

JOÃO AUGUSTO MONTESANO

**Caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico DP980
empregado na indústria automobilística**

João Augusto Montesano

**Caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico DP980
empregado na indústria automobilística**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista para a obtenção do título de
Doutor em Engenharia Mecânica na área de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos
Pereira.

Guaratinguetá/SP
2019

Montesano, João Augusto
M779c Caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico DP980
empregado na indústria automobilística / João Augusto Montesano -
Guaratinguetá, 2019.

150f.: il.

Bibliografia: f. 141-149

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá, 2019.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço de alta resistência. 2. Propriedades mecânicas. 3.
Microestrutura. I. Título.

CDU 669.14(043)

JOÃO AUGUSTO MONTESANO

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: DOUTORADO

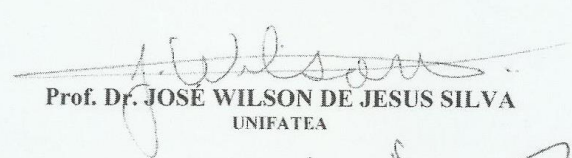
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

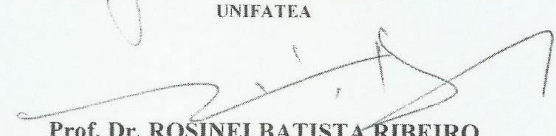

Prof.ª Dr.ª Ivonete Ávila
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / UNESP-FEG


Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
UNESP/FEG


Prof. Dr. JOSE WILSON DE JESUS SILVA
UNIFATEA


Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
UNIFATEA


Prof.ª Dr.ª CRISTINA SAYURI FUKUGAUCHI
Instituto Federal de São Paulo/SJC

Fevereiro de 2019

DADOS CURRICULARES

JOÃO AUGUSTO MONTESANO

NASCIMENTO:	27.09.1969 – LIMEIRA / SP
FILIAÇÃO:	Michele Montesano Rosa Forti Montesano
1984/1988	Curso Técnico em Mecânica Colégio Técnico de Limeira
1990/1996	Curso de Graduação Universidade Federal de São Carlos
1997/1999	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, nível de Mestrado na Universidade Federal Fluminense - Volta Redonda

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, por ter me apoiado e incentivado nos períodos mais difíceis do desenvolvimento do trabalho.

Ao Centro Paula Souza que, por meio da parceria com a UNESP, estabeleceu um Programa de Qualificação de Professores que permitiu a realização do doutorado.

À equipe de direção da Etec Trajano Camargo, localizada em Limeira- SP, que prontamente me deu todo o suporte para que eu pudesse me afastar parcialmente das minhas atividades dentro dos prazos estabelecidos.

Aos professores da Etec Trajano Camargo; Arnold Baccan Filho, Darci José Mestre, João Rafael Ap. Ambrosecchia e José Edenil Gomes dos Santos pela amizade e auxílio inestimável na realização dos ensaios e análise dos resultados.

À USIMINAS que por meio dos colaboradores Ivan Castro e Renato Acypreste de Araújo doaram uma amostra do aço DP980 para a execução do trabalho.

Ao Prof. Dr. Luiz Rogério de Oliveira Hein pela ajuda na etapa da análise das amostras por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

Ao técnico de laboratório, Wilson Roberto Monteiro do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP, pelo auxílio na realização dos ensaios de tração e dobramento.

RESUMO

O desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência tem sido a principal estratégia por parte das siderúrgicas para atenderem às demandas das indústrias automobilísticas por um material que permita a redução de peso, diminuição do consumo de combustível e, simultaneamente, que possibilite uma melhora na resistência ao impacto e na segurança dos passageiros. Neste contexto, o aço bifásico apresenta grande potencial tecnológico de aplicação, principalmente em componentes estruturais, em virtude de suas propriedades mecânicas especiais, como alta resistência à tração, alta taxa de encruamento e muito boa ductilidade. No entanto, é necessário minimizar os problemas dimensionais provocados pelo efeito do retorno elástico (*springback*) durante a estampagem, assim como, as falhas durante o processamento. Este trabalho tem por objetivo caracterizar um aço bifásico da classe 1000 MPa (DP980), quanto à microestrutura e propriedades mecânicas. A caracterização microestrutural, por meio de técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura, determinaram as fases presentes de maneira qualitativa e quantitativa, assim como suas morfologias, com o objetivo de correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas. Evidenciou-se a presença de grãos alongados, acompanhando o sentido de laminação da chapa e uma fração volumétrica de martensita de 51,4%. As características em relação aos processos de estampagem foram estudadas por meio do ensaio de dobramento para determinar o retorno elástico em amostras submetidas ao dobramento com punções com raios de 5 mm e 0,3 mm. Concluiu-se que houve um forte efeito do retorno elástico nos corpos de prova ensaiados com o punção de raio igual a 5 mm em função da alta resistência do aço. Para o uso do punção com raio de 0,3 mm, o retorno elástico diminui significativamente, mas a amostra fratura por cisalhamento para deformações mais severas. Constatou-se que as trincas por cisalhamento surgem na superfície externa do corpo de prova submetido a dobramento (tensão de tração) e, em termos microestruturais, o mecanismo que predomina na propagação da trinca é separação na interface entre os grãos de ferrita e martensita.

PALAVRAS- CHAVE: Aços avançados de alta resistência. Aço DP980. Propriedades mecânicas. Caracterização microestrutural e retorno elástico.

ABSTRACT

The development of advanced high strength steels (AHSS) has been the main strategy for steelmakers to meet the demands of the automotive industry for a material that reduces weight and fuel consumption, provides shock resistance and vehicle safety. Within this context, dual-phase steel (DP) shows great technological potential, mainly in structural parts, due to its special mechanical properties, such as high tensile strength, work hardening, and ductility. However, it is necessary to minimize the dimensional problems caused by springback during stamping, along with the processing failures. This work aims to characterize a 1000 MPa (DP980) dual-phase steel regarding its microstructure and mechanical properties. The microstructural characterization, through optical microscopy and scanning electron microscopy, determined the present phases in a qualitative and quantitative manner, as well as their morphologies, in order to correlate microstructure with mechanical properties. The presence of elongated grains, following the direction of lamination of the sheet, as well as a volumetric fraction of martensite of 51.4% were observed. Features of the stamping processes were examined through a bending test to determine the springback in samples submitted to bending punches with radii of 5 mm and 0.3 mm. The samples tested with the 5 mm radius punch show a strong springback in function of the high strength of the steel. With the 0.3 mm radius punch, the springback decreases significantly, but the sample shear breaks to severe deformations. Therefore, the results show that the fracture starts at the interface between the grains of ferrite and martensite. The analysis reveals the crack occurs on the outer surface of the samples (tensile strength) and, in microstructural terms, the mechanism that prevails in the fracture propagation is decohesion at the interface between the grains of ferrite and martensite.

KEYWORDS: AHSS. DP980 steel. Mechanical properties. Microstructural characterization and springback.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Estimativa de crescimento da utilização de AHSS e UHSS pela indústria automotiva nos EUA	22
Figura 2: Previsão da distribuição percentual dos materiais que serão utilizados na próxima geração de veículos	24
Figura 3: Diagrama Resistência- Ductilidade dos Aços Avançados de Alta Resistência	27
Figura 4: Microestrutura de um aço DP980 na direção transversal em relação ao sentido de laminação da chapa	30
Figura 5: Rotas de processamento para a produção de aços bifásicos. A linha cheia representa a rota de produção por laminação a quente, enquanto a linha tracejada representa o processo por laminação a frio	31
Figura 6: Temperatura de recozimento contínuo utilizada no processamento de aço bifásico por laminação a frio	32
Figura 7: Ciclo de tratamento térmico utilizado na produção de aços bifásicos	33
Figura 8: Micrografia óptica de um aço bifásico temperado a partir de temperaturas de recozimento que variam de 755 a 790°C	34
Figura 9: Desenho esquemático do efeito dos elementos de liga na temperatura e cinética da transformação de fases dos AHSS	35
Figura 10: Região enriquecida de manganês dentro de uma partícula de martensita	36
Figura 11: Comparação das curvas Tensão versus Deformação entre os aços bifásicos, ferrítico-perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP	37
Figura 12: Modelo proposto para os aços bifásicos e suas curvas correspondentes de tensão versus deformação	38
Figura 13: Valor instantâneo de n para as classes de aços DP e HSLA	39
Figura 14: Comportamento do encruamento para as 4 condições de processamento em um aço bifásico	40
Figura 15: Subestrutura de discordâncias em um aço bifásico, com alta densidade de discordâncias na interface ferrita/martensita (região escura)	41
Figura 16: Comparação de retorno elástico entre 2 perfis U produzidos com aço bifásico e HSLA com mesma tensão de escoamento	43
Figura 17: Curva esquemática para comparação do retorno elástico em aços de alta resistência e aço carbono	44
Figura 18: Parâmetros de retorno elástico no dobramento	44

Figura 19: Comparação do retorno elástico entre aços bifásicos com diferentes classes de resistência	45
Figura 20: Dependência do tempo nos ângulos de retorno elástico para o aço DP 600	46
Figura 21: Distribuição das tensões ao longo da seção transversal de uma chapa submetida a dobramento	47
Figura 22: Dispositivo experimental para ensaio de dobramento com pequeno raio	48
Figura 23: Aspecto de uma trinca por dobramento com punção de 0,1 mm de raio em um aço TRIP	49
Figura 24: Nucleação de vazios na interface ferrita/ ferrita em um aço bifásico	51
Figura 25: Nucleação de vazios na interface ferrita/ martensita em um aço bifásico	51
Figura 26: Mecanismo de formação de trincas nas partículas de martensita	52
Figura 27: Nucleação de vazios em inclusões não-metálicas.....	53
Figura 28: Coalescimento de vazios próximo da superfície de fratura.....	53
Figura 29: Planejamento experimental	55
Figura 30: Espectrômetro por emissão ótica	56
Figura 31: Desenho esquemático da retirada dos corpos de prova de tração, dobramento e expansão de furo da amostra de aço DP 980.....	57
Figura 32: Dimensões do corpo de prova subsize de acordo com a norma ASTM E8/8M-16a	58
Figura 33: Máquina Universal de Ensaio da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50 kN	59
Figura 34: Gráfico duplo logaritmo da curva tensão x deformação verdadeira	61
Figura 35: Representação esquemática entre deformação verdadeira uniforme e expoente de encruamento	62
Figura 36: Ângulo de dobramento obtido pelo software ImageJ para um ângulo interno de 120°	64
Figura 37: Desenho em perspectiva do dispositivo confeccionado para o ensaio de dobramento com raio de 0,3 mm	65
Figura 38: Dispositivo de dobramento com raio de 0,3 mm	66
Figura 39: Ângulo interno de dobramento calculado pelo programa ImageJ	67
Figura 40: Determinação dos raios de dobramento do aço DP980 para as condições de ensaio com punção de 5 e 0,3 mm.....	68
Figura 41: Método para designar a localização de áreas mostradas em fotomicrografias.....	69
Figura 42: Seccionamento de corpo de prova com dobramento de 90°	69

Figura 43: Amostras seccionadas para os ângulos de 120°, 90°, 60° e 30°	70
Figura 44: Amostras seccionadas para penetração de cutelo de 5,5 mm, 4,5 mm, 3,5 mm e 2,5 mm	70
Figura 45: Embutidora da marca AROTEC, modelo PRE 40Mi	71
Figura 46: Politriz lixadeira metalográfica.....	72
Figura 47: Microscópio Zeiss, modelo AxioVert. A1	74
Figura 48: Medida indireta da linha neutra de dobra para o aço DP980 com o auxílio do AutoCad	75
Figura 49: Microdurômetro digital da marca Time Group, modelo MHV- 2000	76
Figura 50: Medição da dureza ao longo da espessura para amostra do aço DP980 na direção longitudinal.....	76
Figura 51: Medição da dureza ao longo da espessura para amostra do aço DP980 submetida ao dobramento pelo punção com raio de 0,3 mm e profundidade de penetração de 3,5 mm	77
Figura 52: Microestrutura do aço DP980 no sentido longitudinal, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x.....	80
Figura 53: Microestrutura do aço DP980 no sentido da face, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x.....	83
Figura 54: Microestrutura do aço DP 980 no sentido transversal, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x.....	85
Figura 55: Contagem de interceptos em uma rede de pontos sobre a fotomicrografia por MEV de uma amostra de aço DP 980 extraída na direção transversal, com ataque de Nital 2%	88
Figura 56: Aplicação do algoritmo Huang do <i>auto threshold</i> do programa ImageJ para a estimativa da fração volumétrica da ferrita em uma amostra extraída no sentido longitudinal do aço DP980	90
Figura 57: Valores da fração volumétrica de ferrita obtida por meio da contagem de interceptos para cada fotomicrografia obtida por MEV do aço DP980.....	91
Figura 58: Determinação do tamanho de grão ferrítico em uma amostra de aço DP980, na direção de laminação e analisada por microscopia eletrônica de varredura com ampliação de 5000x.....	93
Figura 59: Tamanho médio da ferrita para amostra na direção longitudinal, obtida a partir da micrografia por microscopia eletrônica de varredura do aço DP980	94
Figura 60: Curvas tensão <i>versus</i> deformação de engenharia para os corpos de prova do aço DP980 confeccionados nas direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação	96

Figura 61: Determinação do coeficiente de encruamento pelo método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ para um aço DP980, com corpo de prova confeccionado na direção 45° em relação ao sentido de laminação da chapa	100
Figura 62: Relação entre taxa de encruamento e tensão verdadeira no início da estricção para determinar o expoente de encruamento em um aço DP980, em corpo de prova extraído na direção diagonal em relação à direção de laminação	101
Figura 63: Aspecto da fratura do aço DP980 para as três direções (0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação) submetidas ao ensaio de tração	103
Figura 64: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 0°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x	105
Figura 65: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 45°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x	106
Figura 66: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 90°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x	107
Figura 67: Curvas de Força versus Deslocamento e condições geométricas do ensaio de dobramento, com raio de 5 mm, do aço DP 980 para a formação dos seguintes ângulos internos: a) 120°; b) 90°; c) 60° e d) 30°	109
Figura 68: Valores médios do springback com o decorrer do tempo para cada ângulo de dobramento efetuado com o punção de 5 mm de raio	110
Figura 69: Média dos ângulos de <i>springback</i> em função dos ângulos internos de dobramento para cada tempo de ensaio	112
Figura 70: Curva Força versus Deslocamento para os ensaios de dobramento com 0,3mm de raio	113
Figura 71: Valores médios do springback com o decorrer do tempo para cada profundidade de penetração do punção de 0,3 mm de raio	114
Figura 72: Média dos ângulos de springback em função dos ângulos internos de dobramento para cada tempo de ensaio	116
Figura 73: Curva Força de dobra versus retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção de 0,3 mm de raio	117
Figura 74: Microestrutura do aço DP 980 submetido a dobramento com o punção de 5 mm e ângulo de 30° . Ampliação de 200x e 1000x	119
Figura 75: Análise metalográfica da amostra ensaiada com uma profundidade de penetração do pistão de 5,5 mm. Ampliação de 200x e 1000x	120

