a influência da temperatura de envelhecimento na anisotropia do aço DP1000 por meio de ensaio de tração.

### 3.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços para indústria automobilística

A demanda por ligas metálicas com boas propriedades para conformação mecânica é muito elevada devido à sua utilização em larga escala na indústria automobilística. Os aços de baixo carbono podem ser a solução para esse problema, aliando relativamente baixo custo e elevada conformabilidade ao serem laminados a frio e recozidos. A seleção de um material adequado ocorre de acordo com a aplicação final e as propriedades necessárias para essa aplicação, além de capacidade de conformação, a seleção e especificação da liga é realizada buscando outras características, como preço, por exemplo. Na tabela 3.1 está apresentada a comparação da aplicação do material e os fatores importantes para sua seleção (SILVA e MEI, 2010).

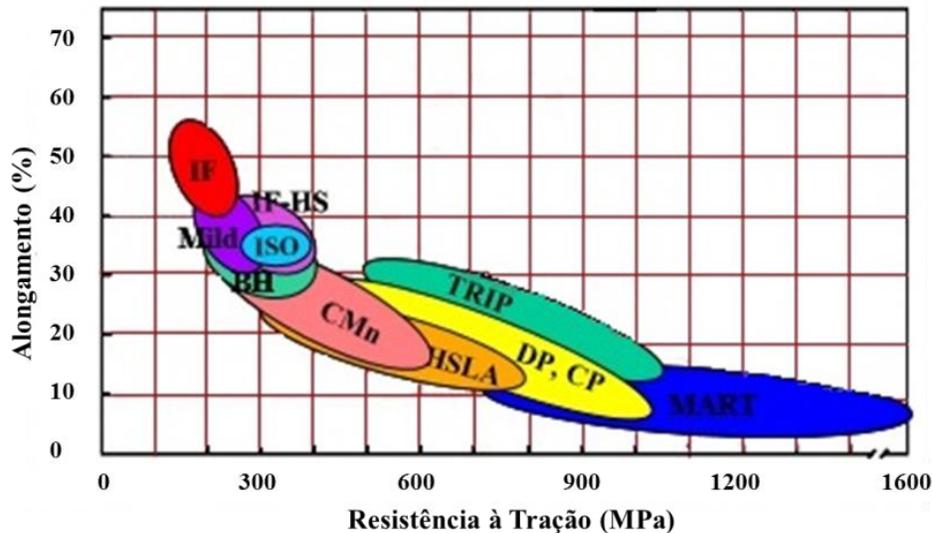
**Tabela 3.1 – Relação entre características e fatores importantes na seleção e especificação de aços baixo carbono para conformação.**

<b>Característica</b>	<b>Fator importante na seleção</b>
Conformação em pequenas espessuras (latas de bebida).	Tamanho e quantidade de inclusões não metálicas, que podem levar à ruptura durante a conformação ou corte.
Necessidade de resistir a esforços mecânicos (peças expostas de carroceria de automóvel).	Resistência mecânica.
Acabamento superficial de elevada qualidade “estética” (embalagens, peças expostas de carroceria de automóvel).	Deformação uniforme, ausência de escoamento nítido.

Fonte: SILVA e MEI, 2010.

Para produtos que necessitam de uma maior resistência mecânica, como carrocerias e partes estruturais de automóveis, uma série de novos aços vem sendo desenvolvidos pelas indústrias siderúrgicas, por meio da variação da composição química e do processamento, obtendo uma ampla gama de propriedades para as mais diversas aplicações (SILVA e MEI, 2010). Na Figura 3.1 são apresentadas faixas de propriedades típicas de aços convencionais e aços de alta resistência mecânica (MATLOCK *et al.*, 2012).

Figura 3.1 - Comparação da resistência à tração com variados alongamentos total de alguns tipos de aço.



Fonte: MATLOCK *et al.*, 2012. (Traduzido).

Em pesquisas realizadas pelos órgãos *Ultra Light Steel Auto Body-Advanced Concept Vehicle* (ULSAB-AVC), um automóvel poderia ser fabricado com 85% do seu todo de aços avançados de alta resistência, com uma redução de 25% do peso total se comparado com um modelo produzido pela indústria automobilística, sem nenhum aumento de custo de produção do carro (MAZAHARI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2014).

Em estudos realizados, parte dessa classe de aços apresentam alguns problemas quanto as suas aplicações, não sendo os mais indicados para alguns projetos, devido a alguns fenômenos que ocorrem, como por exemplo, os aços TRIP que sofrem transformação de fase a frio, por deformação, elevada ductilidade ou então o elevado custo de alguns desses aços, o que coloca os aços bifásicos como uma solução para alguns desses problemas, devido a sua resistência mecânica, considerável ductilidade e baixo custo (ZHANG *et al.*, 2016; MATLOCK *et al.*, 2012)

Neste contexto, a indústria siderúrgica e suas variáveis podem contribuir consideravelmente para redução do peso médio de um carro, reduzindo o consumo de combustível dos automóveis, e aumentando a sua eficiência, este que é um dos principais fatores agravantes do aquecimento global, com a emissão de CO<sub>2</sub> (SENUMA, 2001).

### 3.2 Microestrutura dos aços *dual phase*

A microestrutura típica de um aço *dual phase* é uma matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas em uma matriz. Essa matriz ferrítica é proveniente do baixo teor de carbono encontrado nos aços bifásicos, que permitem a movimentação de discordâncias ao longo do material, apresentando um baixo coeficiente de encruamento, bom alongamento e boa conformabilidade, possibilitando a aplicação dos mesmos no processo de estampagem na indústria automobilística para a produção de carrocerias de automóveis. Já a presença da martensita na microestrutura no formato de ilhas distribuídas na matriz, elevam as propriedades mecânicas do material, como a dureza e o limite de resistência, permitindo ao mesmo a aplicação nas mais diversas áreas (COLPAERT, 2008).

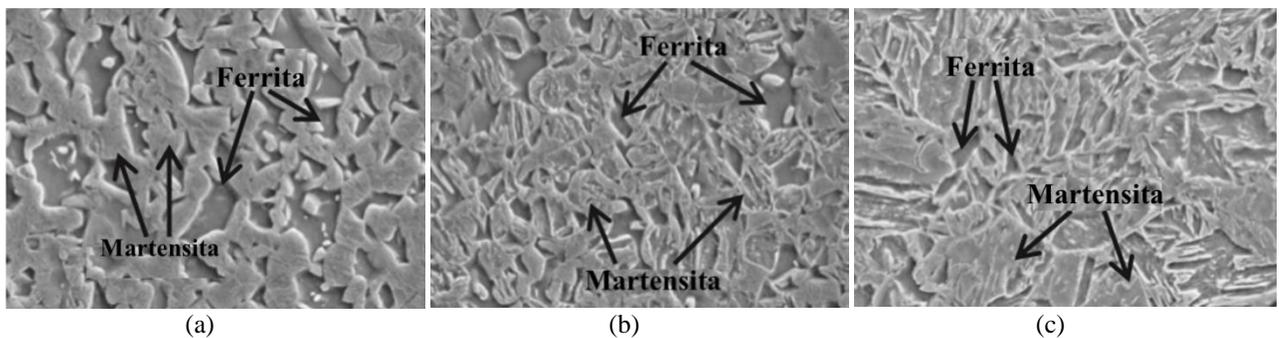
A morfologia da martensita formada é de extrema importância para as propriedades do material. A maneira na qual as ripas de martensita se encontram, tamanho e a quantidade de carbono supersaturado na fase influenciam na dureza da martensita dispersa na matriz, além de afetarem também o encruamento do material e as propriedades em relação à fratura desses aços. Quando a martensita é fina e fibrosa e está distribuída uniformemente, é obtida uma melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade em comparação com aquelas que contêm uma maior discrepância entre a matriz e as ilhas de martensita. Essas ilhas de martensita são também chamadas na bibliografia por constituinte MA, relacionando esta porção do material a um constituinte formado por fase martensítica mais uma parte austenítica que não se transformou durante o processamento térmico brusco (ZHAO *et al.*, 2014).

Zhao *et al.* (2014) constataram que a temperatura do tratamento térmico de recozimento intercrítico é fundamental para a obtenção dessa microestrutura desejada. Ao realizar experimentos com o aço bifásico com a mesma composição química, variando apenas a temperatura intercrítica do processo, sendo elas 780°C, 800°C e 820°C, os autores analisaram a diferença encontrada na microestrutura obtida. Na Figura 3.2 está apresentada a microestrutura dos aços tratados nessas condições (ZHAO *et al.*, 2014).

A Figura 3.2 (a) corresponde à microestrutura do aço DP tratado a 780°C, enquanto a Figura 3.2 (b) a 800°C e a Figura 3.2 (c) a 820°C. É possível observar um maior volume de martensita na imagem C se comparada com as outras duas imagens devido ao fato da temperatura intercrítica ser mais elevada nessa condição. Esse fenômeno está associado ao comportamento da

martensita na têmpera durante o recozimento, que está relacionado com a quantidade de elementos de liga na região austenítica, que afeta o mecanismo de difusão dos átomos de carbono para formação da martensita. Assim, a temperatura de recozimento é essencial para que ocorra esse processo de difusão, com a temperatura mais elevada, é mais eficaz a ocorrência desse processo de difusão e a formação de um maior volume de martensita com o resfriamento da peça (ZHAO *et al*, 2014). A microestrutura inicial, a temperatura de encharque no campo bifásico austenita+ferita e o meio de resfriamento influenciam na morfologia e na distribuição da martensita formada ao final do processo (GHAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014).

**Figura 3.2 – Microestruturas obtidas após os três tratamentos térmicos distintos.**



(a) 780°C, (b) 800°C e (c) 820°C.

Fonte: ZHAO *et al*, 2014.

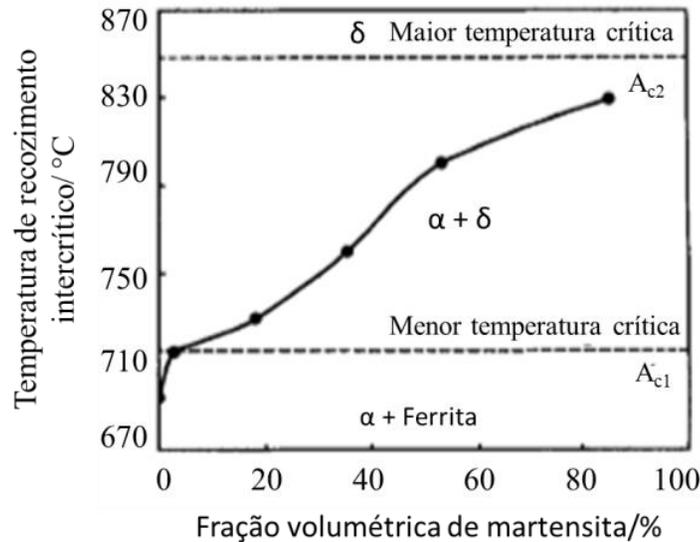
A microestrutura inicial, a temperatura de encharque no campo bifásico austenita+ferita e o meio de resfriamento influenciam na morfologia e na distribuição da martensita formada ao final do processo (GHAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014).

De acordo com Hayat e Uzun (2011), o volume de martensita formada aumenta com o aumento da temperatura no tratamento térmico de recozimento intercrítico, como foi demonstrado pelos autores com o cálculo do volume de martensita por meio de métodos lineares e também com um software de análise de imagens. A Figura 3.3 já apresenta os valores da fração volumétrica de martensita formada para cada temperatura de encharque de processamento térmico (HAYAT e UZUN, 2011).

Os autores realizaram o tratamento térmico de recozimento intercrítico em seis diferentes temperaturas e analisaram o volume de martensita formada para cada uma delas. A 715°C o volume de martensita formado foi de 3%, a 730°C o volume de martensita formado foi de 18% a 760 °C o volume de martensita formado foi de 35% e a 800°C o volume de martensita

formado foi de 55%, todos esses valores com exceção a 730°C tem uma variação de +/- 5%. Na teoria, a 900°C foi formado 100% de volume de martensita, visto que o material estaria todo austenitizado (HAYAT e UZUN, 2011).

**Figura 3.3 – Aumento da fração volumétrica martensítica com o aumento da temperatura de encharque durante o recozimento intercrítico direto.**



Fonte: HAYAT e UZUN, 2011.

Segundo os autores, os valores estão em conformidade com a regra da alavanca na região bifásica (ferrita + austenita ( $\delta + \alpha$ )) para o aço inicial utilizado, pois com o aumento da temperatura no diagrama ferro-carbono da liga, a mesma possuiria uma maior porcentagem de austenita na temperatura intercrítica, de forma que essa mesma austenita se transforma em um maior volume de martensita ao final do processo (HAYAT e UZUN, 2011).

### 3.3 Processamento dos aços *dual phase*

Existem diversos tipos de processamento para a obtenção dos aços bifásicos, o que na verdade gera uma diversidade de aços bifásicos diferentes, com diferentes características microestruturais, com variações de frações volumétricas dos constituintes, diferentes morfologias e estrutura dos constituintes (HABIBI *et al.*, 2016).

Os aços *dual phase* geralmente são encontrados na forma de planos (folhas, tiras ou chapas), pois passam por um posterior processo estampagem para a sua subsequente aplicação

final. Para a obtenção desses aços bifásicos, na maioria das vezes é realizado um tratamento térmico após o processo de laminação a frio chamado de recozimento intercrítico, onde o material é levado até uma determinada temperatura no campo intercrítico  $\alpha+\delta$  (ferrita+austenita), onde é deixado por um determinado tempo de encharque seguido por um resfriamento brusco do plano. Dessa maneira, é possível obter a microestrutura desejada do material com uma matriz ferrítica com ilhas de martensita, pois a ferrita é estável no campo intercrítico e também após o resfriamento. Já a austenita não é estável após esse resfriamento brusco, se transformando em martensita mediante uma transformação displaciva que necessita de uma força motriz para ocorrer, que nesse caso é o resfriamento brusco (SILVA e MEI, 2010).

Esse recozimento intercrítico geralmente é feito de duas maneiras, chamados de recozimento intercrítico direto e recozimento intercrítico contínuo, que também podem influenciar nas propriedades e microestrutura do material formado, de acordo com o tempo, temperatura de encharque e meio de resfriamento, como foi analisado por Ghaheri, Shafyei, Honamand (2014). Esses autores realizaram os dois tratamentos em um aço de mesma composição química. Primeiramente, antes de realizar os dois diferentes tipos de tratamento ambos os materiais foram levados a uma temperatura de 1200°C durante 3 horas de encharque, para uma completa homogeneização do aço com eliminação das bandas de deformação. Em seguida foi realizada uma posterior normalização levando o material até uma temperatura de 920°C por 20 minutos com formação de grãos relativamente pequenos. Depois dessa primeira etapa, um primeiro grupo de amostras sofreu um tratamento de recozimento intercrítico direto onde o aço foi deixado por 1 hora em quatro diferentes temperaturas (725°C, 750°C, 770°C e 800°C) com o posterior resfriamento brusco e a formação da matriz ferrítica com ilhas de martensitas dispersas na matriz.

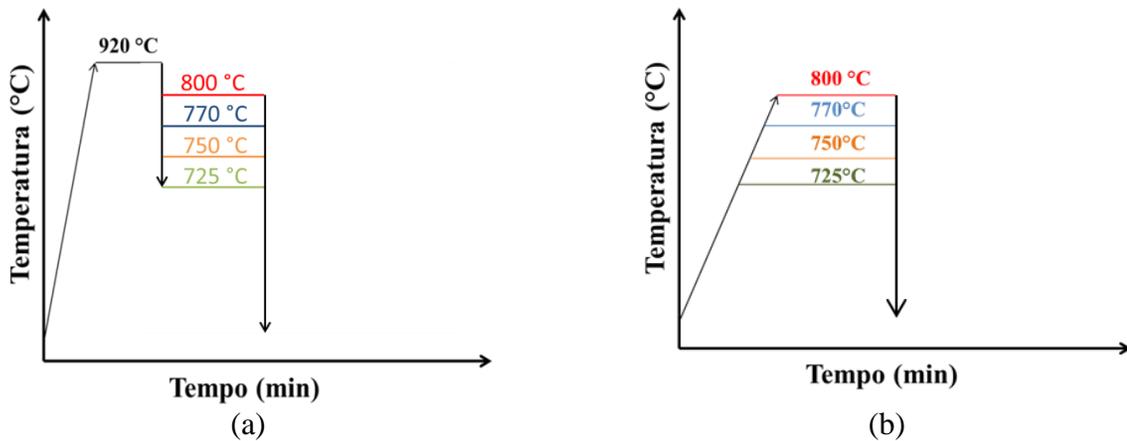
No segundo grupo de amostras foi realizado o tratamento de recozimento intercrítico contínuo, onde as mesmas foram previamente austenitizadas a 920°C por 15 minutos, seguido por um encharque de 1 hora em quatro diferentes temperaturas (725°C, 750°C, 770°C e 800°C) com posterior resfriamento brusco, formando também a microestrutura desejada. Na Figura 3.4 é mostrada uma representação dos tratamentos realizados por Ghaheri, Shafyei e Honamand (2014) em seus estudos.

Um terceiro método também utilizado para produzir aços *dual phase* é o processamento termomecânico em aços com baixos teores de carbono, o mesmo consiste em uma etapa de

laminação a frio após a etapa de normalização e antes do aquecimento até a temperatura intercrítica, para posteriormente sofrer o resfriamento brusco.

A formação da austenita durante o tratamento térmico de recozimento intercrítico é o primeiro passo para a produção dos aços bifásicos. As variáveis para a obtenção da microestrutura final após o processamento são a microestrutura de partida, a composição do aço, o tempo e a temperatura de recozimento, o que também ajuda a determinar a distribuição da austenita na matriz de ferrita quando o material está em altas temperaturas no recozimento intercrítico. Quanto maior o teor de carbono de um aço, maior será a quantidade de austenita formada a uma dada temperatura no campo bifásico. Além disso, quanto maior for a temperatura de recozimento intercrítico, maior será a quantidade de austenita formada. Inicialmente, o crescimento da austenita depende apenas da difusão de carbono rápida, independente da difusão de outros elementos de liga, como o manganês e silício, por exemplo (KRAUSS, 2005).

**Figura 3.4 – Ciclo de processamento de recozimento intercrítico contínuo e recozimento intercrítico direto.**



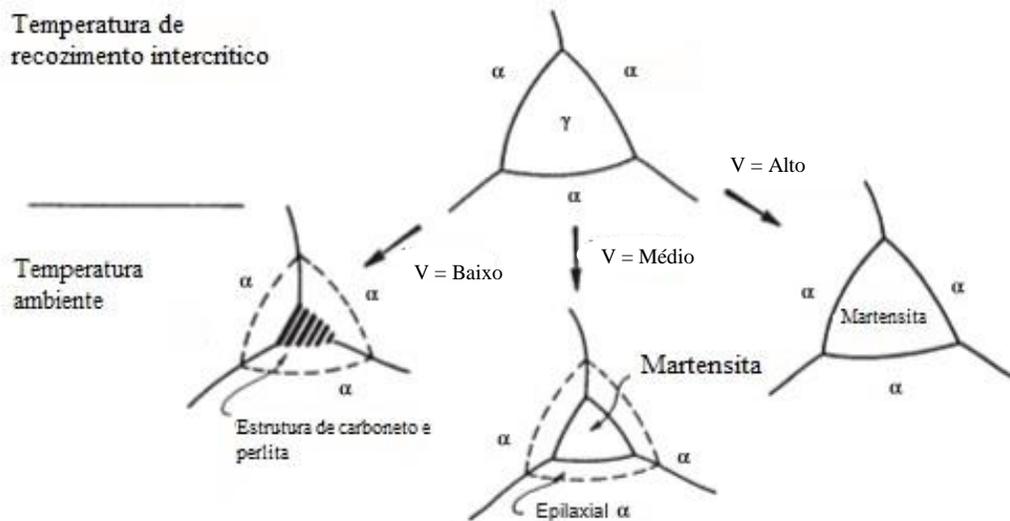
(a) Recozimento Intercrítico Contínuo; (b) Recozimento Intercrítico Direto.

Fonte: GAHERI, SHAFYEI e HONARMAND, 2014 (Modificado).

As características da austenita formada influenciam nas características da martensita obtida ao final do processo, como o tamanho de grão e a dispersão da mesma na matriz. Outras variáveis para a formação da martensita é o tempo e o meio de resfriamento da peça durante o tratamento térmico, que modifica a estrutura final da martensita formada (KRAUSS, 2015). A morfologia da martensita obtida após esse processo é extremamente importante para as propriedades do material (ZHANG *et al.* 2015). Na Figura 3.5 é demonstrada a formação de martensita a partir da austenita e a influência da velocidade de resfriamento (KRAUSS, 2015).

A maior dificuldade no processo de produção desses aços é conseguir tamanhos de grãos refinados que possam melhorar as propriedades mecânicas desse material e que os mesmos ainda tenham um custo relativamente baixo para determinada aplicação. Esse refinamento de grãos é obtido por meio da adição de elementos de liga como o Mn, Mo, Nb, que resultam em uma melhora nas propriedades mecânicas do material. Porém, essa adição de agrupamentos químicos tem como consequências um aumento do custo do produto final e uma maior dificuldade do controle do processamento do material obtido para comercialização (ZHAO *et al*, 2014). Dessa forma, é necessária uma avaliação específica das necessidades do material para aplicação e a quantidade de elementos de liga adicionados, visando o menor custo do material (MAZAHERI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2014).

**Figura 3.5 – Representação da transformação da austenita em 3 velocidades diferentes de resfriamento.**



Fonte: KRAUSS, 2015 (Traduzido).

Embora os aços DP tenham melhores propriedades mecânicas, em comparação com outros aços de alta resistência e baixo teor de carbono, há sempre o desejo de melhorar ainda mais essas propriedades características dos aços bifásicos. Os métodos tradicionais empregados para reforçar essa classe de aços geralmente consistem na modificação química do material, como aumentar o teor de carbono, que também ocasiona alguns prejuízos como, por exemplo, a dificuldade de soldabilidade do material, ou a adição de elementos de liga, que aumenta significativamente o custo final do material (MAZAHERI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2014).

Portanto, existe uma margem de modificações para desenvolver novas técnicas de processamento com o objetivo de reduzir o custo do material e, simultaneamente, melhorar as propriedades mecânicas. Nos últimos anos, novas rotas de processamento têm sido desenvolvidas para atender essas necessidades, aumentando a resistência mecânica e ductilidade por refinamento da microestrutura, em vez de adição de elementos de liga (MAZAHERI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2014).

### **3.4 Propriedades dos aços *dual phase***

Ao realizar o processamento adequado e obter a estrutura bifásica característica dos aços *dual phase*, o material apresenta como uma de suas principais características a alta resistência à tração, como consequência de uma microestrutura que mescla uma matriz com boa ductilidade e ilhas duras de martensita de elevada resistência mecânica. Outros fatores que elevam a resistência à tração são o alongamento contínuo que é elevado e uniforme, a alta tenacidade e um baixo limite de elasticidade. O responsável por todas essas propriedades é o mecanismo de transformação displaciva da austenita em martensita, que ocorre no resfriamento brusco do material no recozimento intercrítico. Essa transformação causa imperfeições na rede cristalina e tensões residuais no material, gerando uma série de novas discordâncias livres na matriz ferrítica à temperatura ambiente. A relativamente fácil movimentação dessas discordâncias permite que ocorra mais facilmente o regime plástico no aço *dual phase*. (MALEQUE, POON e MASJUKI, 2004).

A formação de martensita dispersa ao longo matriz ferrítica reforça o material, ou seja, quanto mais martensita, maior o fortalecimento, causando também uma alta densidade de discordâncias na matriz ferrítica, estas deslocamentos são geradas pelo cisalhamento causado e a grande alteração volumétrica associada à transformação da austenita em martensita após o resfriamento brusco. De maneira que essa elevada quantidade de discordâncias na matriz ferrítica não permite que os aços bifásicos apresentem patamar de escoamento devido à falta de barreiras para a movimentação dessas discordâncias (KRAUSS, 2015).

Todas essas propriedades características dos aços bifásicos são influenciadas pela microestrutura do material. Ao realizar três diferentes tipos de processamento no mesmo material, variando três temperaturas diferentes (780°C, amostra A; 800°C, amostra B e 820°C, amostra C)

de encharque durante o tratamento térmico de recozimento intercrítico, Zhao *et al.* (2014) analisaram a diferença da microestrutura formada e as propriedades obtidas após esses processamentos. Na Tabela 3.2 e a Figura 3.6 são apresentados os resultados obtidos pelos autores (ZHAO, TONG e LIANG, 2014).

As curvas obtidas e os valores de resistência à tração, que são uma função da fração de volume dos constituintes e a sua respectiva dureza, diminuem com o aumento das temperaturas de recozimento intercríticos. Isso se explica pelos efeitos contraditórios do aumento da fração do volume da martensita na resistência à tração. Primeiramente, o aumento do volume de martensita no material aumenta a resistência à tração, pois eleva o volume da fase dura na microestrutura como um todo. Por outro lado, o teor de carbono da martensita diminui com o aumento do volume da mesma. Desta forma, quanto mais martensita formada, menor será a dureza dessa martensita, pois uma mesma quantidade de átomos de carbono forma uma maior quantidade de martensita. Dessa forma, um maior volume de martensita terá uma dureza inferior, devido ao fato de que a dureza da martensita é determinada principalmente pelo teor de carbono da mesma (ZHAO, TONG e LIANG, 2014).

**Tabela 3.2 – Valores das propriedades mecânicas obtidas para o mesmo aço processados em diferentes temperaturas de tratamento intercrítico**

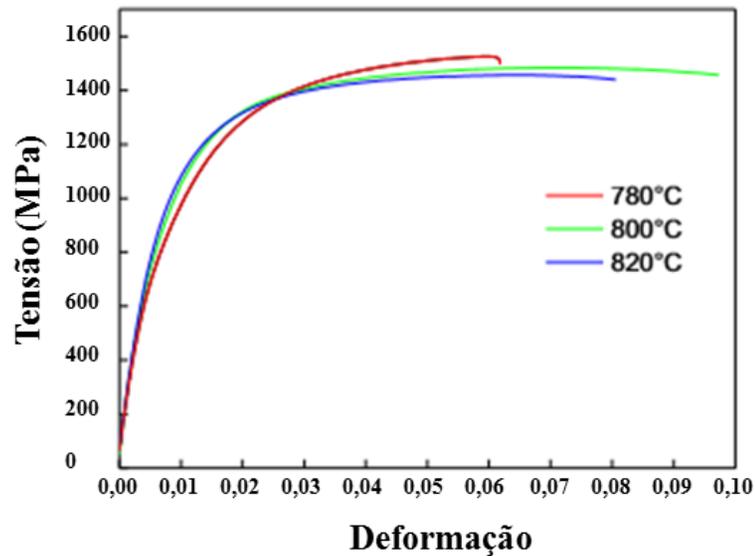
<b>Amostra</b>	<b>Temperatura Intercrítica (°C)</b>	<b>Limite de Escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>	<b>Alongamento Total (%)</b>
<b>Amostra 1</b>	780	775	1525	7
<b>Amostra 2</b>	800	873	1483	11
<b>Amostra 3</b>	820	902	1457	10

Fonte: ZHAO *et al.*, 2014.

Dessa forma, a resistência à tração das amostras analisadas pelo autor diminui com o aumento da temperatura de encharque do recozimento intercrítico em função principalmente da severidade da “têmpera”, e a formação de um maior volume de martensita. Além dessas propriedades, é possível observar também o aumento do alongamento total e da ductilidade do material com o aumento da temperatura do tratamento térmico, sendo explicado pelos mesmos

motivos anteriores. De modo que a ductilidade da martensita formada é maior, e como consequência aumenta a ductilidade da peça como um todo. Já o alongamento total diminui com o aumento das temperaturas, pois um maior volume de martensita formada, gera uma maior distorção da estrutura cristalina da matriz ferrítica, gerando uma maior fragilidade no material analisado (ZHAO, TONG e LIANG, 2014).

**Figura 3.6 – Comparação das curvas tensão *versus* deformação das amostras 1, 2 e 3.**

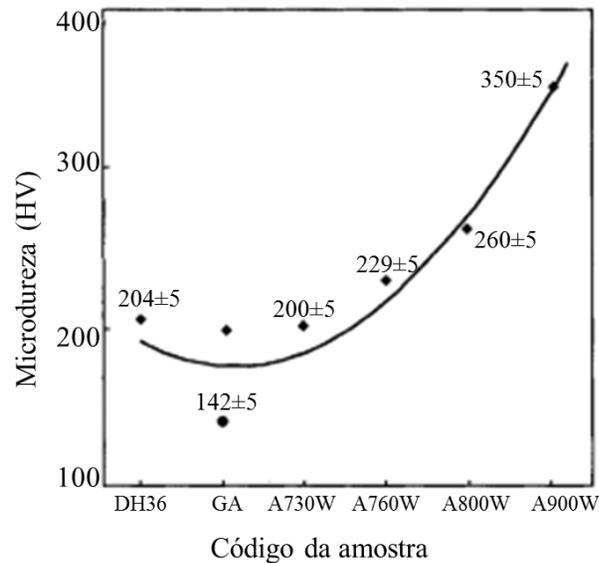


Fonte: ZHAO *et al*, 2016.

Analisando a dureza do material, Hayat e Uzun (2011) pesquisaram a variação dos valores de dureza Vickers no estado inicial do aço bifásico e após o tratamento térmico de recozimento intercrítico a 730, 760, 800 e 900 °C e compararam os valores obtidos para cada amostra e também com outra classe de aços, a DH36. Os ensaios foram realizados empregando microdureza Vickers e na Figura 3.7 são apresentados valores encontrados para cada amostra com a sua respectiva variação de resultados (HAYAT e UZUN, 2011).

Ao analisar os resultados, foi observado um aumento no valor de dureza com o aumento da temperatura de encharque do tratamento térmico, isso provavelmente é observado devido ao aumento do volume de martensita, que é mais dura que a matriz ferrítica. Esse maior volume da segunda fase se dá pela elevação na quantidade de austenita com o aumento da temperatura, levando no resfriamento subsequente da peça à ocorrência de maior transformação martensítica (HAYAT e UZUN, 2011).

**Figura 3.7 – Microdureza Vickers para cada amostra após o recozimento intercrítico.**



(a) Aço GA, amostra em estado inicial; (b) A730W, após sofrer recozimento intercrítico a 730°C; (c) A760W, após sofrer recozimento intercrítico a 760°C; (d) A800W, após sofrer recozimento intercrítico a 800°C; (e) A900W, após sofrer recozimento intercrítico a 900°C.

Fonte: HAYAT e UZUN, 2011.