Figura 76: Trincas por cisalhamento: a) corpo de prova após 5,5 mm de profundidade do punção; b) 50 x de ampliação	121
Figura 77: Aspecto da trinca obtido por microscopia óptica no corpo de prova ensaiado com o punção de 0,3 mm de raio e 5,5 mm de deslocamento do punção	122
Figura 78: Imagem da trinca obtida por microscopia eletrônica de varredura na amostra ensaiada com o punção de 0,3 mm de raio e deslocamento do punção de 5,5 mm a) superfície da amostra, b) ponta da trinca.....	123
Figura 79: Espessura na região de dobramento do aço DP980 ensaiado com os punções de raios 0,3 mm 5 mm.....	124
Figura 80: Linha neutra revelada por meio de ataque com Nital 2% em uma amostra de aço DP980 dobrada com punção de 0,3 mm de raio e deslocamento do punção de 5,5 mm.....	125
Figura 81: Medição indireta da linha neutra para uma amostra submetida ao dobramento com o punção de 0,3 mm de raio e um deslocamento do punção de 5,5 mm.....	126
Figura 82: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para o aço DP980 na condição como recebido.....	128
Figura 83: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para os ângulos de dobramento interno de 30°, 60°, 90° e 120°	130
Figura 84: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 5 mm. a) 120°, b) 90°, c) 60° e d) 30°	131
Figura 85: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para as profundidades de penetração do punção de 2,5; 3,5; 4,5; 5,5 mm.....	133
Figura 86: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm, para os deslocamentos de: a) 5,5 mm , b) 4,5 mm, c) 3,5 mm e d) 2,5 mm	134
Figura 87: Comparação para as diversas condições de dobramento dos valores de dureza para as regiões submetidas a tração e compressão	137

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Distribuição dos corpos de prova de tração para a caracterização das propriedades mecânicas	58
Tabela 2: Comparativo da composição química do aço DP980, obtida por meio de análise química, norma DIN EN 10338, catálogo do fabricante e por outros pesquisadores.....	79
Tabela 3: Fração volumétrica das fases presentes no aço DP980 obtida por meio da contagem de interceptos em fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)	89
Tabela 4: Fração volumétrica de ferrita obtida por meio de contagem de interceptos e auto threshold em fotomicrografias do aço DP980	90
Tabela 5: Fração Volumétrica de Martensita (MVF) em aços DP980 com diferentes composições químicas.....	91
Tabela 6: Estimativa do tamanho da ferrita.....	93
Tabela 7: Comparativo para as propriedades de LR, LE e Al_U (%), Al_T (%) do aço DP 980, obtidas por meio de ensaio de tração, norma DIN, catálogo do fabricante e outros autores ...	97
Tabela 8: Parâmetros de estampagem R_0 , R_{45} , R_{90} , $\bar{R}$ e ΔR obtidos por meio de ensaios de tração e comparados aos resultados publicados por outros autores.....	98
Tabela 9: Determinação do expoente de encruamento para o aço DP980 nas direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação.....	102
Tabela 10: Comparação com os resultados de expoente de encruamento obtidos por outros autores pelo método de linearização da curva σ versus ϵ em um único estágio.....	103
Tabela 11: Análise de variância do efeito de retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção com 5 mm de raio	111
Tabela 12: Análise Teste-t para os ângulos de dobramento de 30° e 60° com punção de 5 mm	111
Tabela 13: Análise de variância do efeito de retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção com 0,3 mm de raio	115
Tabela 14: Comparativo de resultados para as condições de dobramento do aço DP980 com os punções com raios de 5 mm e 0,3 mm.....	118
Tabela 15: Comparativo entre os valores medidos e calculados teoricamente para a posição da linha neutra em amostras ensaiadas por dobramento com os punções de 0,3 mm e 5 mm de raio	126
Tabela 16: Análise teste t para os valores de dureza Vickers a 0,1 mm e 0,25 mm da superfície de uma amostra no sentido longitudinal do aço DP980.....	128

Tabela 17: Resultados de microdureza Vickers para o aço DP980 em publicações recentes129

Tabela 18: Análise teste t para os valores de dureza obtidos nas regiões de tração e compressão para as diversas condições de dobramento..... 137

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Aços avançados de alta resistência- <i>advanced high strength steel</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ARBL	Aços de alta resistência e baixa liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AUST SS	Aço inoxidável austenítico- <i>austenitic stainless steel</i>
BH	Aço endurecível após pintura- <i>bake hardening</i>
CAD	Desenho auxiliado por computador
CP	Aço de fase complexa- <i>complex phase</i>
cp	Corpo de prova
DIN	<i>Deutsche Industrie Normen</i>
DLC	Diagrama limite de conformação
DP	Aço bifásico- <i>dual-phase</i>
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados- <i>electron backscatter diffraction</i>
FB	Aço ferrítico- bainítico
GND	<i>Geometrically necessary dislocations</i>
HSLA	Aço de alta resistência e baixa liga- <i>high strength low alloy</i>
HSS	Aços convencionais de alta resistência- <i>high strength steels</i>
HV	Dureza Vickers- <i>hardness Vickers</i>
IF	Aços com interstícios livres- <i>interstitial free</i>
IISI	<i>International Iron and Steel Institute</i>
LC	Aço de baixo carbon- <i>low carbon</i>
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência à tração
MA	Constituinte martensita + austenita retida
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MS	Aço martensítico- <i>martensitic steel</i>
M	Temperatura de início da transformação martensítica
MO	Microscopia óptica
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TG	Tamanho de grão
TRIP	<i>Transformation induced plasticity</i>
TWIP	<i>Twinning induced plasticity</i>

UHSS	<i>Ultra high strength steel</i>
ULSAB	<i>Ultra light steel autobody</i>
ULSAB-AVC	<i>Ultra light steel autobody- advanced vehicles concept</i>
ULSAC	<i>Ultra light steel auto closures</i>
ULSAS	<i>Ultra light steel auto suspension</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

Al_T	Alongamento total
Al_U	Alongamento uniforme
B	Bainita
l_0	Comprimento inicial
l_f	Comprimento final
K_s	Fator de retorno elástico
M	Martensita
M_s	Início da transformação martensítica
n	Expoente de encruamento
n_{0°	Expoente de encruamento a 0° da direção de laminação
n_{45°	Expoente de encruamento a 45° da direção de laminação
n_{90°	Expoente de encruamento a 90° da direção de laminação
n_{FE}	Expoente de encruamento obtido pela técnica da formação da estrição
n_L	Expoente de encruamento obtido considerando-se um único estágio
n_{L1}	1º estágio do expoente de encruamento obtido pela linearização de $\sigma \times \varepsilon$
n_{L2}	2º estágio do expoente de encruamento obtido pela linearização de $\sigma \times \varepsilon$
R	Coeficiente de anisotropia
R_{0°	Coeficiente de anisotropia a 0° da direção de laminação
R_{45°	Coeficiente de anisotropia a 45° da direção de laminação
R_{90°	Coeficiente de anisotropia a 90° da direção de laminação
R^2	Parâmetro de correlação linear
R_n	Raio da linha neutra
R_p	Raio do punção de dobramento
R/t	Razão entre o raio de dobramento e a espessura
$\bar{R}$	Coeficiente de anisotropia médio
w	Largura da chapa
t	Espessura da chapa
V_m	Fração volumétrica de martensita
y	Distância da linha neutra
α	Ferrita
α'	Partículas de segunda fase
α_{CG}	Ferrita com tamanho de grão grosseiro

α_{FG}	Ferrita com tamanho de grão refinado
γ	Austenita
ε	Deformação verdadeira
σ	Tensão verdadeira
ΔR	Coeficiente de anisotropia planar

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
1.1	MOTIVAÇÃO	23
1.2	OBJETIVOS	24
1.2.1	Objetivo geral	24
1.2.2	Objetivos específicos.....	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS)	26
2.2	AÇOS BIFÁSICOS (DP).....	29
2.2.1	Processamento de aços bifásicos	30
2.2.2	Elementos de liga utilizados nos aços bifásicos.....	34
2.2.3	Propriedades mecânicas nos aços bifásicos	36
2.2.3.1	Deformação nos aços bifásicos	37
2.2.3.2	Expoente de encruamento	38
2.2.3.3	Comportamento de escoamento contínuo	40
2.3	RETORNO ELÁSTICO (SPRINGBACK)	42
2.4	DOBRAMENTO.....	47
2.4.1	Dobramentos com pequenos raios	48
2.5	MECANISMOS DE FRATURA EM AÇOS BIFÁSICOS.....	50
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	55
3.1	MATERIAIS E IDENTIFICAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS APLICADOS.....	55
3.2	DETERMINAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	56
3.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	56
3.3.1	Ensaio de Tração	57
3.3.2	Ensaio de Dobramento	63
3.3.2.1	Ensaio de Dobramento com Raio de 5 mm	63

3.3.2.1	Ensaio de Dobramento com Raio de 0,3 mm	64
3.3.3	Determinação dos raios de dobramento para os punções com raios de 5 mm e 0,3 mm	67
3.4	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA	68
3.4.1	Seccionamento	68
3.4.2	Embutimento	70
3.4.3	Lixamento	71
3.4.4	Polimento	72
3.4.5	Ataque químico.....	73
3.4.6	Técnicas de microscopia para obtenção de imagens	73
3.4.7	Caracterização Metalográfica.....	74
3.5	DETERMINAÇÃO DOS RAIOS DA LINHA NEUTRA A PARTIR DAS AMOSTRAS METALOGRÁFICAS DAS DOBRAS.....	74
3.6	MICRODUREZA VICKERS	75
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	78
4.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS NA CONDIÇÃO DE COMO RECEBIDOS.....	79
4.2.1	Estimativa da fração volumétrica das fases.....	87
4.2.2	Estimativa do tamanho de grão ferrítico	92
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO	95
4.3.1	Análise microscópica do mecanismo de fratura	104
4.4	ENSAIO DE DOBRAMENTO.....	108
4.4.1	Ensaio com punção de 5 mm de raio.....	108
4.4.2	Ensaio com punção de 0,3mm de raio.....	113
4.4.3	Comparação dos resultados de dobramento para os dois punções utilizados. .	117
4.5	METALOGRAFIA DAS AMOSTRAS ENSAIADAS COM DOBRAMENTO COM PUNÇÃO DE 5 MM DE RAIO.....	118

4.5.1	Análise da trinca superficial nas amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm ...	121
4.5.2	Análise da espessura na região de dobramento	124
4.5.3	Medição da Linha Neutra	124
4.6	MICRODUREZA VICKERS	127
4.6.1	Microdureza do aço DP980 na condição como recebido	127
4.6.2	Microdureza Vickers para as amostras submetidas ao ensaio de dobramento com punção de 5 mm de raio	129
4.6.3	Microdureza Vickers para as amostras submetidas ao ensaio de dobramento com punção de 0,3 mm de raio	132
5	CONCLUSÃO	138
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	140
	REFERÊNCIAS	141
	APÊNDICE A – DESENHO DO PUNÇÃO COM 0,3 MM DE RAIO	150

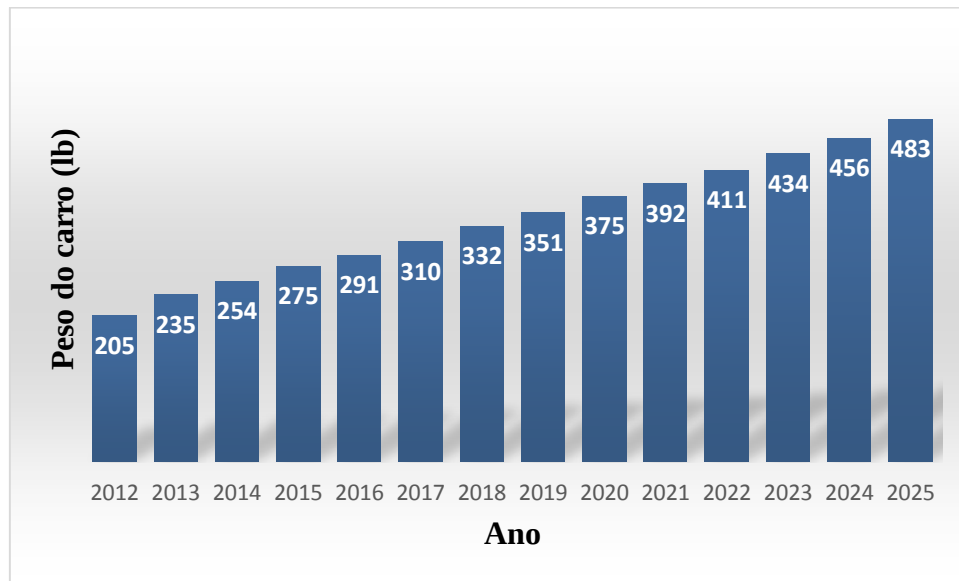
1 INTRODUÇÃO

Os aços são os materiais estruturais mais utilizados pela humanidade. Podem ser aplicados em diversas áreas como: energia, infraestrutura, transporte e segurança. Um avanço tecnológico fundamental foi alcançado com o desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (AHSS) como uma resposta das indústrias siderúrgicas às novas demandas do setor automobilístico por materiais com maior resistência, que possibilitem a fabricação de veículos mais leves e, consequentemente, com menor consumo de combustível.

Os aços avançados de alta resistência são usados em produtos obtidos por processos de conformação, por conseguir conciliar algumas propriedades compatíveis como: boa conformabilidade, alta resistência e, assim, permitir a redução do peso por meio da redução da espessura da chapa. Esses aços compõem uma família que incluem diversas classes de materiais como: os aços bifásicos (DP), fases complexas (CP), martensíticos (MS), transformação induzida por plasticidade (TRIP) e plasticidade induzida por maclação (TWIP). Para que essa família de aços possa ser utilizada na produção de peças voltadas para a indústria automobilística, é necessário que um equilíbrio, entre resistência, ductilidade e custo, seja atingido. Por exemplo, o alto custo, para a obtenção da liga, é um fator que limita o emprego em grande escala dos aços TRIP e TWIP. Por outro lado, os aços bifásicos (DP) aliam conformabilidade, resistência e baixo custo, por isso, são utilizados pela indústria automobilística (ZHANG et al., 2016). Como resultado desse conjunto de boas características, para os próximos anos é esperado um crescimento consistente na aplicação desses aços, em torno de 135% de 2012 a 2025 (Figura 1).

Quando se considera somente os aços com limite de resistência na faixa de 500 a 1000 MPa, os aços bifásicos são os mais utilizados entre as classes AHSS. O grande emprego dos aços bifásicos na produção de componentes para a indústria automobilística é proporcionado pelas suas excelentes propriedades à tração: alto limite de resistência, alta taxa de encruamento, alta deformação uniforme e ausência de ponto de escoamento, que contribui para a boa conformabilidade do material pela inexistência das bandas de Lüders. Essas características de propriedades mecânicas estão interligadas a diversos parâmetros microestruturais que dependem das condições de processamento e da composição química. Os fatores na microestrutura que interferem nas propriedades mecânicas são: fração volumétrica de martensita, tamanho de grão na martensita e ferrita, teor de carbono na martensita, morfologia das fases, textura cristalográfica da ferrita e segregação química (TASAN et al., 2015).

Figura 1: Estimativa de crescimento da utilização de AHSS e UHSS pela indústria automotiva nos EUA



Fonte: Adaptado de Keeler e Kimchi (2017)

Por outro lado, ainda existem diversos fatores que dificultam a utilização dos aços bifásicos, principalmente a classe de resistência de 1000 MPa. As principais limitações para o uso dos aços DP980 são: a diferença de dureza entre ferrita e martensita, que provoca uma incompatibilidade plástica entre as fases; pouca resistência ao estiramento; alto retorno elástico e pouca capacidade de sofrer dobramento se comparado aos outros AHSS (ROSENBERG et al., 2015). Desta forma, o trabalho pretende contribuir para o desenvolvimento tecnológico do aço DP980, por meio da geração de conhecimentos e técnicas, que serão publicados continuamente, acelerando uma possível transferência de tecnologia para o setor produtivo, em especial à indústria automobilística.

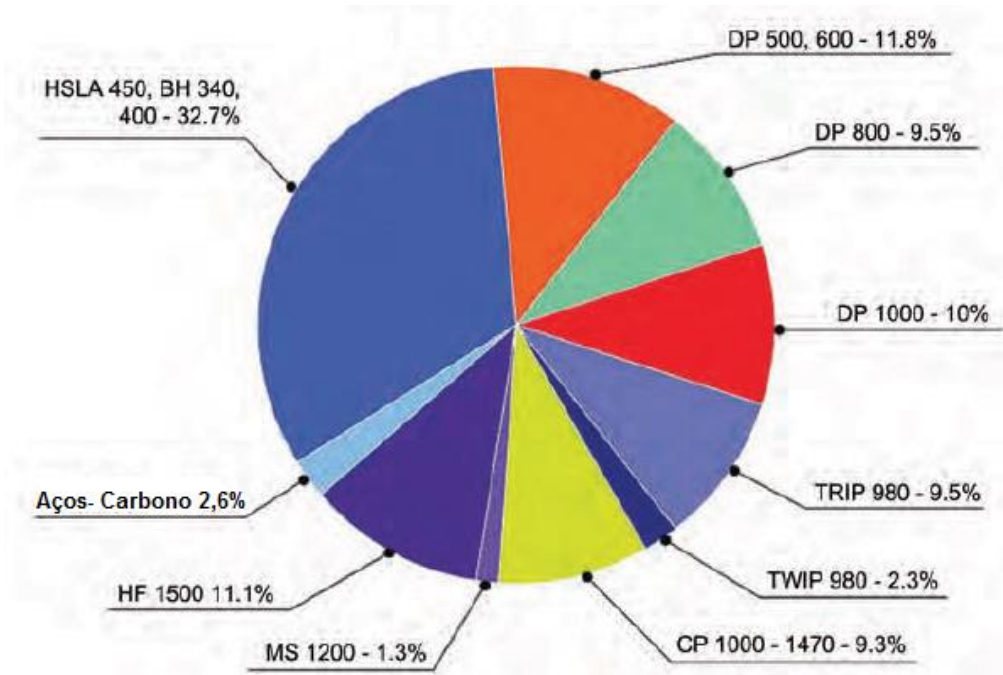
O ineditismo do trabalho consiste na pesquisa realizada com o aço DP980, material que começou a ser produzido recentemente, no Brasil, pela USIMINAS e que apresenta grande potencial de utilização na produção de componentes estruturais em veículos automotivos. Outro fator de inovação, consiste na caracterização mecânica do aço DP980 em relação ao efeito do retorno elástico (*springback*), por meio de ensaios experimentais. O *springback* representa uma grande limitação para a utilização deste material em larga escala em virtude da dificuldade do ajuste do ferramental para a produção de peças estampadas. Uma vez que o aço DP980 apresenta desenvolvimento industrial recente, os dados experimentais exibidos pela literatura em relação ao fenômeno do *springback* são escassos e conflitantes, uma vez que o foco das pesquisas em relação a este fenômeno tem sido a análise por meio da simulação numérica.

1.1 MOTIVAÇÃO

De acordo com o programa *Future Steel Vehicle* (FSV), há o prognóstico de que as carrocerias da próxima geração de veículos de médio porte sejam compostas por mais de 20 novos tipos de AHSS, com expectativa de que estejam sendo comercialmente produzidos a partir de 2015 até 2020. A previsão do programa é de que a carroceria seja fabricada com uma quantidade superior a 40% em peso de aços com resistência mínima de 1000 MPa (Figura 2).

Neste contexto, o aço bifásico (DP980), estudado neste trabalho, é um material de aplicação industrial recente, com possibilidade de crescimento do seu uso na produção de componentes automotivos. No entanto, a sua utilização é limitada em virtude dos problemas dimensionais acarretados pelo retorno elástico, que pode atingir 20% (DEMERI, 2013). Portanto, se faz necessária uma reprodução e quantificação desse efeito experimentalmente, para analisar as possíveis alterações microestruturais e relacioná-las com suas respectivas propriedades mecânicas. Após essa correlação entre as possíveis alterações microestruturais e propriedades mecânicas, será possível deduzir quais os fatores microestruturais que influenciam no efeito do retorno elástico. Conhecendo melhor o efeito, será possível controlá-lo até que ele adquira níveis razoáveis, em que a utilização do aço bifásico DP980 seja totalmente viável pela indústria automotiva.

Figura 2: Previsão da distribuição percentual dos materiais que serão utilizados na próxima geração de veículos



Fonte: Adaptado de Keeler e Kimchi (2017)

Além disso, outro fator que restringe o emprego do aço DP980 é a sua baixa resistência ao estiramento durante as operações de estampagem. Dessa forma, é importante pesquisar a influência dos fatores microestruturais no comportamento do material quando submetido a esforços de estiramento e, assim, tornar possível o seu emprego na produção por estampagem de peças com geometria complexa.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo principal a caracterização mecânica e microestrutural de um aço bifásico (DP980) com aplicação na indústria automobilística.

1.2.2 Objetivos específicos

- Caracterizar a microestrutura de um aço bifásico (DP980) aplicado à indústria automobilística, especificado no projeto *Ultra light steel autobody- advanced vehicles concept* (ULSAB-AVC), por meio da identificação e quantificação das fases presentes, assim como de

suas morfologias. Para isso, será necessária a utilização de técnicas de caracterização por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, com a utilização de reagentes químico, Nital 2%. Tornando assim possível estabelecer uma correlação entre microestrutura e as propriedades mecânicas.

- Caracterizar as propriedades mecânicas de um aço bifásico (DP980), especialmente com relação ao limite de resistência à tração, tensão de escoamento, alongamento, expoente de encruamento e coeficiente de anisotropia, tendo em vista que este material tem elevado potencial de aplicação na indústria automobilística.

- Realizar ensaios de dobramento com diferentes relações R/t para determinar e avaliar o efeito do retorno elástico no material pesquisado e estabelecer uma correlação entre as características microestruturais e as alterações geométricas resultantes do processo de conformação.

- Caracterizar o ensaio de microdureza Vickers para verificar o encruamento ao longo da espessura nas regiões submetidas à tração e compressão para as diversas condições de dobramento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS)

A partir da década de 1970, com a primeira crise mundial do petróleo, acontece um impacto revolucionário no desenvolvimento da produção de chapas de aço. Até aquele momento, os aços utilizados na produção automobilística precisavam atender poucos requisitos de conformabilidade e soldabilidade. Desta forma, as propriedades mecânicas exigidas para a produção de veículos de passageiros estavam na faixa de 180 a 200 MPa para tensão de escoamento, limite de resistência de 330 a 350 MPa e a espessura de 1,5 a 2,0 mm. Com a crise do petróleo, surgiu a demanda por materiais de maior resistência, que permitiriam uma redução na espessura da chapa e, por consequência, a diminuição do peso dos automóveis e redução no consumo de combustível (DEMERI, 2013).

Após a normalização da produção de petróleo, a principal meta das indústrias siderúrgicas foi suprir a indústria automobilística com um aço avançado, de alta resistência, para que fossem atendidas as novas exigências de: aumento da integridade estrutural e da resistência ao impacto com redução do peso e do custo (GORNİ, 2008). Assim, as montadoras poderiam produzir veículos mais leves sem prejudicar a segurança, durabilidade e conforto. Em paralelo, devido a questões ambientais, imposições severas em relação ao consumo de combustível começaram a ser decretadas por governos de diversos países, que prescreveram restrições rigorosas à emissão de CO₂.

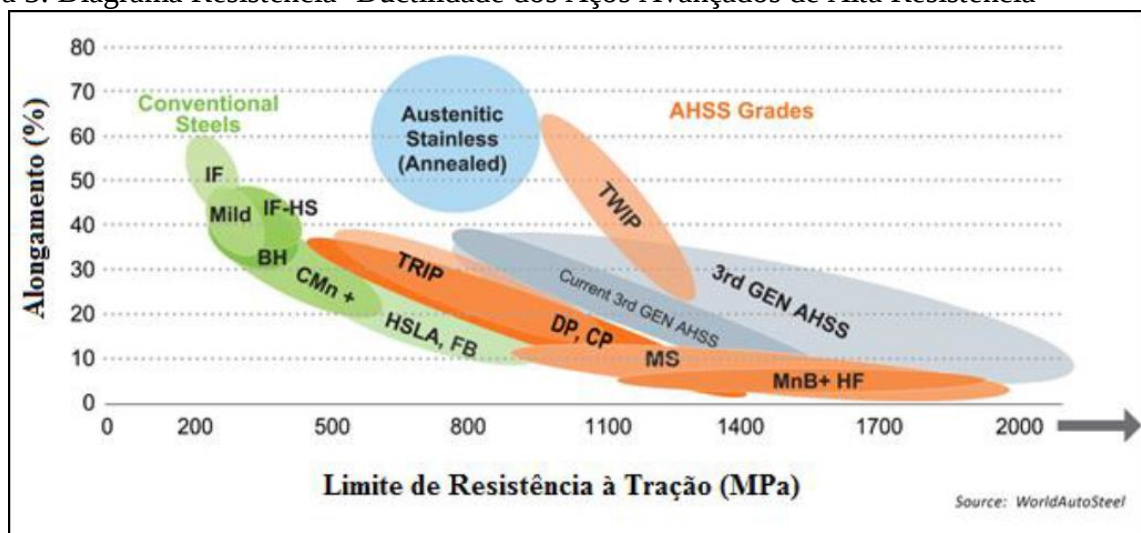
Por isso, a indústria siderúrgica mundial, na década de 1990, se reuniu em um consórcio composto por 35 empresas de 18 países (inclusive o Brasil, representado pela USIMINAS e CSN) para enfrentar o desafio de desenvolver o aprimoramento das ligas de aço e formular um novo conceito na produção de automóveis. Dessa forma, iniciou-se o projeto ULSAB (*Ultralight Steel Auto Body*) com a finalidade de explorar novas possibilidades para promover a redução do peso nos veículos por meio do uso de aços mais resistentes. Uma das principais contribuições do projeto foi aperfeiçoar uma nova classe de aços denominada de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), que conseguem aliar resistência e ductilidade em função de uma microestrutura única, resultante de complexos processos de tratamento termomecânico e transformação de fase.

Posteriormente, foram desenvolvidos novos projetos com o intuito de comprovar a capacidade dos aços satisfazerem as novas exigências de segurança e redução de peso na carroceria dos automóveis e garantir uma maior eficiência no consumo de combustíveis. Como

exemplo, o projeto *UltraLight Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts* (ULSAB - AVC) que estabelece outros métodos de fabricação, para, em conjunto com a aplicação dos aços avançados de alta resistência, conseguir aumentar a redução de peso. Teve por objetivo projetar a fabricação da parte estrutural do carro, utilizando aproximadamente 85% de AHSS, o que resultaria em uma diminuição de peso da ordem de 25%, sem aumentar os custos de produção (MAZAHERI; KOLAHGAR; MARASHI, 2015).

Os aços avançados de alta resistência (AHSS) são materiais multifásicos, que apresentam uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica e ilhas de martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em diferentes proporções que assegurem a rigidez necessária para uma menor espessura da chapa. Na Figura 3, é representada uma classificação dos níveis de resistência em função do alongamento para a ampla variedade de classes dos aços avançados de alta resistência.

Figura 3: Diagrama Resistência- Ductilidade dos Aços Avançados de Alta Resistência



Fonte: Adaptado de Keeler e Kimchi (2017)

Em uma breve descrição, a evolução das classes de AHSS pode ser dividida em:

1ª Geração: Formada pelos aços bifásicos (DP), fases complexas (CP), transformação induzida por plasticidade (TRIP) e martensíticos (MS), que associam alta resistência com boa ductilidade. Os aços bifásicos (DP) consistem em uma matriz ferrítica com ilhas de martensita que variam de 20 a 70% em fração volumétrica, de acordo com o nível de resistência desejado (SENUMA, 2001; BLECK; PHIYOU-ON, 2009). Essa microestrutura bifásica é obtida por meio do tratamento térmico de têmpera em um aço carbono, da região intercrítica ($\alpha + \gamma$), para transformar a austenita em martensita (LEE et al., 2004). Durante os processos de conformação, a deformação se concentra na ferrita, aumentando a taxa de encruamento exibida por esses aços

(AVRAMOVIC – CINGARA et al., 2009). Os aços de fases complexas (CP) têm uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita/ bainita com baixa quantidade de martensita, austenita retida e perlita. Em termos de propriedades mecânicas, esses materiais se caracterizam pelos bons resultados nos ensaios de expansão de furo, que estão relacionados com a boa resistência durante as operações de estiramento e flangeamento. Os aços TRIP consistem em uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita, fases mais resistentes como martensita/perlita e uma fração de austenita retida que varia de 5 a 20%. Durante a deformação, a austenita retida progressivamente se transforma em martensita, aumentando a resistência do material. Os aços martensíticos (MS) são formados por uma matriz martensítica contendo pequenas quantidades de ferrita e/ou bainita. Atingem os mais altos valores de limite de resistência, em torno de 1500 MPa).