### 3.5 Envelhecimento em aços bifásicos

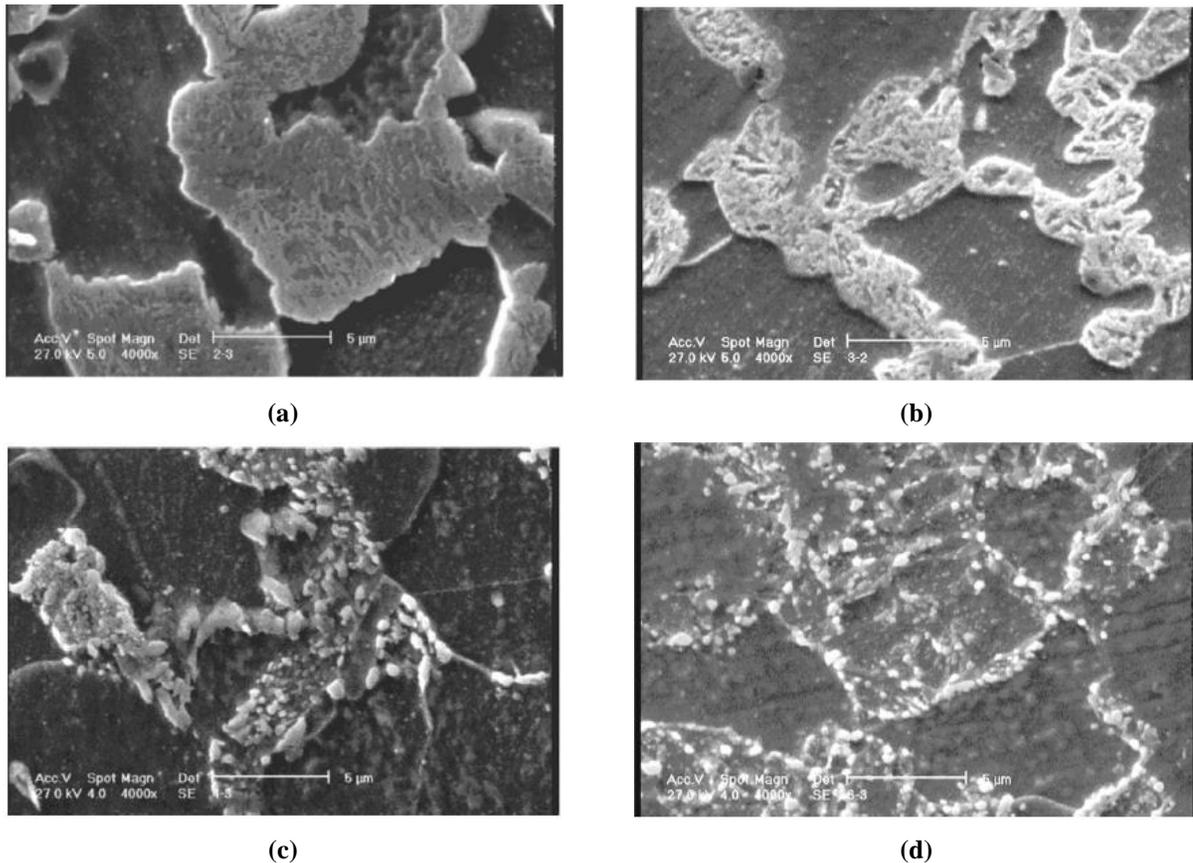
Embora não seja convencional o uso de tratamentos térmicos após a produção dos aços bifásicos, durante algumas etapas de conformação e produção de carrocerias de carros, por exemplo, estes materiais podem ser expostos a temperaturas elevadas, como em etapas de galvanização, aproximadamente 420°C por alguns segundos e pintura, geralmente 170°C por 20 minutos, afetando a microestrutura e propriedades dos mesmos (GUNDUZ, 2009; SAYED e KHEIRANDISH, 2012).

Segundo Sayed e Kheirandish (2012) o tratamento térmico de envelhecimento, também chamado de revenimento, reduz a tensão residual presente no material devido ao processamento de transformação martensítica, que gera uma elevada densidade de deslocamentos na ferrita, principalmente na ferrita ao redor do constituinte MA. Com o aumento da temperatura de

envelhecimento, a formação de carbonetos começa a acontecer quando a martensita se torna menos tetragonal e a quantidade de discordâncias e tensões residuais diminuem. Aumentado ainda mais a temperatura, estes carbonetos vão se transformando em cementita e a martensita perde cada vez mais a sua tetragonalidade (SAYED e KHEIRANDISH, 2012). Estas alterações também foram observadas por Gunduz (2009) em seus estudos (GUNDUZ, 2009).

Em seus estudos, Sayed e Kheirandish (2012) realizaram tratamentos de envelhecimento em um aço de composição 0.21% C, 1.18% Mn, 0.26% Si, 0.18% Cr, 0.2% Cu, 0.12% Ni, 0.03% P, 0.03% S, que foi submetido a temperaturas de 100°C a 600°C em tempos distintos de 0,5, 1 e 2 horas. Após seus estudos os autores concluíram que o tempo ótimo de processamento foi de 1 hora. Na figura 3.8 são apresentadas as microestruturas obtidas pelos autores após o processamento térmico de envelhecimento (SAYED e KHEIRANDISH, 2012).

**Figura 3.8 – Microestrutura de aços bifásicos após operação de envelhecimento em diferentes temperaturas.**



Material após envelhecimento nas temperaturas: (a) 200°C, (b) 400°C (c) 500°C e (d) 600°C.

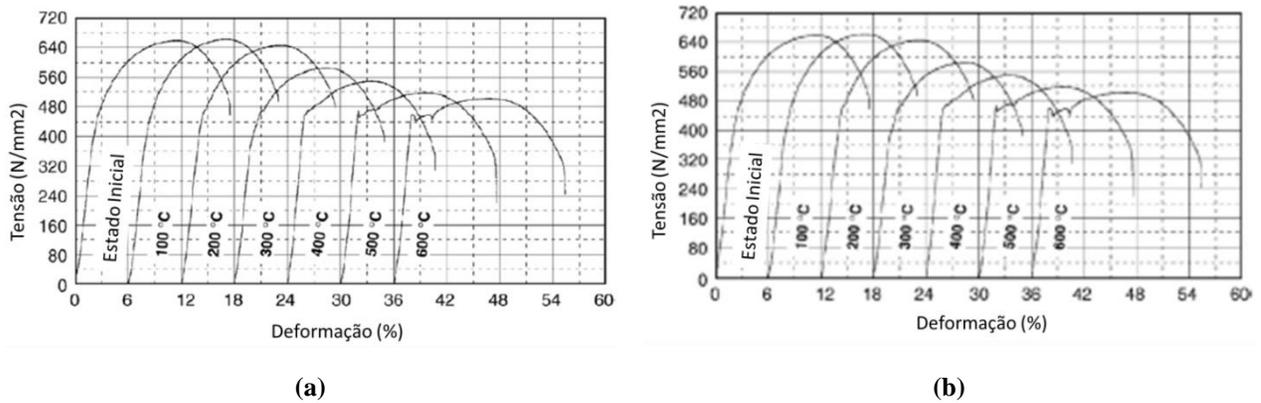
Fonte: SAYED e KHEIRANDISH, 2012.

Os autores perceberam que temperaturas abaixo de 200°C não foram suficientes para realizar alterações perceptíveis na microestrutura do material e que temperaturas superiores a 500°C o material sofria alterações microestruturais superiores às necessárias, e que as mesmas alteravam as propriedades do material além do necessário. Concluindo que as temperaturas de trabalho ideal estariam entre esta faixa de temperatura. De acordo com a figura 3.8, podemos perceber uma alteração da microestrutura formada após o tratamento a 400°C e a partir dos tratamentos à 500°C, as ilhas martensíticas se transformaram em partículas finas devido a difusão do carbono e formação de carbonetos e a 600°C as ilhas praticamente sumiram e se transformaram em cementita e ferrita, alterações que afetam drasticamente as propriedades e aplicações deste material (SAYED e KHEIRANDISH, 2012).

Já Gunduz (2019) realizou estudos da influência da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas de aços *dual phase* comuns e microligados por meio de ensaios de tração. As modificações microestruturais tiveram influência direta nas características e propriedades dos materiais. Na figura 3.9 são apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação obtidas após os tratamentos térmicos de revenimento à 100°C, 200°C, 300°C, 400°C, 500°C e 600°C.

Ao analisar a figura 3.9, percebe-se que ambos os materiais não possuem patamar de escoamento antes de serem submetidas aos processamentos térmicos, porém ao serem submetidas ao tratamento de envelhecimento a 300°, 400°, 500° e 600°C os materiais começaram a apresentar um comportamento descontínuo, isso ocorre devido a difusão intersticial de átomos de carbono para regiões de linhas de discordância geradas durante o resfriamento brusco. Não são perceptíveis grandes variações no limite de escoamento em ambos os grupos, porém observa-se uma diminuição do limite de resistência à tração e aumento do alongamento uniforme com o aumento da temperatura de tratamento de envelhecimento. Em relação as temperaturas de 100°C e 200°C, não são observadas grandes diferenças microestruturais e nos valores obtidos com a obtenção das curvas de tração. Ambos os aços exibiram comportamento semelhantes após os tratamentos de revenimento (GUNDUZ, 2019).

**Figura 3.9 – Curvas tensão versus deformação obtidas após operação de envelhecimento em diferentes temperaturas em aços DP convencionais e microligados.**



(a) Aço DP convencional e (b) aço DP microligado

Fonte: GUNDUZ, 2009 (Adaptado).

### 3.6 Estudo da anisotropia

As características e propriedades mecânicas de um material que sofreu um processo de conformação, como por exemplo, laminação, são totalmente dependentes da direção da orientação dos grãos. Desta forma, a direção de retirada de um corpo de prova é extremamente importante para a avaliação destas propriedades (MENEZES, ZOTTI e ROCHA; 2015). A microestrutura do material possui orientação preferencial para a direção de maior deformação. De forma que o alongamento do material apresenta uma tendência preferencial de ocorrer no sentido da orientação dos grãos (BRESCHIANI, SILVA e BATALHA, 2011).

Este fenômeno é conhecido como anisotropia, e não envolve apenas a orientação preferencial dos grãos, mas também determinadas características devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregações e tensões internas (MENEZES, ZOTTI e ROCHA; 2015). A anisotropia pode acontecer segundo o plano da chapa ou em relação ao plano de espessura da chapa, denominadas anisotropia planar e anisotropia normal, respectivamente (MAGALHÃES, 2015).

As definições dos valores de anisotropia normal e anisotropia planar ajudam a prever e identificar o comportamento do material durante o processo de conformação, principalmente a estampagem (ASTM E517, 2000). Estes valores podem ser definidos por meio do cálculo do índice de anisotropia ( $r$ ), que é calculado a partir da razão da deformação verdadeira na espessura

e na largura do corpo de prova de tração (MENEZES, ZOTTI e ROCHA; 2015). O cálculo do valor de  $r$  é apresentado na equação 3.1, que utiliza os valores de largura e comprimento iniciais e finais para determinação de  $r$ . É realizada uma relação equivalente entre espessura e estes dois outros parâmetros, pelo fato da deformação mensurada na espessura não ter uma boa precisão para determinação do índice de anisotropia (MAGALHÃES, 2015).

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_f \times w_f}{l_0 \times w_0}\right)} \quad (3.1)$$

Onde:

$w_0$  – largura inicial

$w_f$  – largura final

$l_f$  – comprimento final

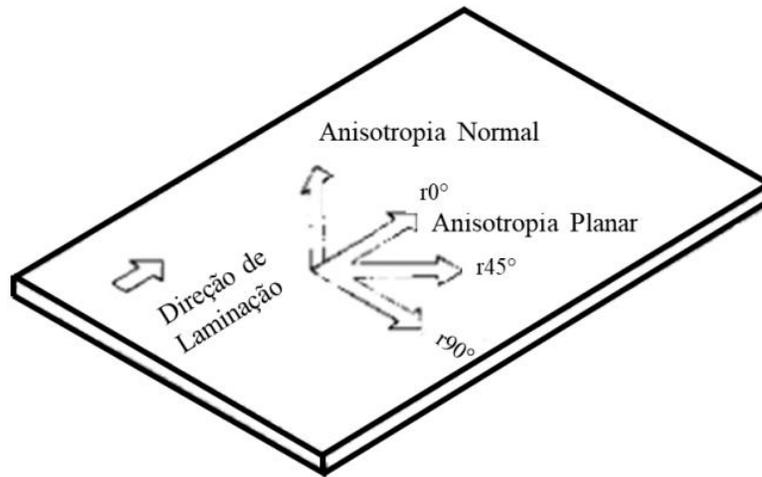
$l_0$  – comprimento inicial

Os corpos de prova devem ser retirados em mais de uma direção de laminação, conforme é apresentada na figura 3.10, para determinação dos diferentes valores de  $r$  para cada direção, de acordo com a equação 3.1. Assim, sendo possível analisar as características anisotrópicas de cada material (REIS, 2002).

Materiais isotrópicos possuem valores de  $r$  iguais em todas as direções e são iguais a 1, evidenciando que o material não possui nenhuma orientação cristalográfica preferencial (REIS, 2002). Já os materiais que possuem os valores de  $r$  iguais, mas diferentes de 1, o material apresenta isotropia planar e normal puras, enquanto materiais que possuem os valores de índice de anisotropia diferentes em relação as direções de laminação, e diferentes de 1 o material apresenta anisotropia planar e normal (BRESCIANI, SILVA e BATALHA, 2011).

Quando os valores de  $r$  obtidos são maiores que 1, o material tem como característica a resistência ao afinamento da chapa e uma elevada resistência à tensão biaxial, sendo necessário um menor esforço para conformação da chapa, enquanto materiais que possuem valores de  $r$  menores que 1, o processo tende ocorrer com o afinamento da chapa (MAGALHÃES, 2015).

**Figura 3.10 – Direções de retirada de corpos de prova para cálculo de índice de anisotropia.**



Fonte: REIS, 2002 (Adaptado).

Para realização dos cálculos de anisotropia normal, é utilizada a equação 3.2, enquanto para definição de anisotropia planar, é utilizada a equação 3.3 (MAGALHÃES, 2015).

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (3.2)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (3.3)$$

Segundo Menezes *et al.* (2015), os materiais para aplicação em estampagem profunda, é desejável a utilização de um material com elevado valor de anisotropia normal e valores de anisotropia planar próximos de zero, pois estas características proporcionam uma maior resistência ao afinamento da chapa e possível falhas durante a estampagem do material. Caetano (2015) em seus estudos comparou as propriedades de estampabilidade de dois aços avançados de alta resistência, o TRIP780 e o DP780, com aplicação de deformação de 12%. Ao realizar comparações utilizando índice de anisotropia, anisotropia normal média e anisotropia planar, o autor percebeu que as diferenças microestruturais entre os materiais faziam com que os mesmos tivessem diferentes propriedades em relação a sua estampabilidade. Na tabela 3.3 são

apresentados os valores encontrados após a realização de ensaio de tração de 0°, 45° e 90°, em relação à direção de laminação, nos aços TRIP e *dual phase* (CAETANO, 2015).

**Tabela 3.3 – Comparação das propriedades anisotrópicas entre aços avançados de alta resistência.**

<b>Aço</b>	<b>Orientação</b>	<b><math>r</math></b>	<b><math>\bar{r}</math></b>	<b><math>\Delta r</math></b>
<b>TRIP780</b>	0°	0,918	0,948	0,185
	45°	0,856		
	90°	1,163		
<b>DP780</b>	0°	0,978	0,730	0,298
	45°	0,581		
	90°	0,780		

Fonte: CAETANO, 2015 (Adaptado).

O aço TRIP780 teve como resultado um coeficiente de anisotropia normal maior que o aço DP780, porém, ambos foram abaixo de 1, o que indica a dificuldade de conformação de peças que necessitem de uma maior profundidade de penetração do punção, pois aços com boas conformabilidade possuem um valor de anisotropia normal maior que 1,6. Ambos os materiais manifestaram índice de anisotropia diferentes em relação as três orientações, o que mostra que os materiais possuem anisotropia normal e planar, exibindo diferentes respostas em relação aos esforços aplicados ao material. Pode-se relacionar estes resultados a microestrutura do material, os aços TRIP exibem maiores valores de alongamento e melhor estampabilidade devido a transformação da austenita em martensita por deformação plástica, o que aumenta o expoente de encruamento do material e evita a estrição, enquanto os aços *dual phase* demonstraram menores valores em todas as direções, que está relacionado a maior porção volumétrica martensítica presente na microestrutura deste material (CAETANO, 2015).