2ª Geração: São formados pelos aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) e aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS). Os aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) apresentam a melhor relação entre resistência e alongamento, conforme pode ser confirmado na Figura 3. Utilizam como elemento de liga altos teores de manganês (17 a 20%) para manter uma microestrutura completamente austenítica à temperatura ambiente. Apesar de atingirem valores de 1000 MPa com um alongamento de 50%, seu uso ainda é muito restrito em virtude do alto custo, problemas de fabricação e fragilização por hidrogênio. Os aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS) contêm teores de cromo na faixa de 16 a 26% e 8% de níquel. Sua alta resistência é favorecida pela transformação da austenita em martensita durante a deformação (FONSTEIN, 2015).

3ª Geração: Conforme pode ser observado na Figura 3, existe uma lacuna entre as propriedades dos AHSS convencionais (1ª geração) e os de 2ª geração. A tendência atual da indústria siderúrgica é substituir os AHSS convencionais por uma nova classe que alcance maiores índices de resistência com o mesmo nível de resistência, por exemplo, um aço com resistência de 600 MPa deve ser substituído por um aço com resistência de 980 MPa que mantenha os 21% de alongamento esperados por um aço de 600 MPa (FONSTEIN, 2015). Portanto, a terceira geração AHSS consiste em aumentar a resistência, ductilidade e tenacidade dos AHSS convencionais sem alterar significativamente a sua composição química.

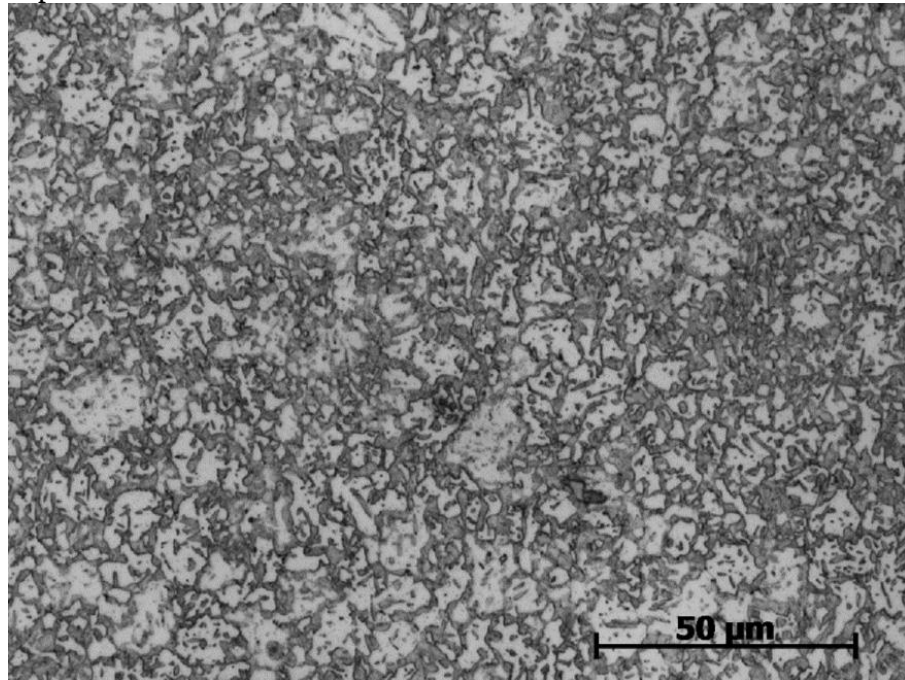
2.2 AÇOS BIFÁSICOS (DP)

Os aços bifásicos são designados pela tensão de escoamento e limite de resistência à tração, por exemplo, a classe DP500/800 é a representação para um aço com 500 MPa de tensão de escoamento e 800 MPa de limite de resistência à tração. Costumeiramente, são classificados somente pelo limite de resistência à tração. Atualmente, os aços bifásicos são comercialmente produzidos na faixa de 600 a 1200 MPa de limite de resistência (TAYLOR, 2016). No momento, para a indústria automobilística, o DP980, entre os aços bifásicos, é a classe de maior resistência com aplicação na produção, com 980 MPa de limite de resistência (ZHANG et al, 2016).

Esses aços tipicamente se caracterizam por uma microestrutura composta, com uma mistura de matriz ferrítica macia com partículas duras de martensita. No entanto, é possível que pequenas quantidades de austenita retida e bainita estejam presentes na microestrutura. Uma ampla gama de propriedades mecânicas pode ser adaptada para os aços bifásicos por meio do controle de fatores como: fração volumétrica da martensita, teor médio de carbono e distribuição de carbono na martensita, ductilidade e distribuição da martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de elementos de liga (CALCAGNOTTO et al., 2011; MURARI, 2009; MAZAHARI et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013; ZHANG et al, 2016).

Na Figura 4, é mostrada uma imagem de um aço bifásico DP980 obtida por microscopia óptica na direção transversal em relação ao sentido de laminação da chapa. O material tem composição química de 0,1% de C, 2,0% de Mn e 0,5% de Si. O ataque foi efetuado em duas etapas, na primeira etapa foi utilizado Nital 3% por um período de 5 s e, em seguida, foi feito o ataque em solução aquosa com 10% de metabisulfito de sódio por 28 s. A fase escura representa a martensita revenida e a fase clara representa a ferrita (ZHOU et al., 2015).

Figura 4: Microestrutura de um aço DP980 na direção transversal em relação ao sentido de laminação da chapa



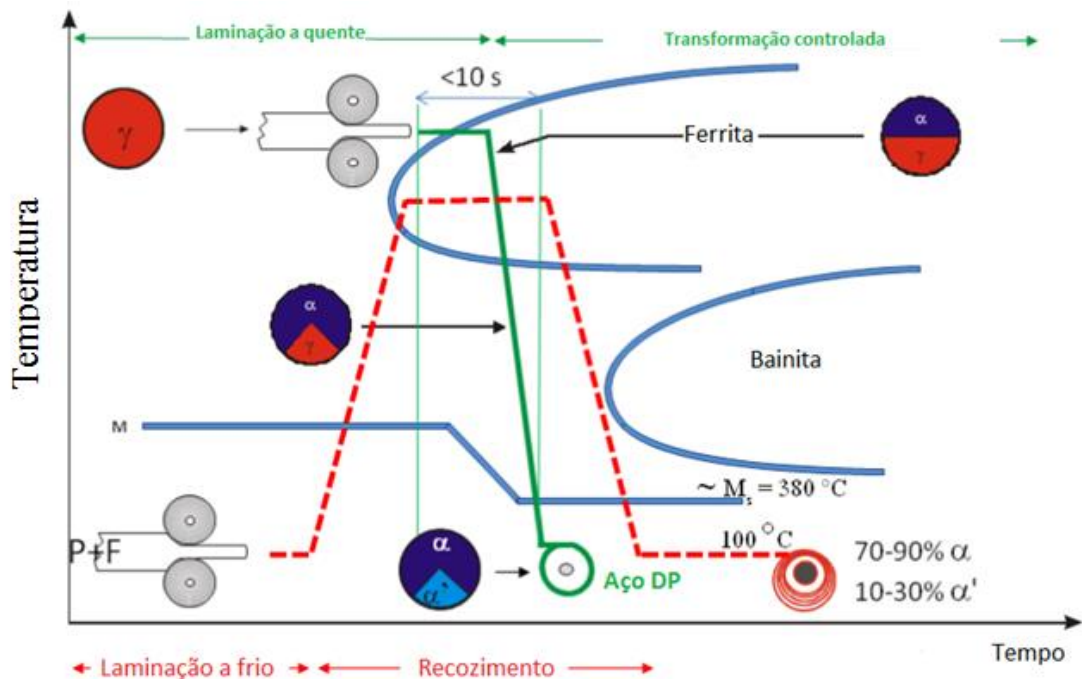
Fonte: Adaptado de Zhou et al. (2015)

2.2.1 Processamento de aços bifásicos

Existem duas rotas básicas de processamento para a produção de aços bifásicos (DP): Laminação a quente e laminação a frio. A Figura 5 é uma representação das duas rotas de processamento, indicando o tempo e a temperatura para as transformações de fases associadas a cada etapa do processo.

Processamento por laminação a quente: Consiste em, após a laminação na fase austenítica, fazer um resfriamento rápido para permitir que uma fração da austenita se transforme em ferrita, em seguida, a chapa é resfriada rapidamente a uma temperatura de bobinamento inferior ao início da transformação martensítica para que a austenita remanescente se transforme (Ms). A adição de elementos de liga altera as curvas de resfriamento contínuo e facilitam a obtenção das microestruturas desejadas. Em função da dificuldade do controle dimensional, as chapas laminadas a quente são utilizadas em aplicações que requerem materiais de maior espessura como, por exemplo, discos de roda, coluna B de reforço e chassis (ALLAM, 2015).

Figura 5: Rotas de processamento para a produção de aços bifásicos. A linha cheia representa a rota de produção por laminação a quente, enquanto a linha tracejada representa o processo por laminação a frio

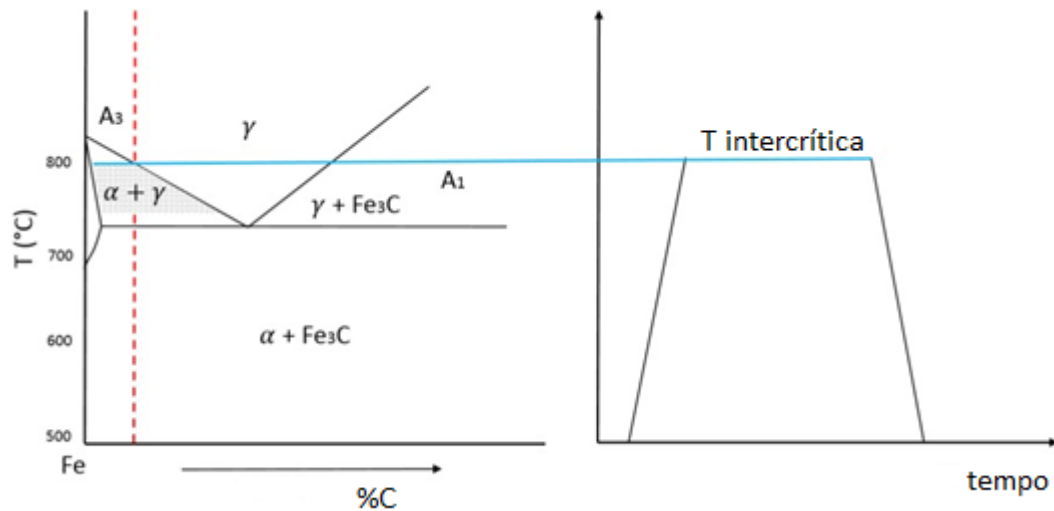


Fonte: Adaptado de Allam (2015)

Processamento por laminação a frio: Consiste em submeter a chapa laminada a frio, com microestrutura ferrita e perlita, a um processo de recozimento contínuo e, às vezes, galvanização por imersão a quente. Durante este processo, a chapa é aquecida até a região intercrítica do diagrama Fe-C ($\alpha + \gamma$) para formação parcial de austenita, na sequência, a etapa de resfriamento é efetuada em duas etapas. Na primeira, o resfriamento é feito de forma moderada para gerar a fração volumétrica desejada de ferrita na microestrutura, em seguida, o material sofre um resfriamento brusco para que a austenita remanescente se transforme em martensita (PUSHKAREVA, 2009; PERZYNSKI, 2014). Portanto, a microestrutura final do aço bifásico é composta de uma matriz de ferrita com ilhas de martensita e, de maneira geral, a resistência do aço é diretamente proporcional à fração volumétrica de martensita.

Na Figura 6, é representado, esquematicamente, o diagrama Fe-C para o processo de recozimento contínuo na região intercrítica ($\alpha + \gamma$).

Figura 6: Temperatura de recozimento contínuo utilizada no processamento de aço bifásico por laminação a frio



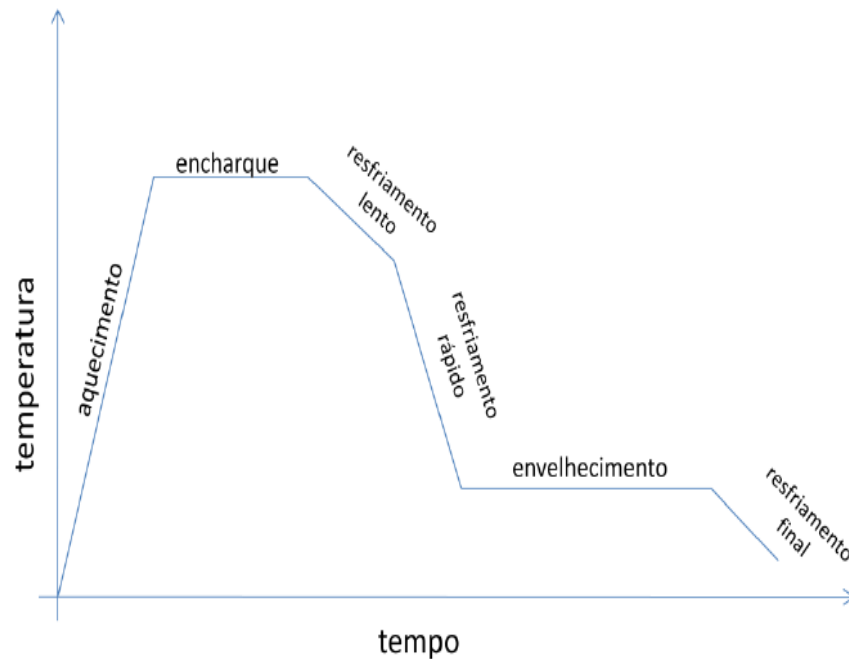
Fonte: Adaptado de Tsipouridis (2006)

A formação da austenita, no recozimento intercrítico, a partir da microestrutura ferrita-perlita pode ser dividida em três etapas (PARK et al., 2007; PERZYŃSKI, 2014; PUSHKAREVA, 2009;):

1. Nucleação instantânea da austenita nas partículas de perlita, uma vez que a distância para a difusão do carbono é da ordem do espaçamento interlamelar da perlita. Em seguida há o rápido crescimento dos grãos austeníticos até que a perlita seja completamente dissolvida. Ao final desta etapa, obtém-se uma austenita com alto teor de carbono, que não está em equilíbrio com a ferrita.
2. Crescimento mais lento da austenita, ao longo dos contornos de grão e para dentro da ferrita, a uma taxa controlada pela difusão do carbono na austenita a altas temperaturas, da ordem de 850°C , e pela difusão do manganês na austenita para temperaturas mais baixas (750°C).
3. Equilíbrio final entre ferrita e austenita em virtude da eliminação dos gradientes de concentração dos elementos substitucionais pela sua difusão através dos contornos austeníticos. O processo é lento e controlado pelas baixas taxas de difusão do manganês na austenita.

Na Figura 7, é apresentada uma representação esquemática do ciclo de tratamento térmico aplicado pela Usiminas na produção de aços bifásicos pelo processo de laminação a frio seguido de recozimento contínuo (OLIVEIRA, 2015).

Figura 7: Ciclo de tratamento térmico utilizado na produção de aços bifásicos



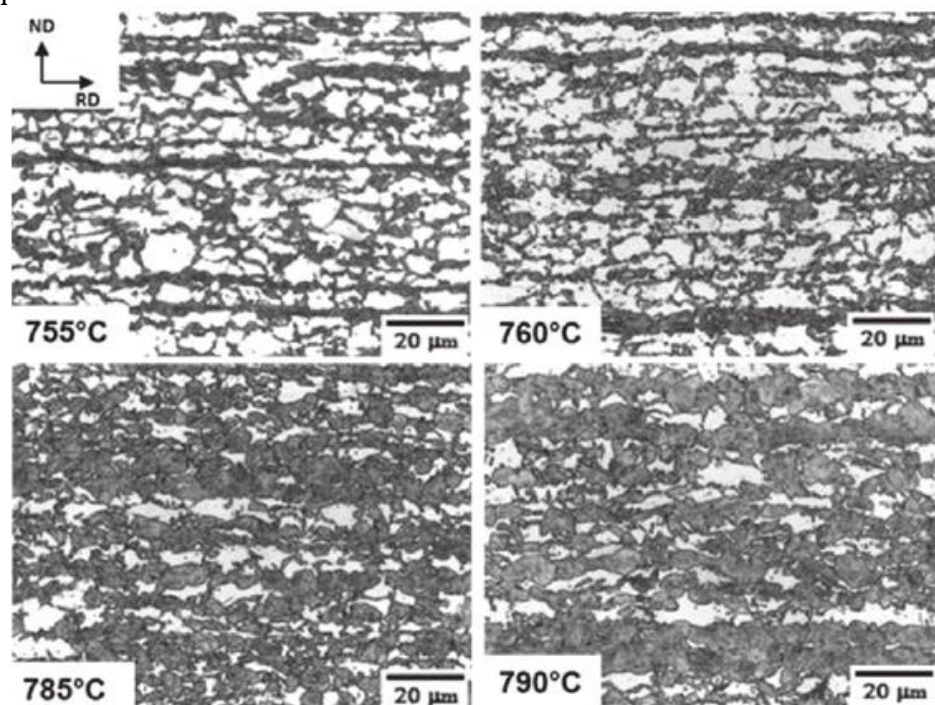
Fonte: Adaptado de Oliveira (2015)

Os parâmetros que afetam a formação da fração volumétrica e composição dos constituintes na microestrutura após o processo de recozimento intercrítico são: temperatura, tempo de encharque e taxa de resfriamento. Os dois primeiros fatores controlam a formação da fração volumétrica de austenita que, posteriormente, será transformada em martensita após o tratamento térmico de têmpera. Como pode ser observada na Figura 6, uma temperatura maior de recozimento resultará em uma maior fração de austenita, mas com menor teor de carbono. A transformação martensítica é afetada pela taxa de resfriamento e pela concentração de carbono e outros elementos de liga na austenita. Altas taxas de resfriamento podem impedir a difusão do carbono intersticial na ferrita e esta alta concentração à temperatura ambiente provocará a fragilização.

No ciclo de tratamento térmico por recozimento contínuo, a etapa de resfriamento lento (Figura 7) é realizada para saturar de carbono a austenita e iniciar a sua transformação em ferrita. Na sequência, o material é submetido ao tratamento térmico de têmpera para que a austenita remanescente se transforme em martensita e origine a microestrutura peculiar dos aços bifásicos, composta de uma fase macia (ferrita) e uma fase dura (martensita). A etapa de envelhecimento tem por objetivo produzir o revenimento da martensita e diminuir a concentração de carbono intersticial na ferrita e, assim, diminuir a sua dureza. Durante o tratamento de envelhecimento pode ocorrer a formação de bainita e perlita, dependendo da temperatura e tempo do processo (OLIVEIRA, 2015).

Na Figura 8, são mostradas fotomicrografias de um aço bifásico temperado a partir de temperaturas de recozimento que variaram de 755°C a 790°C. Os reagentes utilizados para o ataque químico foram Picral e Metabissulfito de sódio. Comprova-se que o aumento da temperatura de recozimento implica no aumento da fração volumétrica de martensita, que varia de 61% até 86% para a temperatura de recozimento de 790°C. Para estes níveis de resistência, a martensita é a fase dominante e forma uma rede contínua ao redor das ilhas de ferrita (PUSHKAREVA et al., 2015).

Figura 8: Micrografia óptica de um aço bifásico temperado a partir de temperaturas de recozimento que variam de 755 a 790°C



Fonte: Adaptado de Pushkareva et al. (2015)

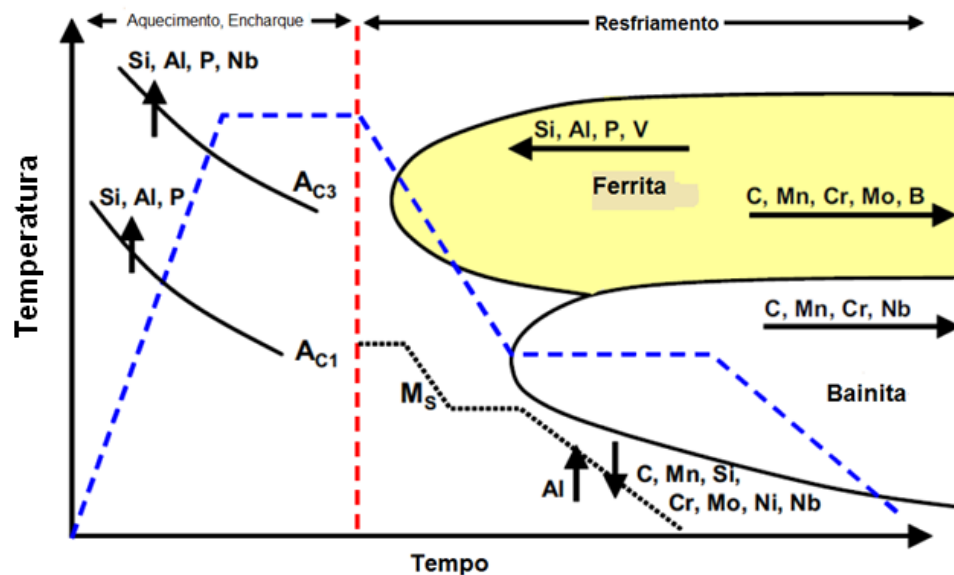
2.2.2 Elementos de liga utilizados nos aços bifásicos

Para obter as microestruturas que propiciam as propriedades mecânicas desejadas, os aços bifásicos contêm elementos de liga utilizados para controlar a fração volumétrica de martensita formada após o tratamento térmico de têmpera e aumentar a resistência do aço por meio de mecanismos de endurecimento por solução sólida e precipitação. A Figura 9 é uma representação esquemática do efeito dos elementos de liga sobre a estabilidade e cinética das transformações de fase para os aços avançados de alta resistência. Percebe-se que os elementos

de liga podem acelerar ou retardar as reações de transformação e, desta forma, influenciam na microestrutura final do material (ALLAM, 2015).

Em termos de composição química, os aços bifásicos contêm um teor de carbono na faixa de 0,06-0,15% em peso (TASAN et al., 2015). Este elemento tem a função de endurecer a martensita e estabilizar a austenita, retardando a transformação da ferrita e bainita, que permite taxas mais lentas de resfriamento para a obtenção de martensita, como pode ser interpretado pela análise da Figura 9. Além disso, um baixo teor de carbono melhora significativamente a soldabilidade e tenacidade do material (SHI et al., 2014).

Figura 9: Desenho esquemático do efeito dos elementos de liga na temperatura e cinética da transformação de fases dos AHSS

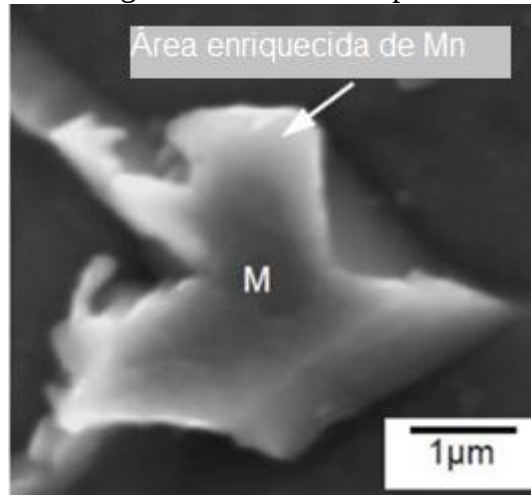


Fonte: Adaptado de Allam (2015)

Os teores típicos de manganês empregados nos aços bifásicos variam de 1,5 a 3% em peso. É empregado para retardar o início da transformação da austenita e, desta forma, permitir o emprego de velocidades de resfriamento mais lentas durante o tratamento de têmpera. A difusão do manganês é substancialmente mais lenta na austenita do que na ferrita (KUANG et al., 2008). Portanto, se durante o recozimento intercrítico o tempo de encharque for curto, pode ocorrer uma concentração de manganês nos contornos de grão da austenita, que aumenta o endurecimento local após o tratamento térmico (Figura 10). O manganês é o principal responsável pelo desenvolvimento de uma microestrutura bandada nos aços baixa liga, uma vez que este tipo de microestrutura é gerado a partir da segregação de elementos de liga substitucionais durante a solidificação dendrítica após a fundição e provoca uma variação de propriedades mecânicas ao longo da espessura (GAN et al., 2006).

O silício é um elemento estabilizador da ferrita e favorece seu endurecimento por meio da solução sólida substitucional. O silício também retarda a formação da cementita durante o resfriamento, que pode suprimir a formação de perlita.

Figura 10: Região enriquecida de manganês dentro de uma partícula de martensita



Fonte: Adaptado de Kuang et al. (2008)

A utilização de elementos microligantes como vanádio, nióbio e titânio têm por finalidade favorecer o mecanismo de endurecimento por precipitação e promover o refinamento de grão da microestrutura. Para aumentar a temperabilidade, podem ser adicionados cromo e molibdênio ao aço. Esses elementos também diminuem a temperatura de transformação da bainita, limitando assim a sua formação.

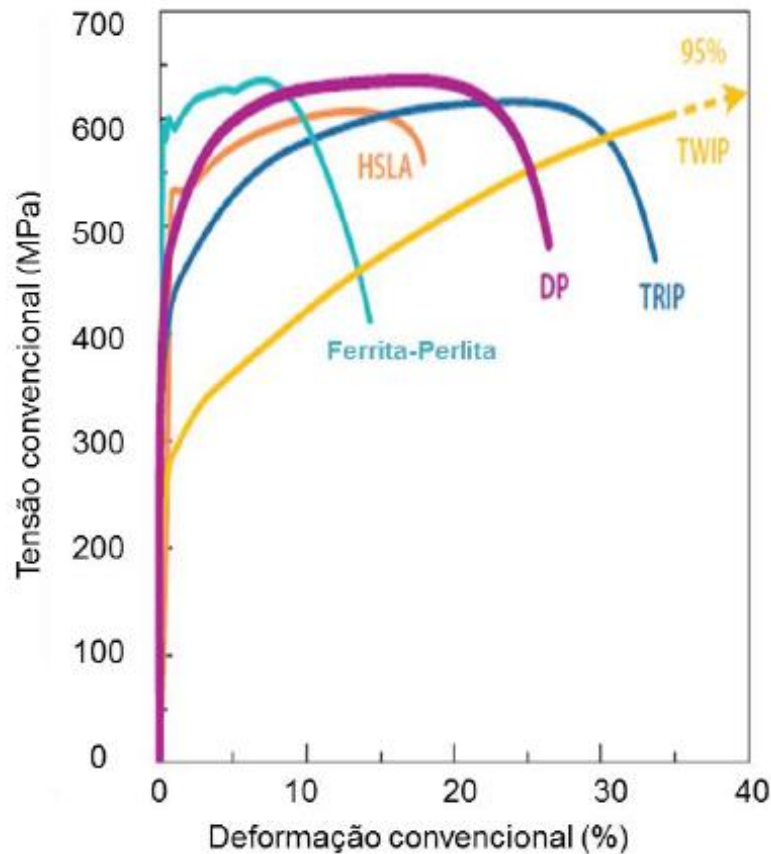
2.2.3 Propriedades mecânicas nos aços bifásicos

O desempenho mecânico é o principal fator que impulsiona o desenvolvimento dos aços bifásicos, uma vez que estes materiais apresentam boas características de resistência mecânica, conformabilidade, escoamento contínuo (ausência das bandas de Lüders), elevada taxa inicial de encruamento e ductilidade (WANG et al., 2013). São essas características mecânicas que permitem que os aços bifásicos sejam cada vez mais utilizados pela indústria automobilística para atender as demandas de redução de peso e alta resistência à colisão.

Tasan et al. (2015) estabeleceram uma comparação das propriedades à tração entre os aços bifásicos com os aços ferrítico - perlítico, *high-strength low-alloy* (HSLA), TRIP e TWIP (Figura 11). Em relação aos outros aços analisados, os aços bifásicos demonstraram um comportamento único em virtude de sua microestrutura ser composta por uma matriz macia de

ferrita e partículas de martensita com alta dureza. Embora as classes de aços avançados de alta resistência (AHSS), mais recentes, exibam maior ductilidade, os aços TRIP e TWIP, por enquanto, tem sua utilização limitada na indústria automotiva por fatores como: segregação de manganês, alto custo da liga e a baixa soldabilidade.