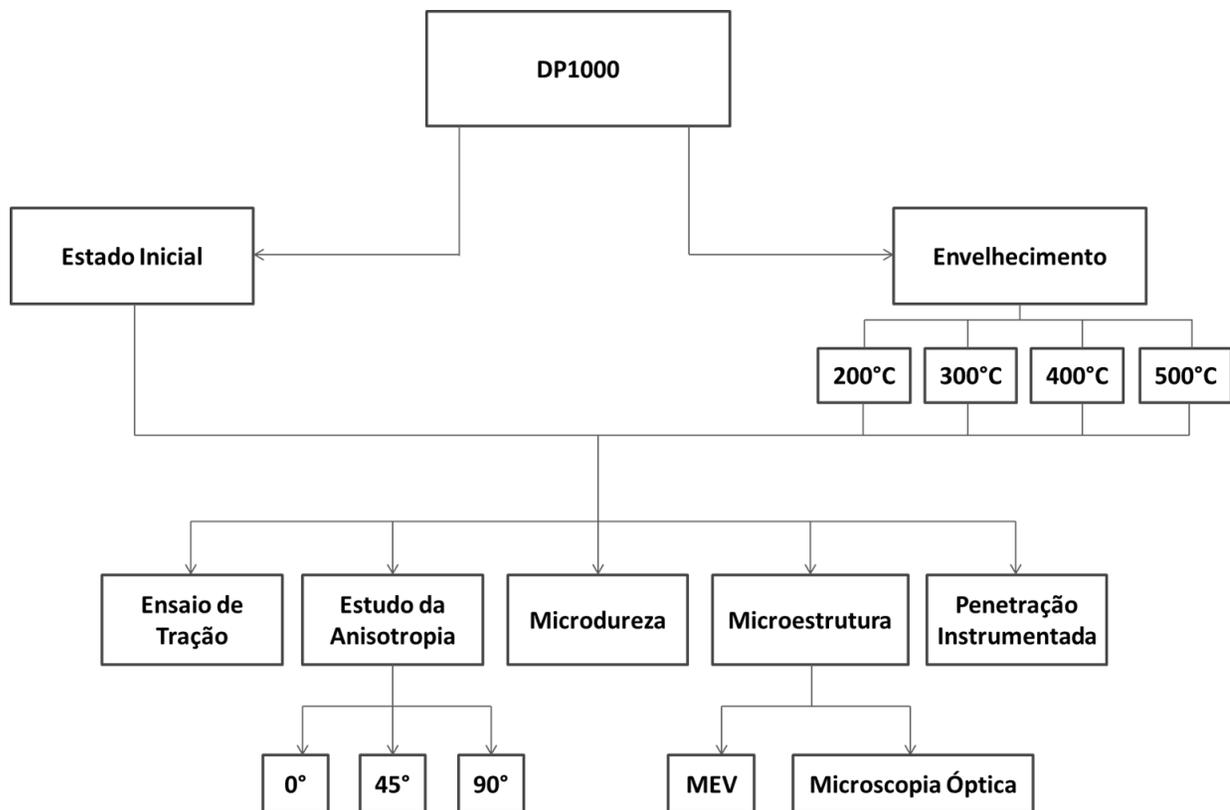
## 4.MATERIAL E MÉTODOS

### 4.1 Procedimentos gerais do trabalho desenvolvido

O trabalho desenvolvido teve como procedimento de pesquisa a análise microestrutural por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Além da caracterização mecânica empregando ensaios de microdureza vickers, penetração instrumentada (ultra microdureza) e de tração, esses últimos para análise tanto das propriedades mecânicas e como para a avaliação da anisotropia do material. Todos esses procedimentos foram realizados no material em seu estado inicial e após o seu processamento térmico de revenimento.

O processamento térmico de revenimento foi realizado em quatro temperaturas distintas (200°C, 300°C, 400°C e 500°C), com o intuito de avaliar a influência da temperatura de envelhecimento nas propriedades mecânicas, microestrutura e anisotropia do aço DP1000. Na figura 4.1 é representado um fluxograma com as análises realizadas no estudo do aço *dual phase*.

Figura 4.1 – Fluxograma relativo aos procedimentos experimentais realizados.



Fonte: Próprio autor.

## 4.2 Material

O material estudado foi um aço *dual phase* com limite de resistência a tração próximo a 1000MPa, em estado inicial, classificado como DP1000, na forma de chapa com 1,5mm de espessura. A sua composição química (%em peso) é apresentada na tabela 4.1.

**Tabela 4.1 – Composição química (%em peso) do material estudado no trabalho.**

<b>Elemento</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>Mo</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>
% em peso	0,121	0,499	1,58	0,0108	0,001	0,0207	0,0306
<b>Elemento</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>B</b>	<b>Nb</b>	<b>Cu</b>	<b>W</b>
% em peso	0,0065	0,0529	0,0022	<0,0004	0,0138	0,009	0,01

Fonte: MARTINS, 2015.

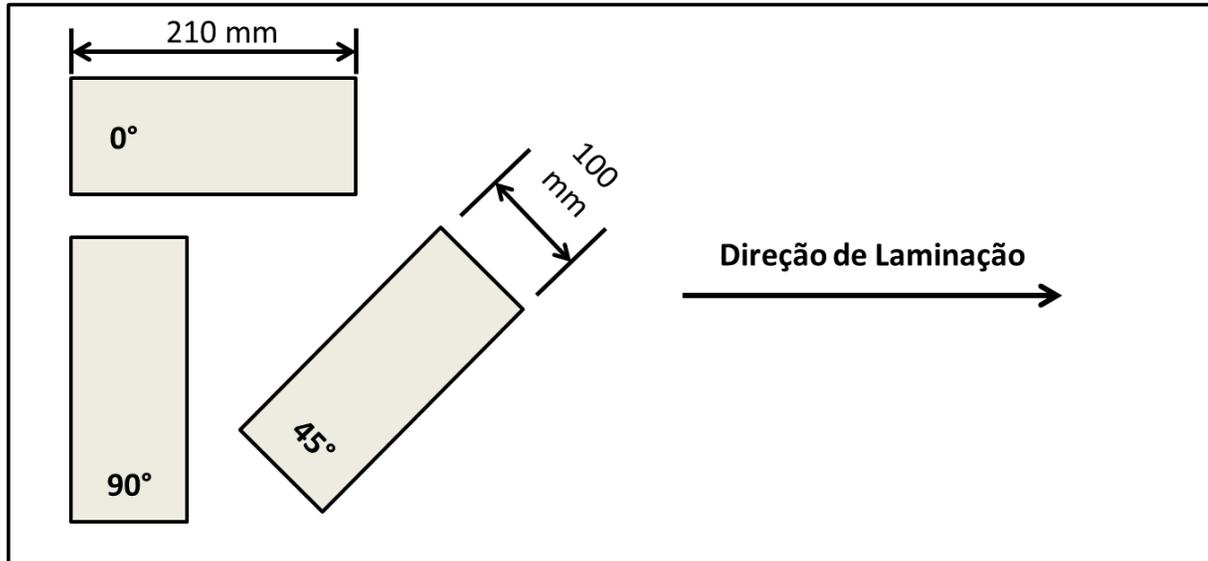
## 4.3 Confeção dos corpos de prova

Os corpos de prova para realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento foram produzidos a partir de corte em guilhotina, em chapas de 210 mm de comprimento por 100 mm de largura, para confecção posterior dos corpos de prova de tração. Estes, por sua vez, foram produzidos de acordo com a norma NBR 6152-1 (2002), com a utilização de corte por jato d'água.

Os corpos de prova obtidos das chapas de aço *dual phase* foram produzidos de acordo com a direção de laminação para estudo da influência da anisotropia do material, assim, estes cortes foram feitos em três direções em relação à direção de laminação, elas são longitudinal (0°), diagonal (45°) e transversal (90°). Desta forma, foram produzidos três corpos de prova para cada condição de processamento térmico. Na figura 4.2 estão esquematizados os cortes realizados nas chapas para realização de tratamento térmico e posterior produção de corpos de prova para ensaio de tração.

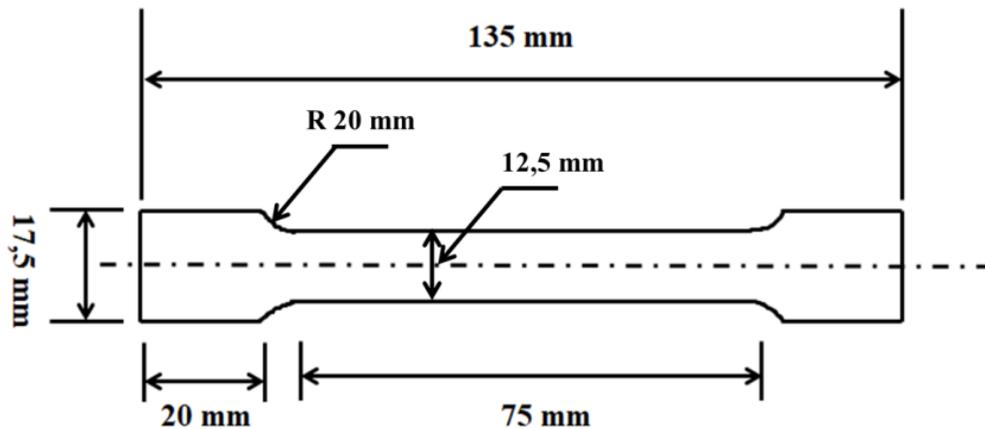
Após a realização dos tratamentos térmicos nas chapas, foram produzidos três corpos de prova de tração para todas as condições em análise, as dimensões dos corpos de prova produzidos são exibidas na figura 4.3.

Figura 4.2 – Esquemática dos cortes realizados na chapa de aço DP 1000 em relação a sua direção de laminação.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 4.3 – Desenho esquemático das dimensões em milímetros do corpo de prova de tração produzido.



Fonte: Próprio Autor.

De forma adicional foram confeccionados corpos de prova de 10 mm de comprimento por 20 mm de largura para análise microestrutural, ensaios de microdureza e penetração instrumentada, para todas as condições de processamentos térmicos. Foram produzidas três

amostras para cada condição por meio de máquina de corte por disco abrasivo, cada amostra foi destinada para um dos três ensaios realizados citados anteriormente.

#### **4.4 Processamento térmico**

Foram realizados tratamentos térmicos de envelhecimento em quatro temperaturas distintas, 200°C, 300°C, 400°C e 500°C. Os processamentos térmicos foram realizados em forno de mufla, da marca Magnus, sem controle da atmosfera, todos com um tempo de envelhecimento de 60 minutos.

#### **4.5 Caracterização microestrutural dos aços bifásicos**

Com o intuito de verificar as alterações microestruturais no material após processamento, foram realizados ensaios metalográficos. Após o corte das amostras em máquina de corte por disco abrasivo, essas foram embutidas em polimetilmetacrilato. Em seguida, as amostras foram lixadas em lixas de óxido de alumínio e carbetto de silício: #120, #240, #320, #400 e #600, lavadas e secadas. Após esta etapa, as amostras foram polidas em panos com pasta de diamante de 9µm e 3µm. Com a finalização da etapa inicial de preparação metalográfica, as amostras então foram submetidas ao ataque químico com o reagente Nital 3%, que consiste em uma solução de ácido nítrico e álcool etílico PA. O Nital tem como característica o ataque ao constituinte MA, destacando esse em uma cor escura (microscopia óptica) e seus contornos de grão por meio da oxidação da microestrutura (COLPAERT, 2008).

Com a finalização da preparação das amostras, as peças embutidas foram usinadas em espessuras entre 6 mm e 8 mm para realização dos experimentos de dureza e penetração instrumentada. As amostras então foram analisadas por microscopia óptica (MO) em um microscópio da marca Fortel com sistema de digitalização de imagens Kontrol e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio Shimadzu modelo SSX-550 Superscan, mediante uso de imagens geradas por elétrons secundários, considerando diferentes ampliações.

#### ***4.5.1 Penetração instrumentada***

A realização do ensaio de penetração instrumentada, também conhecida como ultra microdureza, tem como objetivo a avaliação e análise da variação de dureza das fases presentes nos aços bifásicos antes e após os tratamentos térmicos nos quais o material foi submetido. Este ensaio permite que a análise seja feita em ambas as fases de forma separada.

Foi utilizada uma carga de 30mN com um tempo de 5 segundos de carga e 5 segundos de descarga. Para todos os parâmetros de processamento foram realizadas 10 impressões na ferrita e 10 endentações no constituinte MA, em seguida foram calculados os valores de dureza médio das fases e seus respectivos desvios padrão. O equipamento utilizado é da marca Shimadzu modelo DUH – 211S com penetrador Vickers.

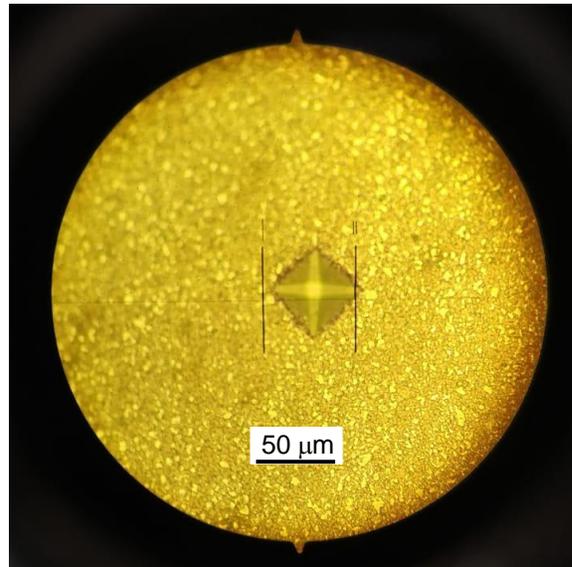
#### **4.6 Caracterização mecânica**

A caracterização mecânica foi realizada por meio de ensaios de microdureza Vickers e ensaios de tração dos diferentes aços DP desenvolvidos após os ciclos térmicos.

##### ***4.6.1 Ensaio de dureza***

Os ensaios de durezas foram conduzidos nas amostras embutidas e preparadas metalograficamente, com a realização de 10 medições por condição com uma carga de 1kgf, com o tempo de aplicação de 15 segundos. Após as medições, os valores médios e seus respectivos desvios padrão foram calculados. A escolha das regiões foi aleatória de forma que o ensaio pudesse representar da melhor forma a distribuição microestrutural do material como um todo em não só de uma fase distinta como o método de penetração instrumentada. Na figura 4.4 está apresentada a impressão obtida na amostra após a realização do ensaio de dureza. O equipamento utilizado foi um microdurômetro Shimadzu modelo HV 2T.

**Figura 4.4 – Impressão obtida após a realização de ensaio de dureza.**



Fonte: Próprio Autor.

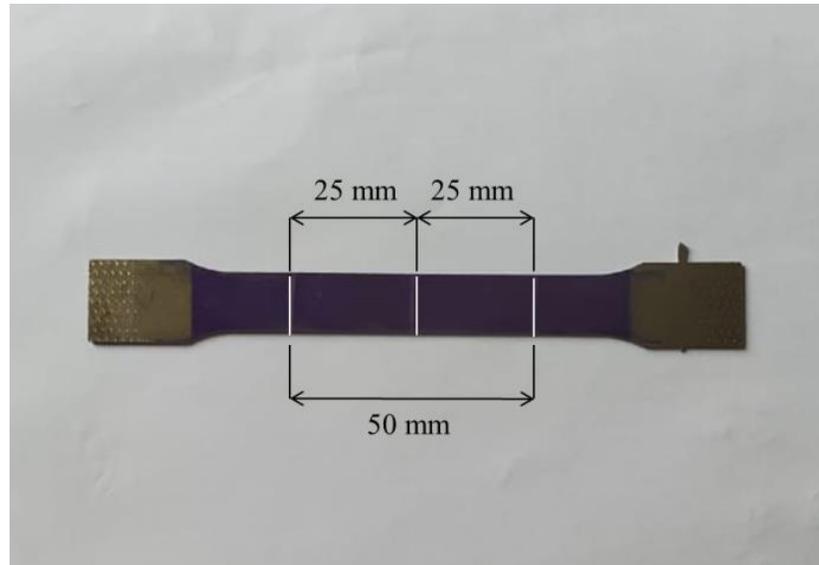
#### ***4.6.2 Ensaio de tração e estudo da anisotropia***

Para análise e estudo das propriedades mecânicas e estudo da anisotropia, foram realizados ensaios de tração para todas as condições de tratamento térmico e estado inicial nas diferentes direções em relação à direção de laminação.

Dos três corpos de prova produzidos para cada condição, um foi tracionado até a ruptura, de forma a possibilitar a obtenção dos valores de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento uniforme por meio da curva tensão-deformação convencional. Estes ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron Modelo 5582, com a utilização de extensômetro do tipo agulhas com abertura inicial de 50mm também da marca Instron.

Os outros dois corpos de prova por condição foram pintados com tinta de traçagem e em seguida marcados em sua região de comprimento útil com traçador de altura FWP Modelo Mara 250 em três posições distintas, no meio do corpo de prova e outras duas marcações com uma distância de 25 mm em relação à marcação central, uma para cada sentido do corpo de prova. Na figura 4.5 está apresentada o corpo de prova produzido após a operação de traçagem.

**Figura 4.5 – Corpo de prova utilizado para estudo da anisotropia do material.**



Fonte: Próprio Autor.