Figura 11: Comparação das curvas Tensão *versus* Deformação entre os aços bifásicos, ferrítico-perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP



Fonte: Adaptado de Tasan, et al. (2015)

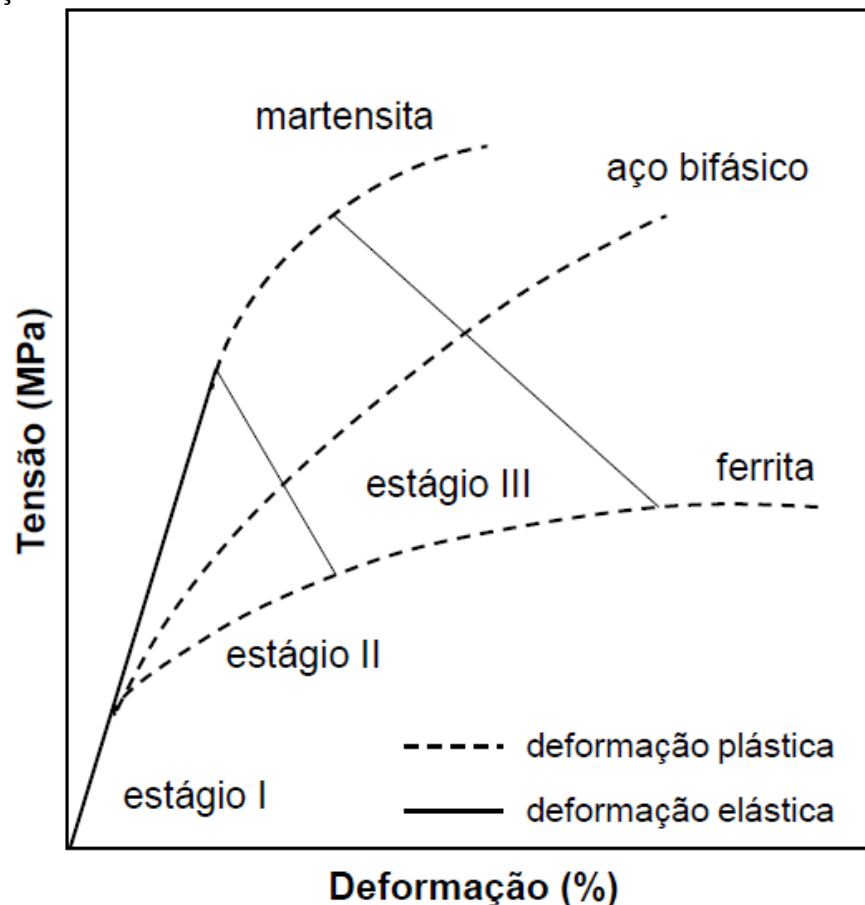
2.2.3.1 Deformação nos aços bifásicos

Em relação à deformação, Fonstein (2015) concluiu que o comportamento dos aços bifásicos é análogo às ligas heterogêneas que contêm fases com propriedades mecânicas substancialmente diferentes e, portanto, podem ser considerados materiais compostos. Sendo assim, suas propriedades mecânicas são determinadas pelas propriedades individuais das fases e seus parâmetros estereológicos.

A Figura 12 representa um modelo de deformação proposto para os aços bifásicos, que considera o comportamento individual das fases em relação à deformação. De acordo com Han et al., (2011), a curva tensão *versus* deformação pode ser dividida em três estágios distintos. O

estágio I corresponde à região na qual ferrita e martensita se deformam elasticamente. No estágio II a ferrita começa a sofrer deformação plástica enquanto a martensita continua se deformando elasticamente. No estágio III as duas fases se deformam plasticamente.

Figura 12: Modelo proposto para os aços bifásicos e suas curvas correspondentes de tensão versus deformação



Fonte: Adaptado de Han et al. (2011)

Inicialmente, os aços bifásicos se deformam elasticamente até o princípio do escoamento contínuo e das altas taxas de encruamento, que determina o início da deformação plástica. Com o prosseguimento da deformação plástica, a taxa de encruamento diminui até alcançar o limite de resistência que determina o início da instabilidade plástica e, consequentemente, a ruptura do material.

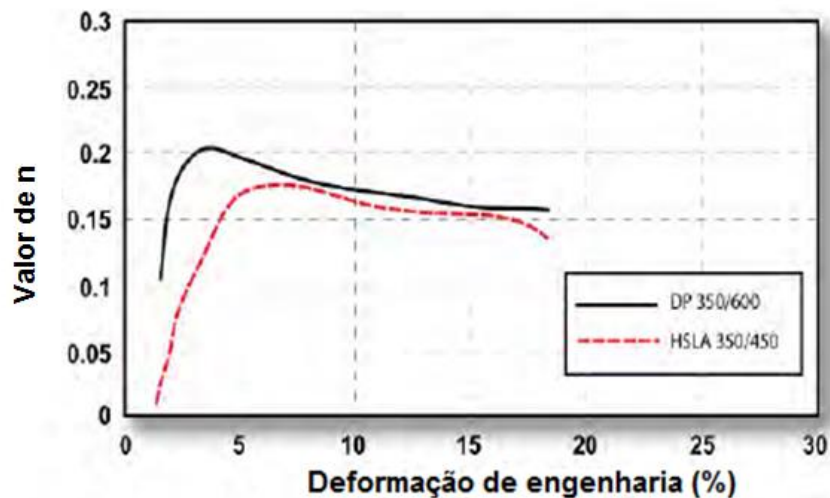
2.2.3.2 Expoente de encruamento

O expoente de encruamento (n) é definido como a taxa de aumento da resistência com a deformação plástica. Altos valores de n estão associados à boa conformabilidade dos metais,

uma vez que há uma distribuição mais uniforme das deformações durante o processo de conformação, evitando a instabilidade plástica e a ruptura. A principal diferença entre os aços bifásicos (DP) e os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) é que os primeiros apresentam altos valores de expoente de encruamento e, portanto, são utilizados na fabricação de peças com geometria mais complexa para a indústria automobilística (DEMERI, 2013).

Os aços convencionais apresentam um valor constante para o expoente de encruamento à medida que aumentam as deformações. Dessa forma, os valores de n eram obtidos na faixa de deformação de 10 a 20%. Atualmente, algumas classes dos aços avançados de alta resistência (AHSS) exibem um expoente de encruamento que varia com a deformação. A Figura 13 exibe a comparação do comportamento do valor de n entre um aço HSLA 350/450 e um aço DP 350/600. Constata-se que os aços bifásicos exibem um alto valor de n para pequenas deformações. A partir de deformações da ordem de 7 a 8%, os valores para o expoente de encruamento entre os aços bifásicos e os aços HSLA se aproximam.

Figura 13: Valor instantâneo de n para as classes de aços DP e HSLA



Fonte: Adaptado de Demeri (2013)

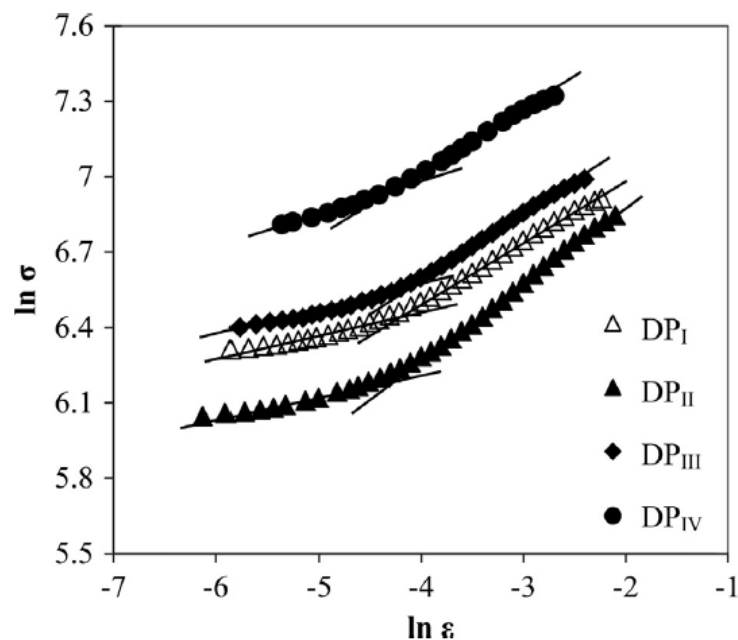
O rápido encruamento dos aços bifásicos pode ser atribuído a três fatores:

- A tensão residual gerada durante o tratamento térmico de têmpera é aliviada pela deformação plástica.
- O aumento da densidade de discordâncias na matriz ferrítica.
- A incompatibilidade plástica entre as fases de ferrita e martensita provocam tensões de compressão na ferrita, e estas tensões restringem o deslocamento das discordâncias.

Na Figura 14, são mostrados os estágios de encruamento para um aço com composição química de 0,17% C, 0,4% Si, 1,15% Mn e 0,95% Cr, com diferentes processamentos

termomecânicos analisados por Mazaheri et al., (2014). Na condição DP_I , o aço foi, inicialmente, aquecido a uma temperatura de 600°C por 20 minutos e resfriado em água. Em seguida, foi recozido à temperatura de 770°C por um período de 8 minutos e resfriado em água. Para as outras três condições não foi aplicado o aquecimento de 600°C por 20 minutos. As condições de recozimento intercrítico utilizadas para essas amostras foram: 770°C por um período de 8 minutos (DP_{II}); 770°C por 10 minutos (DP_{III}) e 790°C por 8 minutos (DP_{IV}). Para todas as condições, após o recozimento foi efetuado o resfriamento em água.

Figura 14: Comportamento do encruamento para as 4 condições de processamento em um aço bifásico



Fonte: Adaptado de Mazaheri et al. (2014)

De acordo com o autor, a presença de diferentes estágios de encruamento nos aços bifásicos está relacionada aos diferentes mecanismos de ativação que ocorrem para diferentes intensidades de deformação. No primeiro estágio, com menor inclinação, a matriz ferrítica se deforma plasticamente enquanto a martensita se mantém no regime elástico. No segundo estágio, com maior inclinação, as duas fases se deformam plasticamente.

2.2.3.3 Comportamento de escoamento contínuo

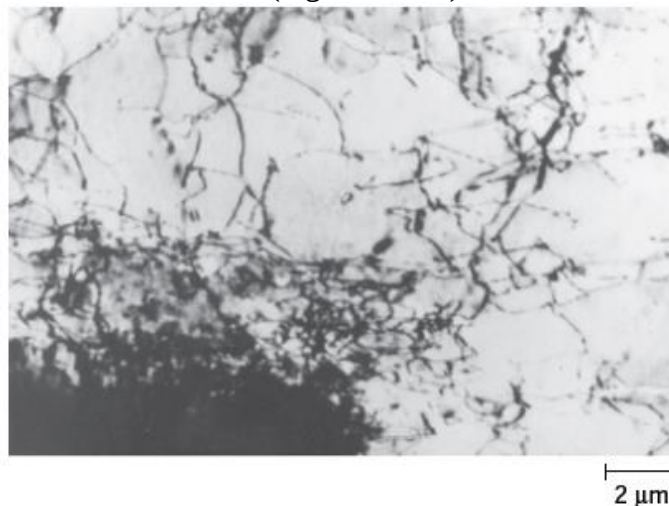
O escoamento contínuo, isto é, a ausência de um patamar de escoamento típico dos aços ferríticos - perlíticos, contribui para que os aços bifásicos tenham boas características de

conformabilidade, uma vez que as peças demonstram melhor acabamento superficial por não desenvolverem bandas de Lüders durante o processamento (PIERMAN et al., 2014).

Após o tratamento de têmpera, a transformação martensítica provoca uma expansão volumétrica da ordem de 2 a 3%. Como consequência, é gerada uma alta densidade de discordâncias móveis no interior dos grãos ferríticos e nas interfaces entre os grãos de ferrita e martensita (ZHANG et al., 2015; SEYEDREZAI; PILKEY; BOYD, 2014). O escoamento contínuo dos aços bifásicos está associado a esta alta densidade de discordâncias móveis, uma vez que, sob a ação de baixas deformações, estas discordâncias são capazes de se deslocar livremente e o escoamento pode ocorrer em várias regiões simultaneamente, em vez de em uma única região. Dessa forma, não é necessária a aplicação de tensões superiores para o desbloqueio consecutivo da movimentação das discordâncias, uma vez que estas não se encontram ancoradas pelos átomos de soluto.

Na Figura 15, é apresentada uma imagem de microscopia eletrônica de transmissão para um aço bifásico recozido à temperatura intercrítica de 810°C e temperado a uma taxa de resfriamento de 60°C/s. Na região escura da imagem, que representa a alta densidade de discordâncias localizadas na interface ferrita / martensita. Estas discordâncias são geradas a partir do cisalhamento e das alterações de volume relacionadas com a transformação da austenita em martensita (KRAUSS, 2015).

Figura 15: Subestrutura de discordâncias em um aço bifásico, com alta densidade de discordâncias na interface ferrita/martensita (região escura)



Fonte: Adaptado de Krauss (2015)

2.3 RETORNO ELÁSTICO (SPRINGBACK)

O retorno elástico ou *springback* pode ser definido como a mudança de forma que ocorre após uma operação de conformação em chapas metálicas, quando as tensões de conformação são removidas da peça. Este fenômeno é comumente indesejável, uma vez que aumenta a variabilidade e as tolerâncias nas operações subsequentes de conformação, montagem e na peça final (WAGONER; LIM; LEE, 2013). Observa-se que, depois de uma operação de estampagem, o retorno elástico ocorre após a remoção das ferramentas de conformação e o estado de tensão interna residual do componente não é mais equilibrado pelas ações externas das ferramentas. A peça se deforma elasticamente até chegar a uma nova geometria para a qual o estado de tensão interna residual é auto equilibrado. As distribuições não homogêneas das deformações ao longo da espessura da chapa estampada em conjunto com o comportamento elástico-plástico do material da peça determinam o retorno elástico.

Os aços avançados de alta resistência têm maiores intensidades de retorno elástico quando comparados com aços-C e aços de alta resistência e baixa liga (HSLA). Como exemplo, um aço acalmado ao alumínio exibe retorno elástico da ordem de 2 a 3%. Para os aços HSLA, o retorno elástico fica na faixa de 8 a 12% e os aços AHSS apresentam retorno elástico de 16 a 24% (DEMERI, 2013). A maior resistência e a espessura mais fina da chapa utilizada em produtos fabricados com os AHSS estão entre os fatores que influenciam o aumento do retorno elástico para esta classe de material. Desta forma, o ajuste do ferramental para erradicar os efeitos do retorno elástico é desenvolvido na base da tentativa e erro, assim, o tempo e o custo do projeto aumentam (CHOI et al., 2016). Um exemplo na diferença de comportamento de retorno elástico entre os aços HSLA e AHSS é mostrado na Figura 16. Observa-se que para aços com a mesma tensão de escoamento (350 MPa), o perfil produzido com o aço bifásico exibe um retorno elástico maior.

Figura 16: Comparação de retorno elástico entre 2 perfis U produzidos com aço bifásico e HSLA com mesma tensão de escoamento



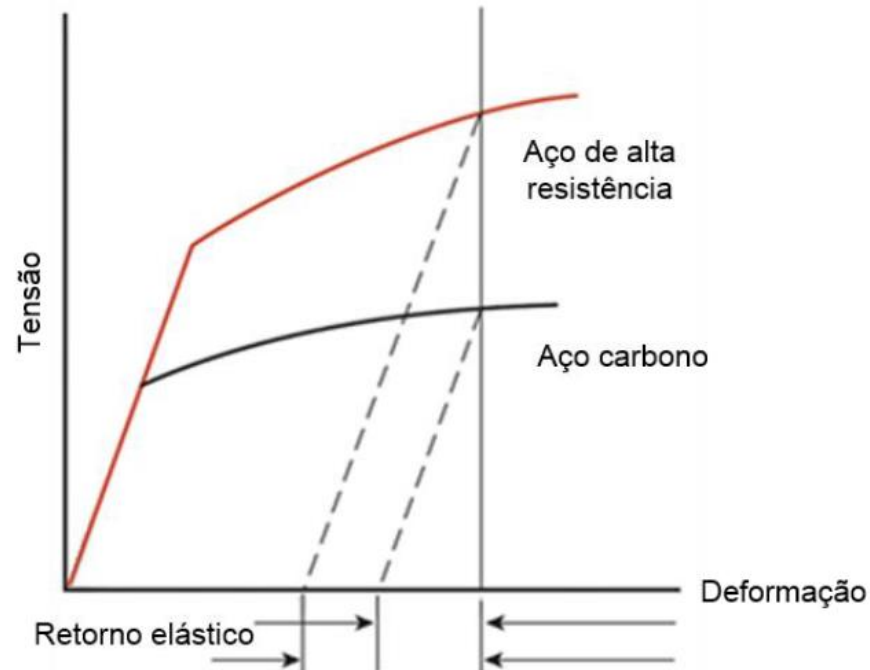
DP 350/600

HSLA 350/450

Fonte: Adaptado de Wagoner, Lim e Lee (2013)

A razão para o maior retorno elástico do aço bifásico em relação ao aço HSLA é a sua maior resistência, 600 MPa, quando comparado com a resistência de 450 MPa do aço HSLA. A Figura 17 estabelece uma comparação em relação ao retorno elástico para dois aços com diferentes classes de resistência. Observa-se que para uma mesma quantidade de deformação, a recuperação elástica do aço de alta resistência é bem superior quando comparada a de um aço carbono. Este comportamento foi explicado por Tamarelli (2011), que constatou a necessidade da aplicação de uma tensão muito maior no aço de alta resistência, quando comparado com um aço carbono, para produzir uma mesma quantidade de deformação em uma peça. Embora a recuperação elástica em um único ponto seja muito pequena, é possível que alteração significativa na forma seja produzida devido ao efeito multiplicador para outros locais quando é efetuada uma operação de dobramento.

Figura 17: Curva esquemática para comparação do retorno elástico em aços de alta resistência e aço carbono

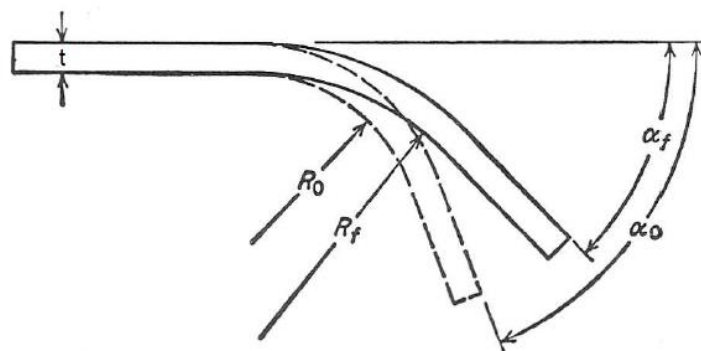


Fonte: Adaptado de Tamarelli (2011)

De acordo com Dieter (1981), o retorno elástico pode ser determinado pela equação (2.1). Na Figura 18, estão ilustrados os parâmetros descritos pela equação 2.1, onde K_s representa o fator de retorno elástico. Para K_s igual a um, não será verificado retorno elástico na peça.

$$K_s = \frac{\alpha_f}{\alpha_i} = \frac{2R_i/(t+1)}{2R_f/(t+1)} \quad (2.1)$$

Figura 18: Parâmetros de retorno elástico no dobramento



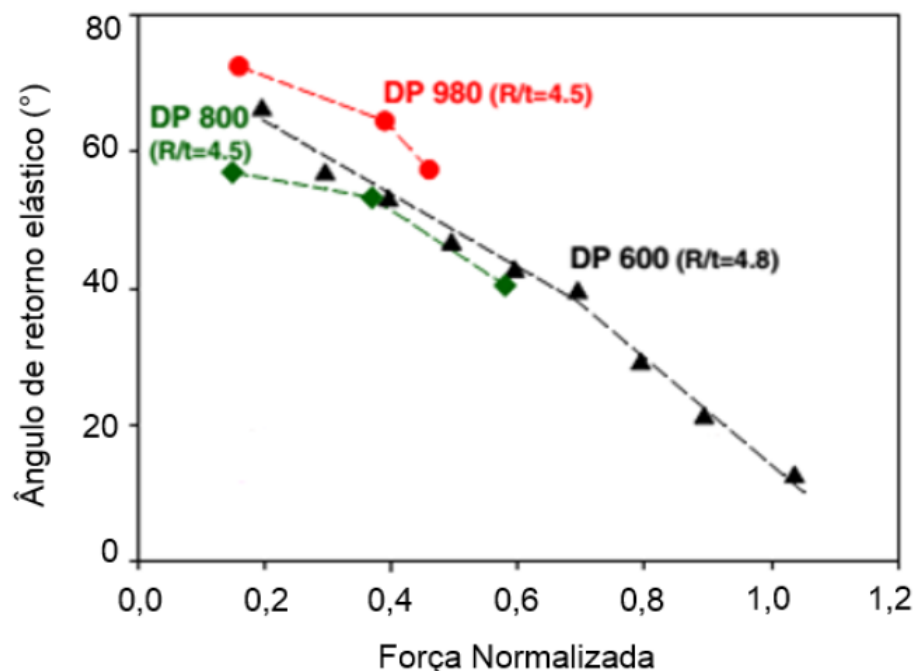
Fonte: Adaptado de Dieter (1981)

Sabe-se que a parte elástica da deformação total, a qual é recuperada quando cessam os esforços, é igual à relação entre a deformação verdadeira antes da remoção da carga e o módulo

de Young. Assim, o retorno elástico aumenta com o aumento do coeficiente de encruamento e com a diminuição da rigidez elástica. Portanto, o retorno elástico desempenha um papel muito importante para os materiais de elevada resistência, como os aços DP980. Para superar esta limitação, vários pesquisadores se concentraram em analisar o *springback* em operações de estampagem para chapas de aços avançados de alta resistência. Alguns autores utilizaram procedimentos estatísticos a fim de minimizar a quantidade de retorno elástico para os aços TRIP e DP (INGARAO; LORENZO; MICARI, 2009).

Lim et al., (2012) estudaram o efeito do retorno elástico em aços bifásicos submetidos a operações de dobramento (Figura 19). Foi estabelecida uma relação entre a variação do ângulo de retorno elástico e a força normalizada (razão entre a força aplicada e o limite de escoamento para cada classe de aço analisada). Constatou-se que o aço DP980 exibiu maior retorno elástico. O ângulo de retorno elástico para o aço DP600 foi superior em relação ao aço DP 800 em virtude da sua menor espessura, como pode ser confirmado pela maior razão R/t especificada no gráfico.

Figura 19: Comparação do retorno elástico entre aços bifásicos com diferentes classes de resistência

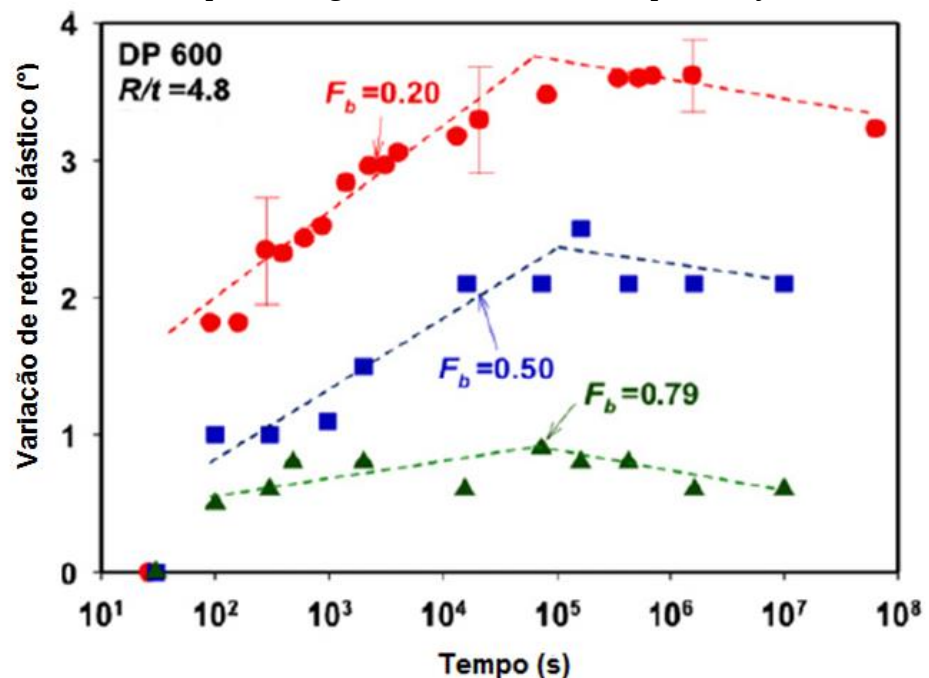


Fonte: Adaptado de Lim et al. (2012)

Lim et al., 2012 relataram as primeiras observações sobre a dependência do tempo no retorno elástico nos aços avançados de alta resistência, principalmente para os aços bifásicos com classes de resistência de 600 a 1000 MPa. Todas as classes AHSS tiveram um

comportamento oposto aos aços convencionais, mas semelhante às ligas de alumínio, isto é, apresentaram um aumento linear do ângulo de retorno elástico nos primeiros dias após a execução dos ensaios (Figura 20). A intensidade da dependência do tempo em relação ao retorno elástico diminuiu com o aumento da força resistiva e do raio da ferramenta, o que é coerente com o comportamento do alumínio e com o mecanismo de fluência à temperatura ambiente. A variação final da forma em função do tempo foi de aproximadamente 1/3 da observada para as ligas de alumínio submetidas a condições semelhantes de ensaio e foi de até 18% e 6% do retorno elástico total para a liga Al 6022-T4 e DP600, respectivamente.

Figura 20: Dependência do tempo nos ângulos de retorno elástico para o aço DP 600



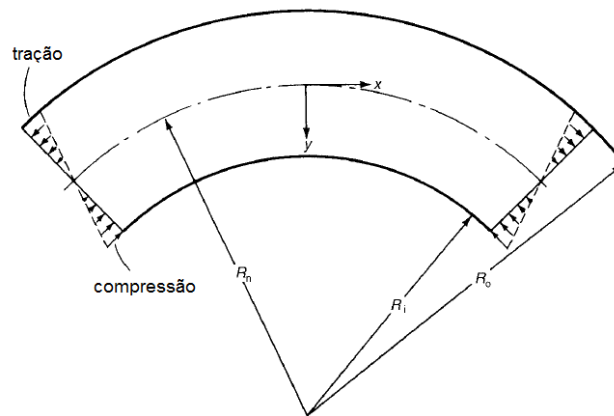
Fonte: Adaptado de Lim et al. (2012)

Para compreender e prever o fenômeno do retorno elástico nos aços avançados de alta resistência foram efetuadas inúmeras tentativas por meio do uso de simulações com elementos finitos. A análise por elementos finitos pode reduzir significativamente os custos e o tempo para o desenvolvimento de projetos, por indicar modificações no processo de fabricação sem a necessidade de recorrer a inúmeros ensaios experimentais por tentativa e erro. Dessa forma, foi necessário aumentar a precisão das análises por elementos finitos para alcançar resultados mais próximos aos verificados nos processos reais de conformação de peças. Para este propósito, um modelo constitutivo confiável deve ser desenvolvido para descrever com exatidão o comportamento elástico e plástico da chapa metálica (CHOI et al, 2015).

2.4 DOBRAMENTO

As operações de dobramento, dentro da área de estampagem, são frequentemente empregadas para produzir deformações localizadas em chapas utilizadas pela indústria automobilística. Esta operação induz uma deformação localizada na chapa e resulta em tensões não uniformes dentro da seção transversal do material (tração e compressão) (Figura 21). A linha neutra, representada na Figura 21, consiste na região da peça que não sofre tensão ou deformação durante o dobramento.

Figura 21: Distribuição das tensões ao longo da seção transversal de uma chapa submetida a dobramento



Fonte: Adaptado de ASM Handbook (2006)

A deformação de engenharia pode ser calculada pela equação (2.2). Em que R_n é o raio de curvatura da linha neutra e y é a posição da coordenada em relação à linha neutra.

$$\varepsilon_x = \frac{y}{R_n} \quad (2.2)$$

De acordo com Bresciani et al. (1997), antes da conformação a linha neutra coincide com o eixo de simetria da peça. Após a deformação plástica, a linha neutra se desloca no sentido da superfície interna da chapa. O valor do raio da linha neutra (R_n), após a conformação, é determinado pela equação (2.3). Desta forma, a linha neutra pode ser calculada quando os raios interno e externo são conhecidos.