Segundo a norma ASTM E517 (2000), o valor de deformação utilizado para estudos anisotrópicos neste tipo de material ocorre em torno de 15% a 20%. Porém, após realizar o ensaio de tração em um corpo de prova por condição até atingir o limite de resistência à tração e observar a deformação máxima de todas as condições em estudo, decidiu-se aplicar uma deformação de 4% nos corpos de prova destinados ao estudo da anisotropia, devido ao valor máximo de deformação apresentado por algumas condições. Como esta determinação, ao atingir o valor de 4% de deformação o ensaio era interrompido automaticamente pela máquina universal de ensaios.

Para determinação dos coeficientes de anisotropia normal média e anisotropia planar foram utilizadas as equações 3.2 e 3.3, que foram calculadas a partir dos valores de  $\bar{r}$  obtidos por meio das médias das diferenças de largura e comprimento das três regiões demarcadas, utilizando a equação 3.1. Essas medições foram realizadas com o auxílio de um paquímetro digital, com precisão de 0,02mm.

## 5.RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização microestrutural

#### 5.1.1 Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

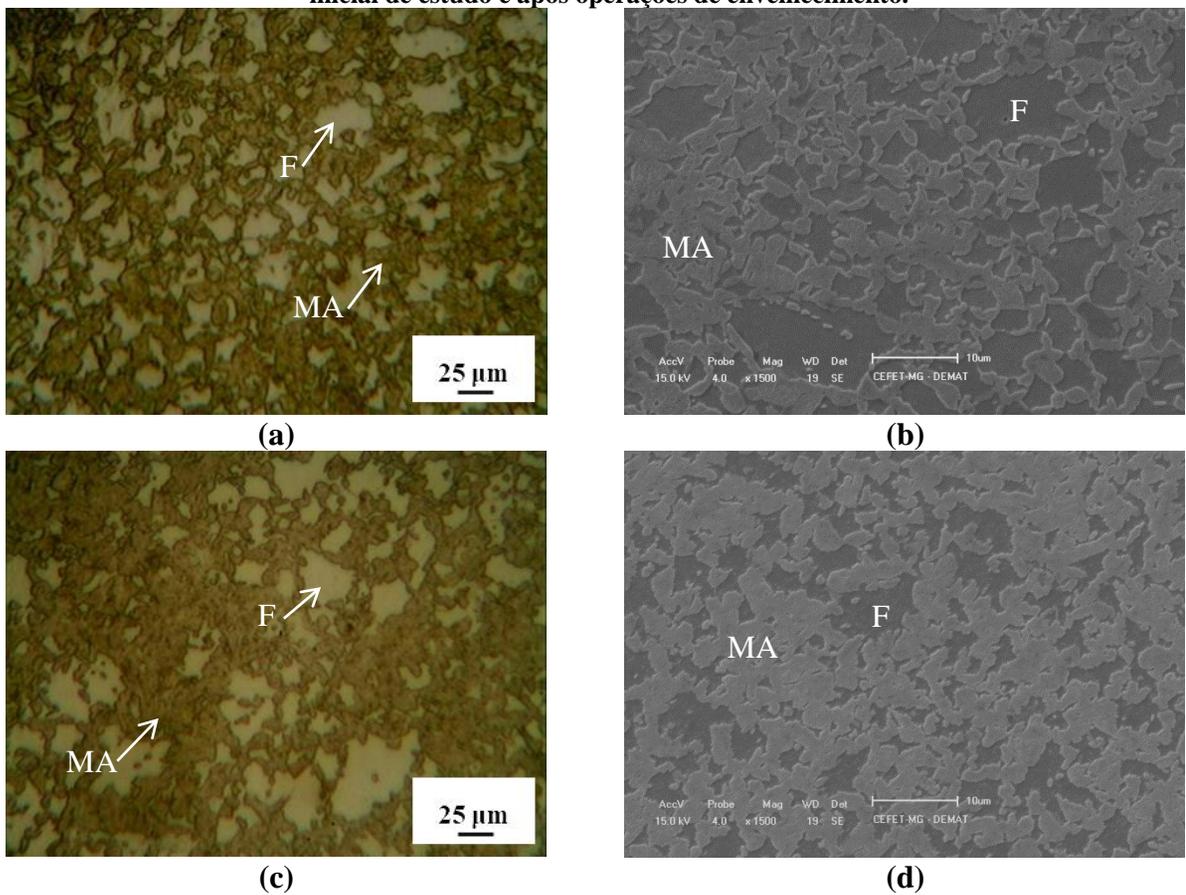
Na figura 5.1 são apresentadas as microscopias ópticas e microscopias eletrônicas de varredura (MEV) do aço bifásico em seu estado inicial de estudo, com limite de resistência próximo a 1000MPa e após as operações térmicas de envelhecimento em quatro diferentes temperaturas. As amostras tratadas entre 200°C e 400°C exibiram microestrutura típica de um aço DP, com a presença da matriz ferrítica, identificada com a letra F, o constituinte MA, identificado com as letras MA e os carbonetos com a letra C, na figura 5.1. Enquanto a amostra revenida a 500°C praticamente perdeu essa característica, onde as ripas de martensita foram praticamente destruídas pelo tratamento térmico.

Ao realizar uma análise qualitativa, observa-se que o aumento da temperatura de encharque no envelhecimento provoca alterações mais severas na microestrutura do material, principalmente em relação ao constituinte MA. Na temperatura de 200°, praticamente não são perceptíveis alterações microestruturais no material, a martensita e a ferrita continuaram com o mesmo aspecto. Já para a temperatura de 300°, foi possível observar em alguns pontos a presença de pequenos relevos na ferrita, evidenciados principalmente pelo MEV, que podem sugerir ao início de formação de carbonetos no sistema. Após a operação térmica a 400°C, observa-se uma grande alteração na martensita, perdendo o seu formato de ripas. Já a 500°C, a microestrutura praticamente perdeu a sua característica bifásica, onde o constituinte MA começou a se transformar em uma estrutura mais circular e com a presença de várias regiões com pequenos pontos pretos, evidenciados principalmente na microscopia óptica, sugerindo que ocorreu a precipitação de carbonetos, caracterizando uma difusão dos átomos de carbonos presentes na martensita.

Em diversos trabalhos da bibliografia foram encontrados resultados similares para aços bifásicos submetidos a operações de envelhecimento. Como Gunduz (2009) e Sayed e Kheirandish (2012), citados em seções anteriores, Fang, *et al.* (2003) apresentaram em seus estudos a

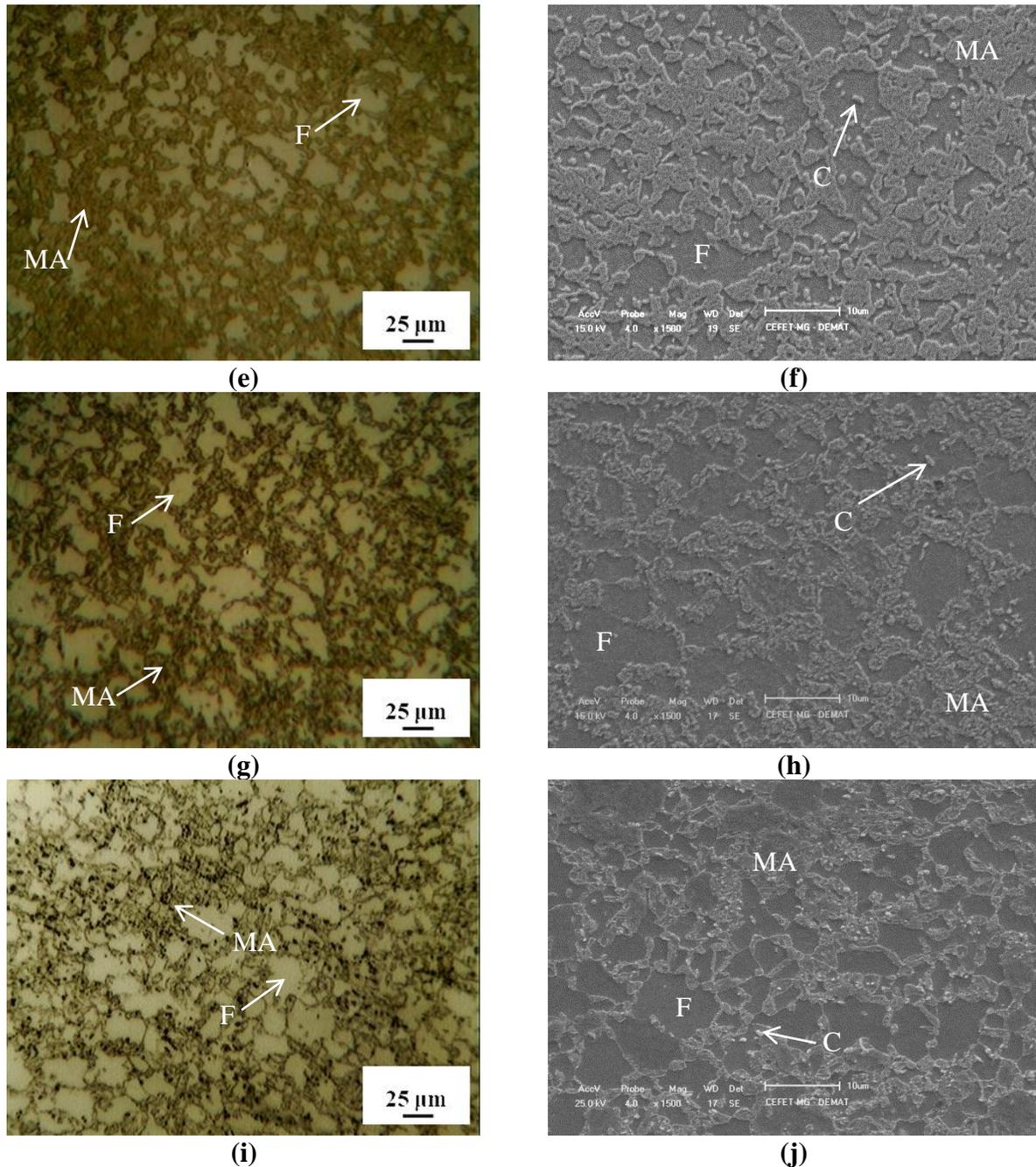
influência da temperatura de revenimento na microestrutura de um aço bifásico e observaram que temperaturas de revenimento inferiores a 150°C não produziam alterações perceptíveis na microestrutura do material, porém, em temperaturas acima deste valor afetam a microestrutura do material de forma efetiva, na figura 5.2 é apresentada a microestrutura obtida pelos autores antes e após a operação de revenimento a 250°C, onde é possível observar uma coalescência do constituinte MA (FANG, *et al.* 2003).

**Figura 5.1 – Microscopias ópticas e eletrônicas de varredura das amostras de aço *dual phase* no estado inicial de estudo e após operações de envelhecimento.**



**Figura 5.1 – Microscopias ópticas e eletrônicas de varredura das amostras de aço *dual phase* no estado inicial de estudo e após operações de envelhecimento.**

(continuação)



(a) estado inicial – microscopia óptica e (b) MEV; (c) envelhecimento 200°C - microscopia óptica e (d) MEV; (e) envelhecimento 300°C e (f) MEV; (g) envelhecimento 400°C e (h) MEV; (i) envelhecimento 500°C e (j) MEV.

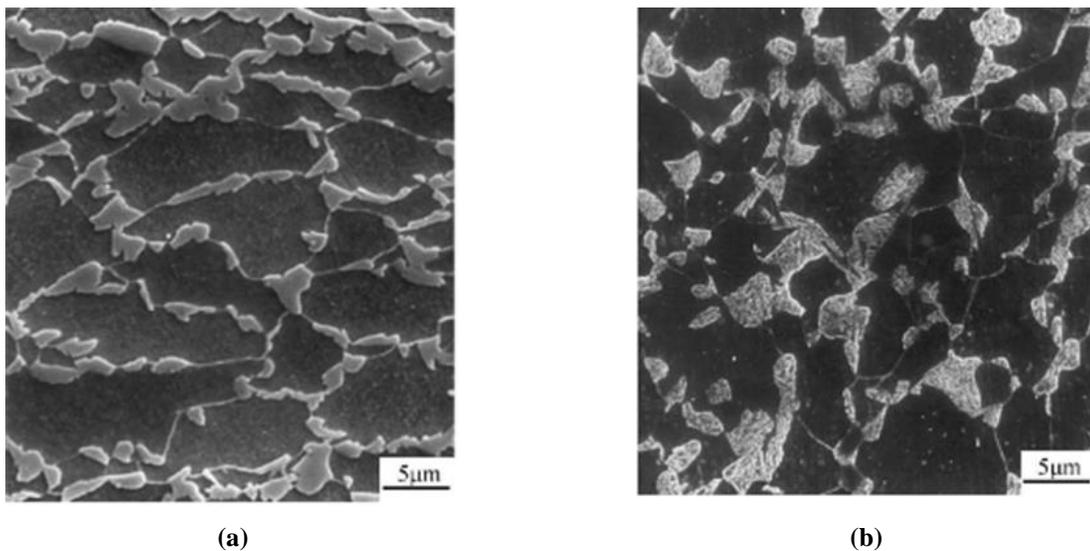
Fonte: Próprio Autor

Já Kamp, Celotto e Hanlon (2012) conseguiram observar a formação de carbonetos tanto na ferrita e no constituinte MA após a realização de tratamentos térmicos de envelhecimento,

inicialmente após 300°C no constituinte MA e na fase ferrítica apenas em temperaturas mais elevadas. Com a figura 5.3, o autor exibe os carbonetos formados com a realização do tratamento térmico de revenimento (KAMP, CELOTTO e HANLON, 2012).

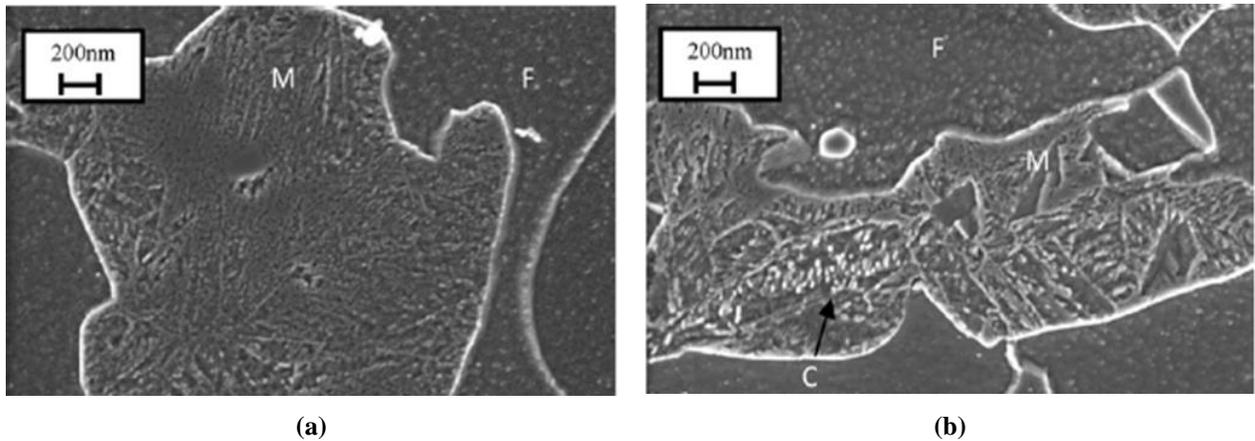
Como no presente estudo, a realização de envelhecimento a 200°C, por Kamp, Celotto e Hanlon (2012), não causou grandes alterações na microestrutura do material. Porém em 300°C, já observa-se o início das alterações na microestrutura do material, principalmente do constituinte MA, que teve como principais características a alteração da sua morfologia e o aparecimento de carbonetos, em temperaturas ainda maiores, as alterações ocorrem de forma ainda mais efetiva, até a temperatura de 700°C onde a microestrutura perdeu suas características iniciais. Na Figura 5.4 são apresentadas as microestruturas obtidas pelos autores (KAMP, CELOTTO e HANLON, 2012).

**Figura 5.2 – Microestrutura de um aço bifásico antes e após operação de revenimento a 250°C.**



(a) estado inicial, (b) após revenimento a 250°C.  
Fonte: FANG, *et. al* 2003.

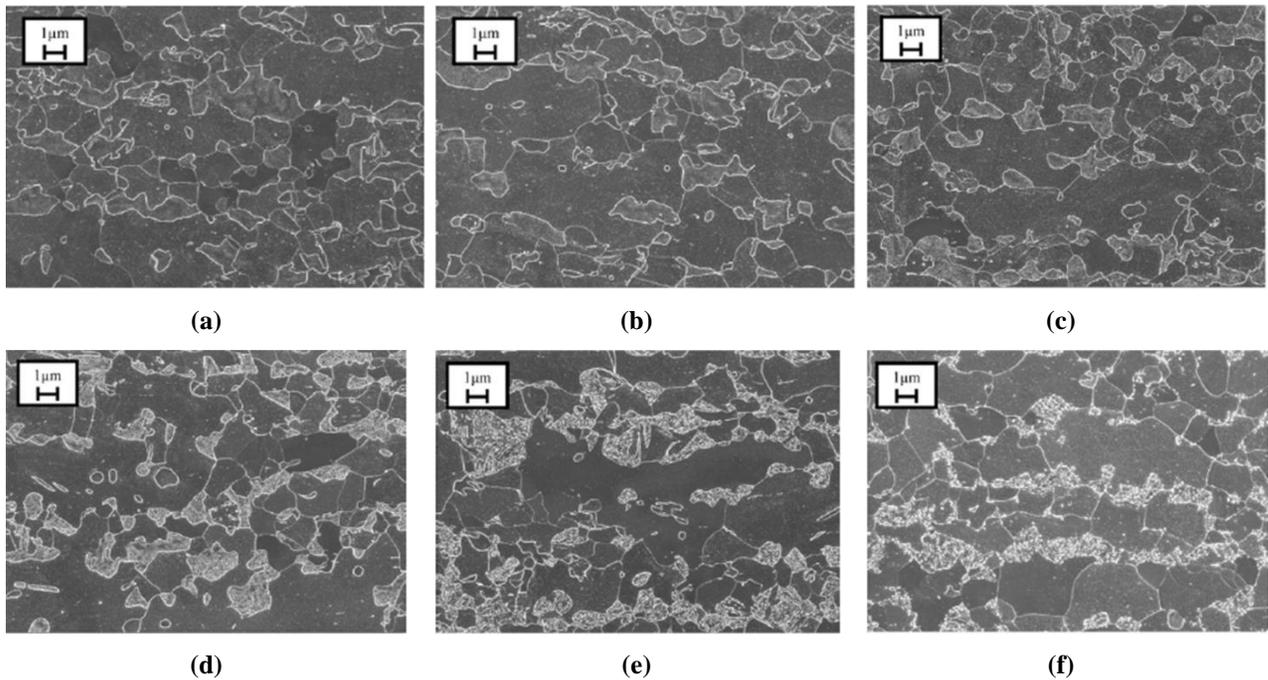
**Figura 5.3 – Diferenças microestruturais de um aço bifásico após revenimento a 300°C.**



Diferenças microestruturais de um aço após revenimento a 300°C em (a) 0 segundos e (b) 2 segundos. A martensita, ferrita e carbonetos são identificados nas imagens como, M, F e C, respectivamente.

Fonte: KAMP, CELOTTO e HANLON, 2012.

**Figura 5.4 – Evolução da microestrutura de um aço revenido em quatro diferentes temperaturas.**



(a) Estado inicial; revenido a (b) 200°C, 20 segundos; (c) 300°C, 0 segundos; (d) 300°C, 2 segundos; (e) 450°C, 0 segundos, (f) 700°C, 2 segundos.

Fonte: KAMP, CELOTTO e HANLON, 2012.

### ***5.1.2 Penetração instrumentada***

Na Tabela 5.1 e na Figura 5.5 são apresentados os valores médios de dureza vickers para a ferrita e constituinte MA em todas as condições de revenimento e estado inicial, após o ensaio de penetração instrumentada.

De maneira esperada, os valores de dureza da ferrita em todos os casos foram menores que os valores de dureza do constituinte MA. Comportamentos distintos para as duas fases ao sofrerem a operação de envelhecimento são observados. A martensita teve uma redução gradual de dureza com o aumento da temperatura de envelhecimento. Inicialmente, nas temperaturas de 200°C e 300°C, pequenas reduções nos valores de dureza foram observadas, com valores mais significativos na temperatura de 300°, podendo evidenciar o início da difusão dos átomos de carbono para a matriz, diminuindo os valores de dureza do constituinte MA. Para temperaturas maiores, as reduções dos valores de dureza da martensita foram ainda mais significativos, evidenciando o início da “destruição” da fase metaestável martensítica, uma vez que a redução dos teores de carbono é cada vez mais significativa e a alteração da morfologia da fase, que perdeu sua forma de ripas e passou a ter uma forma mais acircular. Em casos extremos, pode-se associar à transformação da austenita retida em bainita, perlita ou outros constituintes com valores de dureza inferiores as da martensita (constituinte MA).

Já para ferrita, obteve-se um comportamento diferente em relação ao constituinte MA, com menores variações nos seus valores de dureza, o que evidencia que o tratamento de revenimento tem maior influência sobre o constituinte MA. Nas temperaturas de envelhecimento de 200°C, 300°C e 400°C, um aumento do valor de dureza da fase foi observado, que também pode ser atribuído a migração dos átomos de carbono da martensita para a matriz ferrítica, podendo ser influenciada também pelo início da precipitação de alguns carbonetos na microestrutura do material. Já para a temperatura de 500°C, é observada uma pequena redução do valor de dureza, em comparação com o estado inicial, que pode estar relacionado com um aumento do tamanho de grão ferrítico e uma maior homogeneização da microestrutura do material.

É importante salientar os valores de desvio padrão encontrados nos ensaios de penetração instrumentada. Os mesmos revelam a influência da microestrutura ao redor da região ensaiada, onde nem sempre as fases ao entorno da região analisada estão em uma mesma proporção, permitindo diferentes deformações e profundidade de penetração da pirâmide de

diamante, gerando grandes variações nos valores de dureza das fases analisadas, e consequentemente, valores de desvio padrão consideráveis.

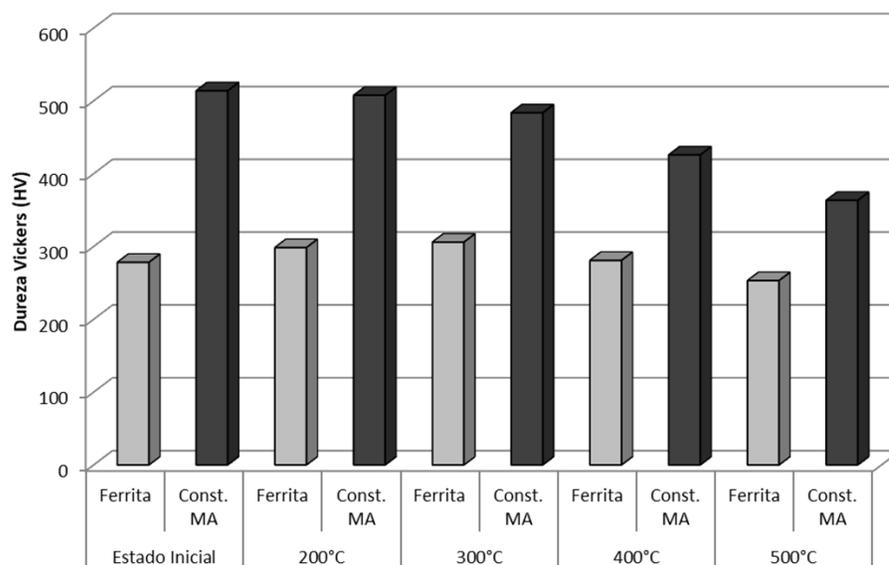
**Tabela 5.1 – Valores de dureza obtidos por meio de ensaio de penetração instrumentada no material em estado inicial e após operações de revenimento.**

Condição		Estado inicial	200°	300°	400°	500°
<b>Dureza</b>	<b>Ferrita</b>	278 ± 27	298 ± 29	306 ± 25	281 ± 16	253 ± 11
<b>Vickers - HV 30gf)</b>	<b>Constituinte MA</b>	514 ± 46	507 ± 68	484 ± 28	426 ± 32	363 ± 33

Fonte: Próprio Autor.

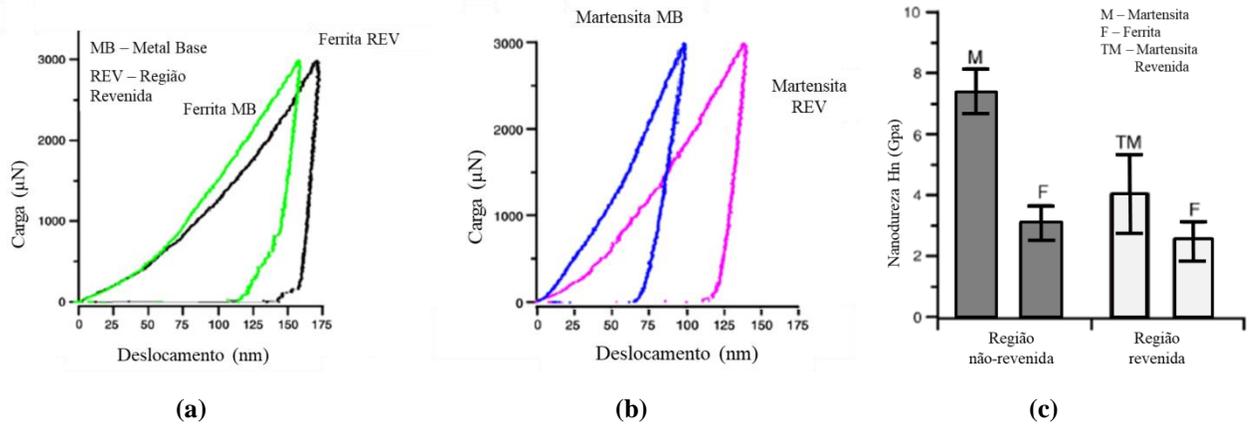
Resultados similares aos obtidos neste trabalho foram encontrados por Hernandez, *et al.* (2010), em seu trabalho, onde os autores compararam a dureza das fases de um aço DP980 com 48% de constituinte MA em sua fração volumétrica em diferentes regiões após operação de soldagem. Na Figura 5.6 são apresentadas as curvas de penetração e os valores de dureza obtidos após a operação de penetração instrumentada em duas regiões distintas, uma que sofreu revenimento e outra considerada metal base (HERNANDEZ *et al.*, 2010).

**Figura 5.5 - Valores de dureza da ferrita e constituinte MA em todas as condições em estudo.**



Fonte: Próprio Autor.

**Figura 5.6 – Curvas características e valores de dureza das fases ferrita e martensita após operação de soldagem.**

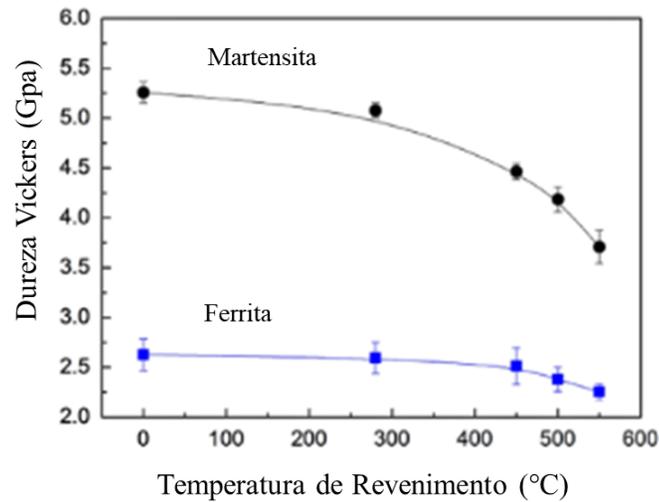


Curva carga *versus* deslocamento obtidas no ensaio de penetração instrumentada (a) ferrita, (b) martensita. (c) Valores de dureza da ferrita e martensita nas regiões revenidas e não revenida. Fonte: HERNANDEZ *et al.*, 2010 (Adaptado).

Hernandez *et al.*, (2010) observaram a redução significativa nos valores de dureza da martensita afetada pelo revenimento, principalmente devido a sua “decomposição”, segundo os autores. Observaram também uma pequena redução nos valores de dureza da ferrita, evidenciando que o revenimento afeta de forma mais brusca o constituinte MA (HERNANDEZ *et al.*, 2010).

Han *et al.*, (2014) publicaram seus estudos relacionados ao envelhecimento em aços bifásicos, e assim como os resultados apresentados anteriormente, um aumento da temperatura de envelhecimento causou uma diminuição brusca para os valores de dureza Vickers do constituinte MA acima de 300°C e uma pequena diminuição nos valores da fase ferrítica, principalmente em temperaturas acima de 400°C. Na figura 5.7 é apresentado o perfil de dureza das fases com a realização de tratamentos térmicos de envelhecimento entre 0°C e 550°C (HAN *et al.*, 2014).

Figura 5.7 – Dureza da ferrita e constituinte MA em diferentes temperaturas de envelhecimento.



Fonte: HAN *et al.*, 2014 (Adaptado).

## 5.2 Ensaio de dureza

Para realização da análise da dureza do material como um todo, foram realizados ensaios de microdureza vickers. Na tabela 5.2 e na figura 5.8 são apresentados os valores de dureza média dos materiais e seus respectivos valores de desvios padrão.

Com a realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento, diferentes valores de dureza vickers foram exibidos pelo aço bifásico. Com o tratamento térmico de envelhecimento em temperaturas mais baixas, 200°C e 300°C, o material apresentou um pequeno aumento nos seus valores de dureza, refletindo as pequenas alterações observadas nos constituintes separadamente. Este leve aumento pode ser relacionado com o início da formação de alguns carbonetos, porém estas alterações ocorrem em valores muito baixos, indicando uma manutenção da dureza para estas duas temperaturas.

Já para os tratamentos térmicos em temperaturas mais elevadas, uma redução drástica nos valores de dureza do material foi observada, sendo relacionado com as grandes variações microestruturais do constituinte MA, fase altamente afetada pelo tratamento de envelhecimento. Inicialmente, pela redução no teor de carbono presente na fase e pela mudança de uma morfologia de ripas para uma morfologia circular e posteriormente pela descaracterização da

morfologia típica martensítica, podendo haver até transformação da fase austenítica retida e martensita metaestável em outras fases com menor dureza, como a perlita, por exemplo.

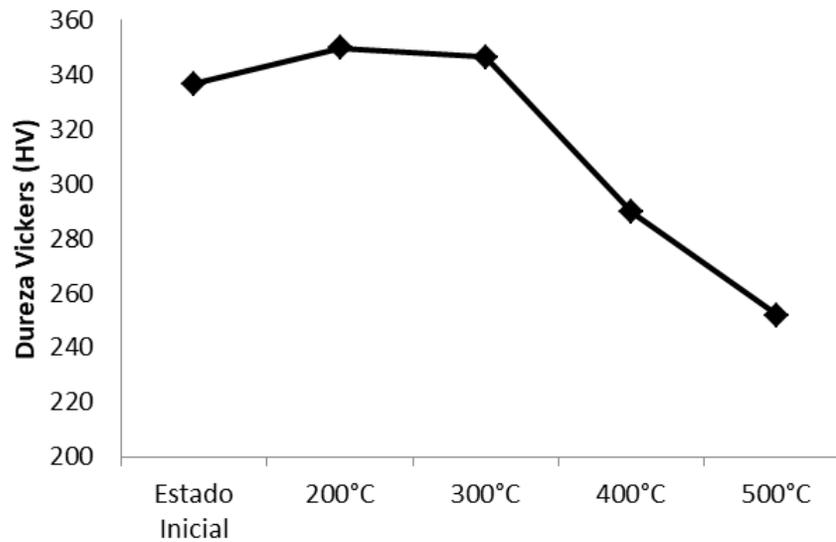
**Tabela 5.2 – Valores de dureza das amostras do aço DP antes e após envelhecimento.**

<b>Condição</b>	<b>Estado Inicial</b>	<b>200°C</b>	<b>300°C</b>	<b>400°C</b>	<b>500°C</b>
<b>Dureza média</b>	336,5 HV	349,6HV	346,4HV	289,5HV	251,9HV
<b>Desvio Padrão</b>	11,0	6,3	7,7	4,9	3,7

Fonte: Próprio Autor.

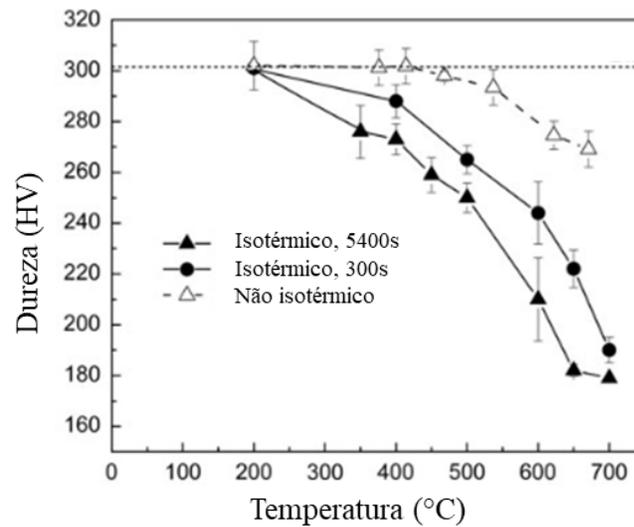
Em diversos trabalhos da literatura foram observados a redução nos valores de dureza de um aço bifásico com operações de envelhecimento, principalmente em elevadas temperaturas. Na figura 5.9 são apresentados os resultados encontrados por Hernandez *et al.* (2011) em seus estudos sobre a realização de diferentes tipos de envelhecimento, isotérmicos em 5400 e 300 segundos e não isotérmico. É possível observar que o aumento da temperatura de envelhecimento provocou uma redução significativa nos valores de dureza do material a partir de 400°C, resultados similares aos encontrados no presente trabalho. A bibliografia relaciona essa redução de valores com o efeito que o tratamento térmico de envelhecimento tem sobre o constituinte MA, com a sua redução no teor de carbono, alteração na morfologia de ripas e em elevadas temperaturas a transformação da fase metaestável em fases com menores valores de dureza (HERNANDEZ, NAYAK e ZHOU, 2011; SAYED e KEIRANDISH, 2012; BARACALDO *et al.* 2016).

**Figura 5.8 – Curva com valores de dureza Vickers de um aço DP1000 antes e depois das operações de envelhecimento.**



Fonte: Próprio Autor.

**Figura 5.9 – Microdureza Vickers de um aço bifásico após sofrer diferentes processos de envelhecimento.**



Fonte: HERNANDEZ, NAYAK e ZHOU, 2011(Adaptado).

## 5.3 Ensaio de tração

### 5.3.1 Propriedades mecânicas

Na tabela 5.3 são apresentados os valores de limite de resistência a tração (MPa), limite de escoamento (MPa) e alongamento uniforme (%) obtidos em cada condição de estudo nos três sentidos de retirada de corpo de prova, conforme explicado no item 4.3. As variações nos valores destas propriedades são visualizadas na figura 5.10 e as curvas tensão-deformação convencionais obtidas após ensaio de tração são exibidas na figura 5.11.

Comparando inicialmente os tratamentos térmicos realizados, observa-se que o material em estado inicial não possui patamar de escoamento e com limite de resistência médio próximo aos 1000 MPa, como esperado para um aço DP1000. Após a realização das operações de envelhecimento a 200°C, foram observados apenas pequenos aumentos nos valores de limite de escoamento e em especial para direção de laminação de 45°, se deu o início na formação do patamar de escoamento, que não é característico em aços bifásicos. Em 300°C, observa-se a presença do patamar de escoamento para todas as condições em análise e pequena diminuição no alongamento uniforme, sem grandes alterações para os valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração.

Já em temperaturas mais elevadas de envelhecimento, observa-se uma redução do limite de resistência e do limite de escoamento, além de um aumento significativo do tamanho do patamar de escoamento, com o aumento da temperatura. Em relação ao alongamento uniforme, em 400°C é possível observar uma diminuição dos valores, enquanto para temperatura de 500°C houve um aumento significativo dos valores, sendo maiores que o alongamento uniforme encontrados nas condições iniciais de processamento.

Os tratamentos de envelhecimento tiveram influência severa nas propriedades mecânicas do aço DP1000 apenas em temperaturas elevadas de processamento, mais efetivamente, acima de 400°C. Em relação às direções de laminação, as amostras não exibiram alterações significativas ou tendências nos valores de suas propriedades mecânicas com a alteração do sentido de retirada do corpo de prova na chapa laminada.

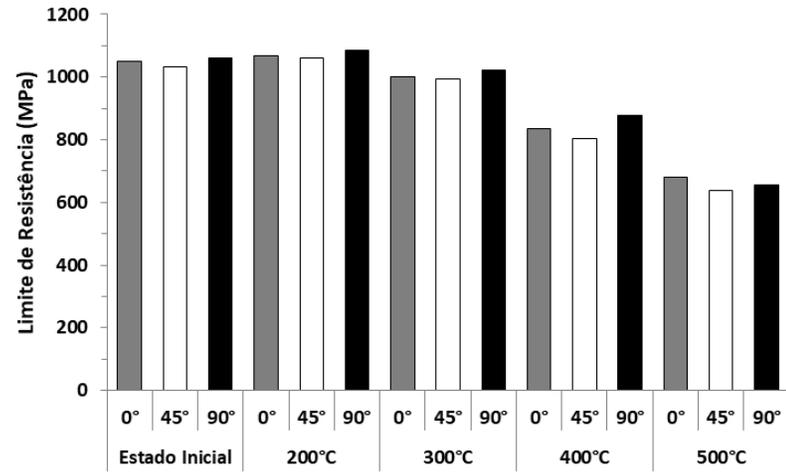
Tabela 5.3 – Valores das propriedades mecânicas das amostras de DP antes e após operações de revenimento.

Condição de Processamento		Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento uniforme (%)
Estado Inicial	0°	1049	756	6,4%
	45°	1033	744	6,8%
	90°	1062	769	6,6%
200°C	0°	1068	880	7,2%
	45°	1060	925	6,7%
	90°	1086	890	6,8%
300°C	0°	1000	909	6,5%
	45°	994	905	4,5%
	90°	1022	898	5,1%
400°C	0°	835	786	4,8%
	45°	803	765	4,7%
	90°	876	827	4,3%
500°C	0°	679	630	8,6%
	45°	637	593	8,7%
	90°	656	609	8,7%

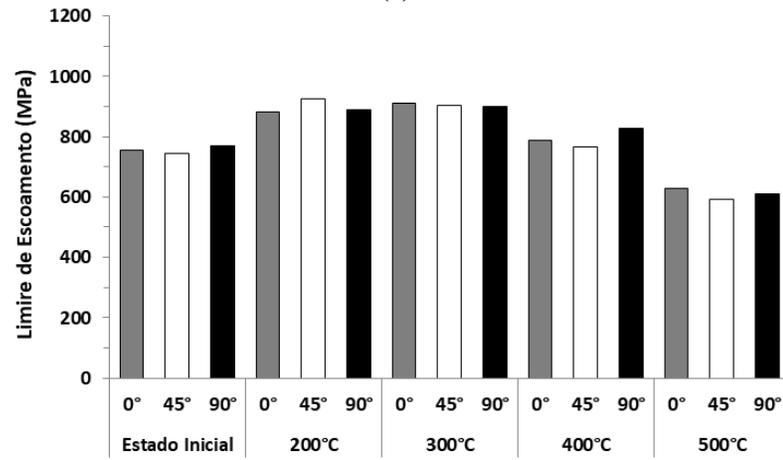
Fonte: Próprio Autor.

De forma similar aos resultados obtidos, existem diversos estudos na literatura que observaram a alteração nos valores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento uniforme, com a operação de diferentes temperaturas de envelhecimento (LI, *et al.* 2015; LEE, *et al.* 2004; HAN *et al.* 2014; FANG *et al.* 2003; SAYED e KEIRANDISH, 2012; KAMP *et al.* 2012).

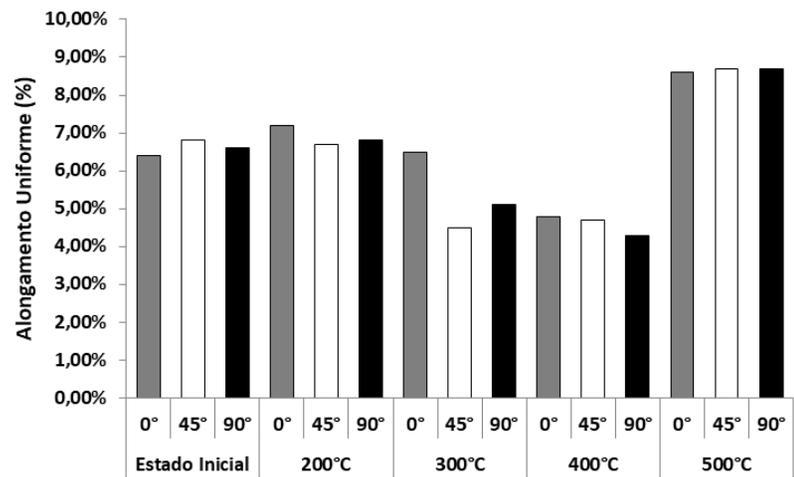
Figura 5.10 – Variações nas propriedades mecânicas de um aço DP1000 após operações de envelhecimento.



(a)



(b)

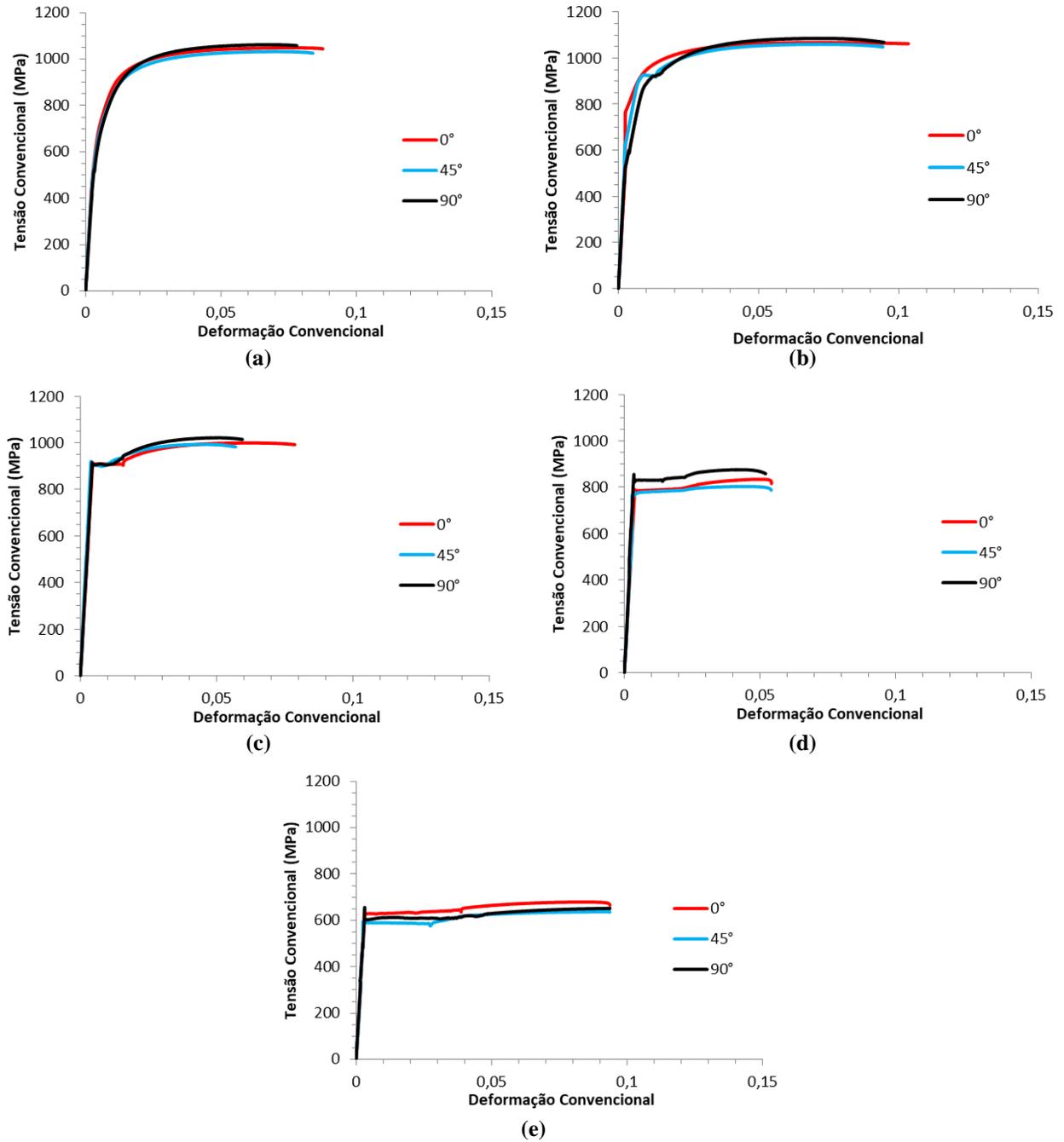


(c)

(a) Limite de Resistência; (b) Limite de Escoamento; (c) Alongamento Uniforme.

Fonte: Próprio Autor.

Figura 5.11 – Curvas tensão versus deformação do aço DP revenido em diferentes temperaturas.



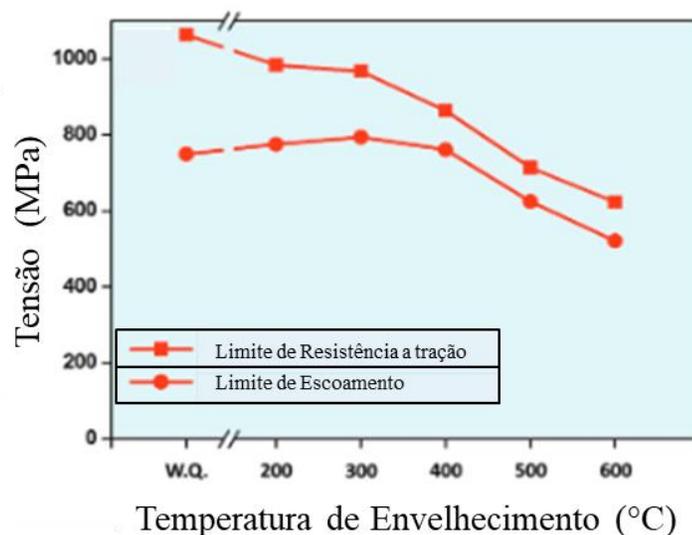
(a) Estado Inicial; Envelhecimento (b) 200°C; (c) 300°C; (d) 400°C; (e) 500°C.  
Fonte: Próprio Autor.

Algumas variações em relação aos valores do limite de escoamento após operações de envelhecimento foram observadas na literatura. Enquanto Han *et al.* (2014) e FANG *et al.* (2003)

encontraram uma diminuição nos valores de limite de escoamento com o aumento da temperatura de encharque, mesmo que em baixas temperaturas, Li *et al.* (2015) e Sayed e Keirandish (2012), observaram em seus estudos um pequeno aumento nos valores de limite de escoamento em temperaturas de envelhecimento baixas, seguido de uma redução efetiva nos valores com o aumento da temperatura de tratamento térmico, resultados similares aos encontrados no presente estudo. Esse pequeno aumento nos valores de limite de escoamento se dá devido ao início de formação dos carbonetos, sem grandes alterações no constituinte MA, dificultando a movimentação das discordâncias, aumentando o valor do limite de escoamento do material (LI *et al.* 2015).

Já os valores de limite de resistência à tração possuem resultados similares na bibliografia, sofrendo uma queda com o aumento da temperatura no tratamento de envelhecimento, principalmente em elevadas temperaturas. Isso, graças à diminuição nos valores de dureza do constituinte MA, devido a solubilização do carbono na microestrutura e alterações de morfologia do constituinte MA (LEE, *et al.* 2004; HAN *et al.* 2014; FANG *et al.* 2003). Na figura 5.12 são apresentados os valores de limite de escoamento e limite de resistência a tração encontrados por LI *et al.* (2015) após operações de envelhecimento em cinco diferentes temperaturas (LI *et al.* 2015).

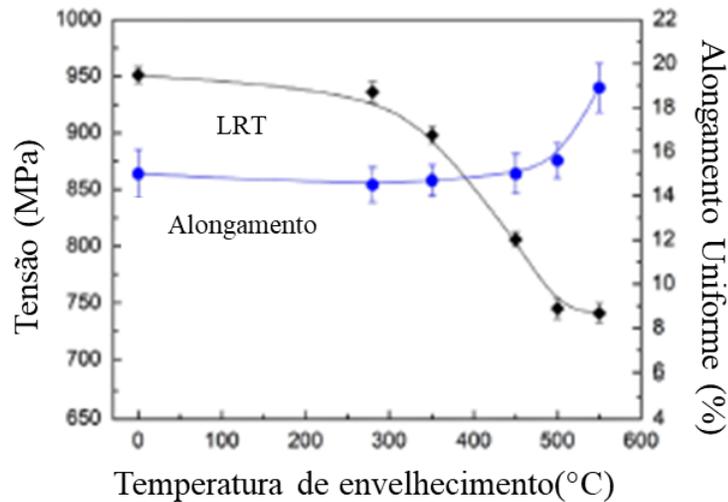
**Figura 5.12 – Alterações nas propriedades mecânicas em função da temperatura de envelhecimento.**



Fonte: LI *et al.* 2015 (Adaptado).

Em relação ao alongamento uniforme, todos os estudos encontraram grandes alterações em elevadas temperaturas de envelhecimento, causando um aumento nos valores de alongamento uniforme dos aços bifásicos. Isso se deve graças a transformação microestrutural do constituinte MA, que resulta em uma redução de resistência mecânica e aumento da capacidade de deformação do material, visto que as ilhas duras dispersas na matriz, que aumentavam a resistência e diminuam a ductilidade, após serem revenidas, perdem estas propriedades (HAN *et al.* 2014; FANG *et al.* 2003; LI, *et al.* 2015). Na figura 5.13 são apresentados os valores de alongamento uniforme e limite de resistência a tração encontrados por HAN *et al.* (2014).

**Figura 5.13 – Limite de resistência a tração e alongamento uniforme após operações de revenimento.**



Fonte: HAN *et al.* 2014 (Adaptado).

### 5.3.2 Coeficientes de anisotropia

Na tabela 5.4 são exibidos os valores dos índices de anisotropia nas três direções de retirada de corpo de prova ( $r_0$ ,  $r_{45}$  e  $r_{90}$ ) e os valores de anisotropia normal média ( $\bar{r}$ ) e anisotropia planar ( $\Delta r$ ) para o aço *dual phase* em estado inicial e após operações de envelhecimento.

Os valores dos índices de anisotropia seguiram padrões diferentes para cada direção de laminação, para  $0^\circ$ , os valores tiveram um aumento até a temperatura envelhecimento de  $300^\circ\text{C}$ ,

seguido de uma queda para maiores valores de tratamento. Já os valores obtidos em relação a 45° da direção de laminação não alteraram de forma significativa até a realização de tratamentos térmicos em elevadas temperaturas, 400°C e 500°C, onde houve um aumento nos valores do índice de anisotropia. Por fim, em relação a direção de 90° houve uma queda nos valores do índice de anisotropia em relação ao estado inicial para temperaturas inferiores a 500°C, que foi a única condição que apresentou um índice de anisotropia maior que o estado inicial do aço em estudo. Em relação à direção de laminação, os valores encontrados não apresentaram tendência. De forma geral, o material apresentou índices de anisotropia maiores que 1, o que significa que o material não possui tendência ao afinamento com o processo de embutimento.

**Tabela 5.4 – Valores do índice de anisotropia, anisotropia normal média e anisotropia planar encontrados no aço DP1000 antes e após operações de envelhecimento.**

<b>Condição</b>	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$\bar{r}$	$\Delta r$
<b>Estado Inicial</b>	1,0631	1,4621	1,6807	1,417	-0,0903
<b>200°</b>	1,5068	1,4653	0,6735	1,2777	-0,3752
<b>300°</b>	2,2367	1,4408	1,2986	1,6042	0,3268
<b>400°</b>	1,8565	1,8263	1,3943	1,7258	-0,2009
<b>500°</b>	1,3059	2,4668	2,0558	2,0738	-0,7859

Fonte: Próprio Autor.

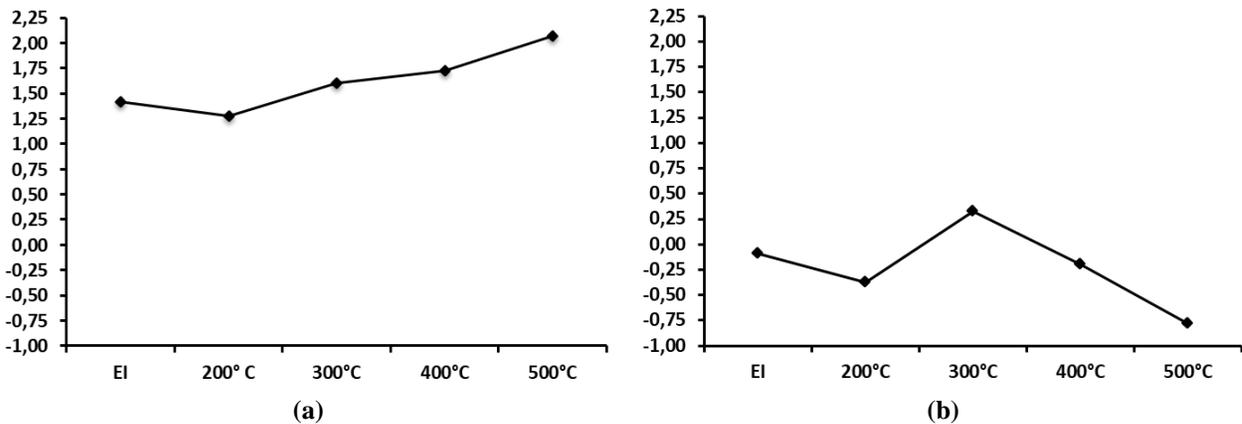
Na figura 5.14 é apresentada a variação dos valores de anisotropia normal média e anisotropia planar. É possível observar o aumento da anisotropia normal média com o aumento da temperatura de envelhecimento, enquanto a anisotropia planar apresentou uma pequena redução com a realização do tratamento térmico a 200°C, seguido de uma elevação acentuada para temperatura de 300°C e em temperaturas elevadas, 400°C e 500°C, houve uma queda acentuada dos valores de anisotropia planar.

Os valores de anisotropia normal médio encontrados permitem a dedução que o aumento da temperatura de envelhecimento favorece a realização de operações de estampagem, onde o material está menos disposto a sofrer o afinamento da espessura com a realização da operação de uma conformação.

Já para a anisotropia planar, o valor ideal para evitar a presença do defeito de orelhamento é zero. Quando os valores são maiores que zero, o orelhamento irá ocorrer a 0° ou 90°, já para valores menores do que zero, o defeito irá ocorrer na direção de 45° ou 135°

(MENEZES, ZOTTI e ROCHA, 2015). Nos resultados obtidos, as operações de envelhecimento aumentaram a probabilidade de ocorrência do orelhamento, principalmente para elevadas temperaturas, porém todos os valores ainda são considerados baixos segundo a bibliografia (MENEZES *et al.* 2015). Na tabela 5.5 são apresentados valores encontrados em alguns estudos sobre anisotropia em aços bifásicos, é possível observar que os valores obtidos estão próximos aos publicados pela literatura (MENEZES *et al.* 2015).

**Figura 5.14 – Alterações nos valores de anisotropia normal média e anisotropia planar após tratamento térmico de envelhecimento.**



(a) Anisotropia normal média; (b) Anisotropia planar.  
Fonte: Próprio Autor.

**Tabela 5.5 – Valores de anisotropia normal e anisotropia planar encontrados na literatura.**

Autor	$\bar{r}$	$\Delta r$
Menezes et al. 2015	1,00	-0,17
Altan et al. 2010	1,0105	0,001
Tigrinho 2011	0,94	-0,20

Fonte: MENEZES *et al.* 2015 (Adaptado).

Estas observações podem ser atribuídas à morfologia do constituinte MA e à formação de carbonetos. A redução da dureza da porção dura do material permitiu que o material tivesse um aumento dos valores de anisotropia normal média do material principalmente para elevadas temperaturas de envelhecimento, melhorando a sua estampabilidade. Porém, essa alteração no constituinte duro permite com que o material deforme mais e apresente maior tendência ao orelhamento que o material em seu estado inicial.

## 6.CONCLUSÕES

- Os materiais estudados apresentaram microestrutura típica bifásica apenas para temperaturas de envelhecimento de 200°C, 300°C e 400°C. O aumento da temperatura de envelhecimento provocou o aparecimento de carbonetos na microestrutura do material e uma alteração na morfologia do constituinte MA. Enquanto para temperatura de 500°C, pode-se perceber a alteração microestrutural da martensita para diferentes fases.
- A realização de tratamentos térmicos de envelhecimento reduziram a dureza do constituinte MA de forma significativa, principalmente para elevadas temperaturas. Já para ferrita, pode-se observar um pequeno aumento em pequenas temperaturas, seguido de uma redução para elevadas temperaturas de envelhecimento. Foi possível observar que o envelhecimento tem uma influência maior sobre as propriedades e características do constituinte MA.
- A operação de envelhecimento tem influência sobre a dureza de um aço bifásico de forma significativa apenas em elevadas temperaturas, com uma redução dos valores de dureza do material com a realização de envelhecimento acima de 400°C.
- O envelhecimento ocasionou mudanças nas propriedades mecânicas de um aço DP. A operação acima de 300°C provocou a aparição do patamar de escoamento no material, que não é característico do mesmo e prejudica a operação de estampagem. Os materiais apresentaram mudanças significativas se as temperaturas de envelhecimento forem elevadas, o material reduz seus valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento. Já o alongamento uniforme tem um aumento se o mesmo for realizado em temperaturas acima de 500°C.
- As diferentes direções de laminação não exibiram tendência nos valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento uniforme. Assim, aparentemente, após os ciclos térmicos, o material possui propriedades similares nas três direções de retirada de corpo de prova.
- A anisotropia normal média de um aço *dual phase* aumenta com a operação de envelhecimento, significando que o material apresenta maior capacidade de estampagem profunda, sendo menos susceptível à variação de espessura com o processo de estampagem.

- Já em relação à anisotropia planar, elevadas temperaturas de envelhecimento são desfavoráveis ao processo de estampagem, pois aumentam a probabilidade de ocorrência de orelhamento. Porém, os valores obtidos ainda são considerados baixos, o que significa que o material após envelhecimento ainda possui boas características para o processo de conformação de estampagem.

## REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E517**: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio  $r$  for Sheet Metal, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000.
- ALTAN, T.; NASSER, A.; YADAV, A.; PATHAK, P. Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. **Journal of Materials Processing Technology**. p.429-436; 2010.
- BARACALDO, R. R.; OSORIO J. M. A.; RODRIGUEZ, Y. P. Influencia del proceso de revenido en el comportamiento mecánico de un acero de fase dual de uso industrial automotriz. **Revista chilena de ingeniería**, vol 24, n°1, 2016.
- BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. Campinas: EPUSP, 2011, p. 258.
- CAETANO, R, A. **Avaliação da Conformabilidade do aço transformation induced plasticity (TRIP780) eletro galvanizado e dual phase (DP780) galvanizado por imersão a quente**. 2015. 103f. Dissertação (mestrado) – Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, Belo Horizonte.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4ª edição, São Paulo, Edgard Blucher, 2008.
- FANG, X.; FAN, Z.; RALPH, B.; EVANS, P.; UNDERHILL, R. Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C–Mn steel. **Journal of Materials Processing Technology**. Reino Unido p. 2015-2018, 2003.
- GHAHERI, A., SHAFYEI, A., HONARMAND, M. Effects off inter-critical temperatures on martensite morphology, volume fraction and mechanical properties of dual-phase steels obtained from direct and continuous annealing cycles. **Materials and Design**, Iran, p. 305-319, 2014.
- GUNDUZ, S. Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. **Materials Letters**, v. 63, p. 2381-2383, 2009.
- HABIBI, M.; HASHEMI, R.; SADEGHI, E; FAZAELI, A.; GHAZANFARI, A.; LASHINI, H. Enhancing the mechanical properties and formability of low carbon steel with dual phase microstructures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 2, p. 382-389, jan. 2016.
- HAN, Q.; KANG, Y.; ZHAO, X.; LU, C.; GAO, L. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research**, v.18, 2011, p. 52-58.

- HAN, Q.; ASGARI, A.; HODGSON, P. D.; STANFORD, N. Strain partitioning in dual-phase steels containing tempered martensite. **Materials Science & Engineering A**, China, p. 90-99, 2014.
- HAYAT, F., UZUN, H. Effect of Heat Treatment on microstructure mechanical properties and fracture behaviour of ship and dual phase steels. **Journal of iron and steel research**, Turquia, p. 65-72, 2011.
- HERNANDEZ, V. H. B.; NAYAK, S. S.; ZHOU, Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42A, 2011.
- HERNANDEZ, V. H. B.; PANDA, S. K.; KUNTZ, M. L.; ZHOU, Y.; Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel. **Materials Letters**, Canadá, v. 64, p. 207 -210, 2010.
- KAMP, A.; CELOTTO, S.; HANLON, D. N.; Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels. **Materials Science & Engineering A**. Holanda, p. 35-41, 2012.
- KEELER, S.;KIMCHI, M.; Advanced High Strength Steels Application Guidelines Version 5.0. **WordAutoSteel**, Maio, 2014.
- KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**, ASM International, 2005.
- LE, Q.; KANG, H.T.; KRIDLI, G.; KHOSROVANEH, A.K.; YAN, B. Effect of prestrain paths on mechanical behavior of dual phase sheet steel. **International Journal of Fatigue**, v. 31, 2009, p. 607-615.
- LEE, H. S.; HWANGB.; LEE, S.; LEE, C, G.; KIM, S. J. Effects of martensite morphology and tempering on dynamic deformation behavior of dual-phase steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35A, 2004.
- LI, H.; GAO, S.; TIAN, Y.; TERADA, D.; SHIBATA, A.; TSUJI, N. Influence of tempering on mechanical properties of ferrite and martensite dual phase steel. **Materials Today: Proceedings**, vol. 2, p. S667-SS671, Japão, 2015.
- MAGALHÃES, Aline Silva. **Efeito da temperatura intercrítica na microestrutura e no comportamento de aços bifásicos**. 2015. 134f. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, CEFET-MG, Belo Horizonte.
- 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**, Malasia, p. 482-487, 2004.

MARTINS, Suzanny Cristina Soares. **Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente**. 2015. 144f. Dissertação (mestrado) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, CEFET-MG, Belo Horizonte.

MATLOCK, D.,K., SPEER, J., G., MOOR, E., GIBBS, P., J. Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications na overview. **Jestech**, Colorado, p 1-12, 2012.

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

MENEZES, M. S., ZOTTIS, J., ROCHA, A. S., Caracterização de propriedades mecânicas e anisotropia de uma chapa de aço DP600. **ABM Week**, Brasil, 2015.

REIS, L, C. **Estudo dos parâmetros de influência na simulação numérica de estampagem de chapas**. 2002. 149f. Dissertação (mestrado) – Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, Belo Horizonte.

SAYED, A. A.; KHEIRANDISH, S. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 532, p. 21-25, 2012.

SENUMA, T. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. **ISIJ International**, Japão, vol. 41, p. 520-532, 2001.

SILVA, A., L., C., MEI, P., R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª edição, São Paulo, Edgard Blucher, 2011.

TIGRINHO, Luiz Maurício Valente. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. 2011. 128f. Tese (Doutorado). UFPR, Curitiba..

ZHANG, J.,DI, H., DENG, Y., MISRA,R., D., K. Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel. **Materials Science & Engineering A**, China, p.230-240, 2015.

ZHANG, F; RUI MI, A; WO, P. C.; FIELD, D. P. Morphology and distribution of martensite in dual phase (DP980) steel and its relation to the multiscale mechanical behavior. **Materials Science & Engineering A**, v. 659, p. 93 – 103, 2016.

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

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