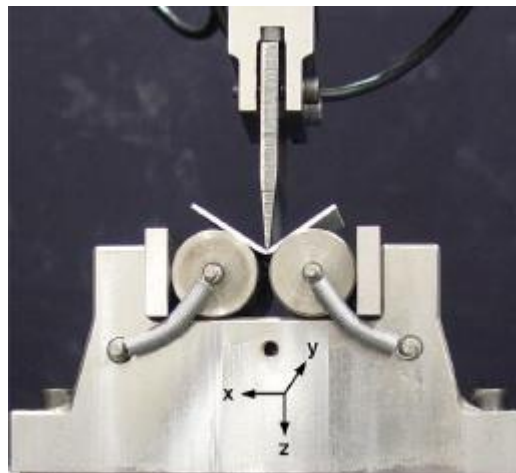
$$R_n = \sqrt{R_o R_i} \quad (2.3)$$

Durante a operação de dobramento, a deformação plástica causa uma redução de espessura na chapa em função da tensão de tração. A tensão de compressão tenderia a produzir um aumento na largura, uma vez que a largura é muito maior do que a espessura, essa deformação pode ser desconsiderada.

2.4.1 Dobramentos com pequenos raios

Os aços avançados de alta resistência e, especialmente, o aço DP 980 são empregados na indústria automobilística para a produção de peças estruturais como para-choque, reforço do painel e viga das portas. Portanto, sua capacidade de sofrer dobramento é uma preocupação principal tanto na indústria quanto na área acadêmica (KAUPPER; MERKLEIN, 2013). Mishra e Thuillier (2014) desenvolveram um dispositivo para analisar o comportamento de aços avançados de alta resistência quando submetidos ao dobramento com pequenos raios na matriz (Figura 22). A utilização de pequenos raios de dobramento também faz parte de uma estratégia para minimizar o efeito do retorno elástico (*springback*) na produção de peças estampadas (XIANG; FENG, 2011).

Figura 22: Dispositivo experimental para ensaio de dobramento com pequeno raio



Fonte: Adaptado de Mishra e Thuillier (2014)

Ficou confirmado que, quando são empregados pequenos raios de curvatura na estampagem de aços de alta resistência, o material sofre fratura por cisalhamento. Este tipo de falha foi assim denominado porque a ruptura apresenta pouca deformação localizada e a trinca coincide com um plano a 45° através da espessura. Enquanto que para o aço baixo carbono tradicional ou aços HSLA, a estricção pode ser observada na fratura do material (HUDGINS et

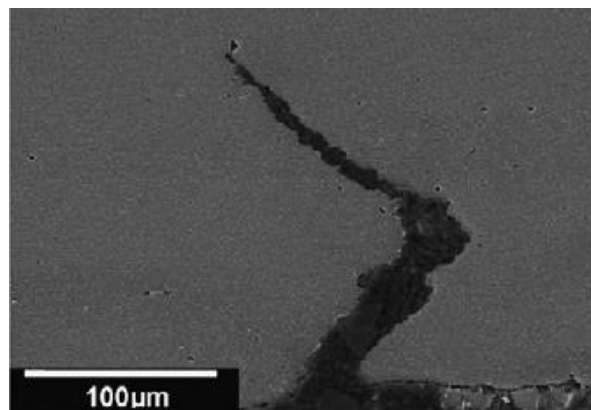
al., 2010). Além do raio de curvatura, outros fatores que afetam o início da fratura e a ruptura por cisalhamento são: a espessura da chapa e a taxa de deformação. As falhas manifestam-se preferencialmente para menores razões entre raio de dobramento pela espessura da chapa (R/t) e para taxas mais elevadas de deformação (WAGONER; LIM; LEE, 2009).

A conformabilidade de chapas finas é, geralmente, avaliada por meio do Diagrama Limite de Conformação (DLC) e está relacionada ao início da instabilidade plástica após uma certa quantidade de deformação uniforme. Em virtude da pouca estricção detectada na fratura por cisalhamento de um aço bifásico, a teoria tradicional baseada no Diagrama Limite de Conformação (DLC) parece insuficiente para prever tais falhas (KIM et al., 2011).

As modificações microestruturais foram levadas em consideração para modelar a relação entre tensão e deformação para o aço bifásico e analisar suas propriedades de encruamento (CABALLERO et al., 2009). Sun et al. (2009) consideraram a deformação plástica localizada, que resulta da deformação incompatível entre a fase mais dura (martensita) e a matriz macia de ferrita, para prever a fratura dúctil de aços bifásicos. Luo e Wierzbicki (2010) desenvolveram uma modificação no critério de fratura dúctil Mohr-Coulomb, que foi aplicado para analisar o comportamento de fratura de uma chapa de aço bifásico durante uma operação simples de flexão-estiramento quase estática.

Rèche et al. (2011) investigaram a propagação de trincas no aço TRIP, quando submetido ao dobramento com um punção de 0,1 mm de raio. Ficou constatado que as fissuras surgem na superfície externa do dobramento (tração) ou logo abaixo dessa superfície, como sugere a forma em V das microtrincas (Figura 23).

Figura 23: Aspecto de uma trinca por dobramento com punção de 0,1 mm de raio em um aço TRIP



Fonte: Adaptado de Rèche et al. (2011)

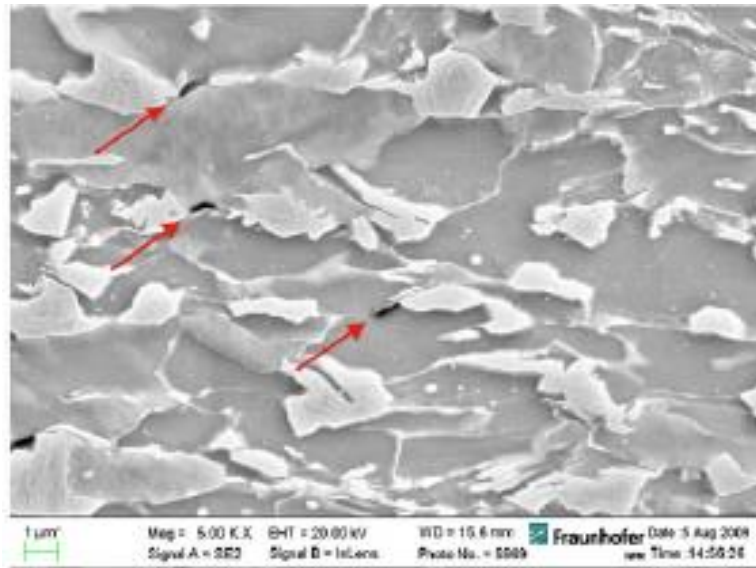
Soyarslan, Gharbi e Tekkaya (2012) desenvolveram um estudo experimental e de simulação numérica sobre o início e propagação de trincas em chapas de aço DP980 sujeitas ao dobramento. Foi verificado experimentalmente que as trincas têm início na superfície convexa do dobramento e foi proposto um padrão de fratura impulsionado pela cavitação em inclusões não-metálicas como resultado da tensão concentrada nesses locais. Foi proposto um critério de simulação numérica baseado no modelo de plasticidade proposto por Gurson com uma modificação em relação ao modelo proposta para fraturas induzidas por cisalhamento.

2.5 MECANISMOS DE FRATURA EM AÇOS BIFÁSICOS

De maneira geral, pode-se considerar que a fratura em aços bifásicos tem caráter dúctil, no entanto, a influência de mecanismos de fratura frágil também pode ser claramente visível. Quando é investigada a fratura em aços bifásicos, cinco mecanismos podem ser distinguidos: fratura da martensita, separação nas interfaces ferrita / martensita, nucleação de vazios nas inclusões não metálicas, separação entre interfaces ferrita / ferrita e, finalmente, coalescência de vazios. Portanto, foi confirmada a necessidade de uma análise metalográfica para compreender o efeito da fração volumétrica e distribuição da martensita no mecanismo de propagação da fratura em aços *dual phase* com resistência na faixa de 600 MPa a 1000 MPa (WANG; WEI, 2013).

Na Figura 24, é ilustrada a formação de vazios nucleados nas interfaces entre dois grãos de ferrita. Esse tipo de mecanismo aparece com frequência na proximidade de uma partícula de martensita e, portanto, pode ter sido originado por concentração de tensão ou incompatibilidade de deformação. Isto é devido ao fato de que a ferrita, por ser mais macia, sofre deformação considerável, enquanto as ilhas de martensita permanecem indeformadas. Devido a esta incompatibilidade de deformação, os dois grãos de ferrita começam a se separar na vizinhança da ilha martensítica. Foi também relatado que a interface ferrita / martensita é mais forte do que a ferrita / ferrita como resultado da localização das partículas de carboneto (KADKHODAPOUR; RAD, 2011).

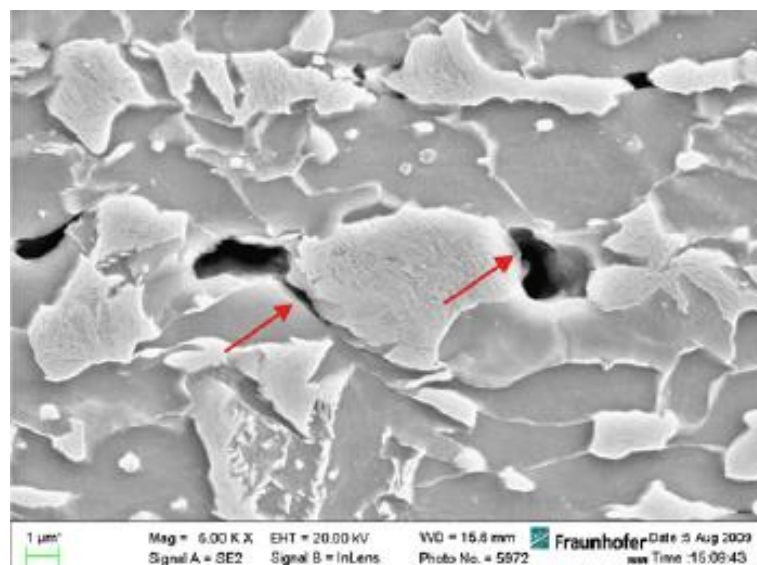
Figura 24: Nucleação de vazios na interface ferrita / ferrita em um aço bifásico



Fonte: Adaptado de Kadkhodapour e Rad (2011)

Na Figura 25, é mostrado o mecanismo de separação na interface ferrita / martensita. Verifica-se que esse mecanismo dá origem a vazios mais esféricos, enquanto a separação na interface ferrita / ferrita produz vazios mais alongados. Esse mecanismo de falha é típico para aços com a fração volumétrica de martensita inferior a 32%. Por outro lado, quando a fração volumétrica de martensita é superior a 32%, o processo de separação não está presente e o mecanismo de falha principal é a fratura frágil das ilhas de martensita (KADKHODAPOUR; RAD, 2011).

Figura 25: Nucleação de vazios na interface ferrita / martensita em um aço bifásico

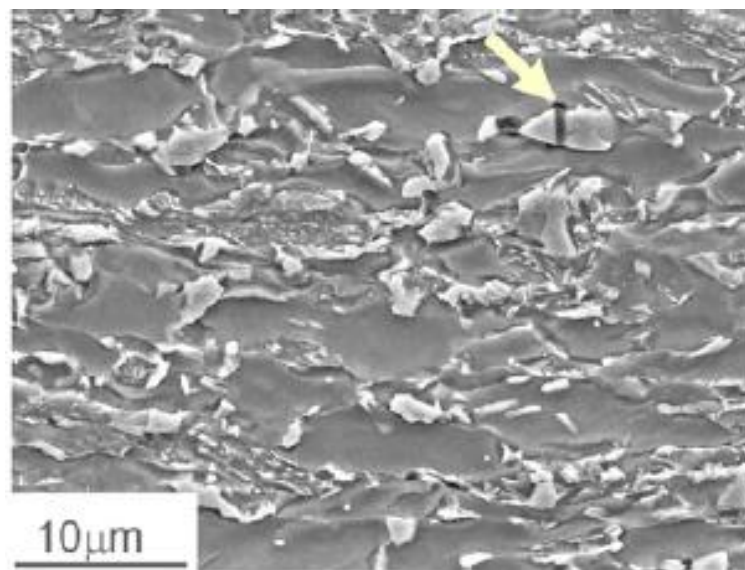


Fonte: Adaptado de Kadkhodapour e Rad (2011)

A Figura 26 ilustra o mecanismo de fratura nas partículas de martensita. Esse mecanismo está intimamente relacionado com a morfologia da fase martensítica. Para ilhas grosseiras de martensita, a fratura ocorre por clivagem. Por outro lado, para pequenas ilhas distribuídas de martensita, a nucleação de vazios ocorre ao longo do contorno de fases.

Os resultados dos ensaios de tração demonstraram que as trincas na martensita ocorrem em locais com níveis muito baixos de deformação equivalente a 0,029. Estas fissuras se propagam instantaneamente por todo o volume ocupado pelas regiões de martensita. À medida que a deformação prossegue, os vazios iniciados na martensita continuam a crescer pela separação adicional das áreas de martensita danificadas em vez de por coalescência de vazios. Finalmente, a níveis de deformação mais elevados, os vazios são abertos entre as ilhas de martensita e adjacentes à interface ferrita / martensita em que já não pode ser mantida a compatibilidade de deformação plástica (AVRAMOVIC-CINGARA et al., 2009).

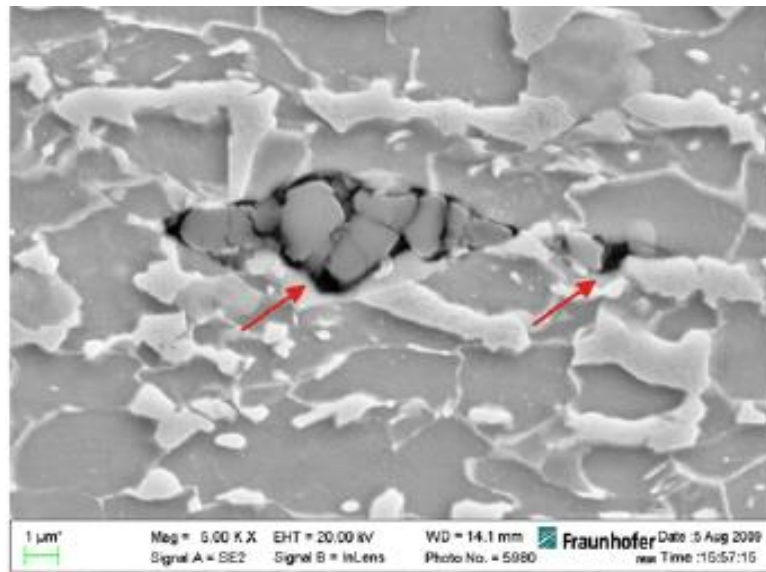
Figura 26: Mecanismo de formação de trincas nas partículas de martensita



Fonte: Avramovic-Cingara et al. (2009)

Na Figura 27, são exibidos dois vazios formados em torno de inclusões. A nucleação de vazios nas partículas da segunda fase pode ocorrer por fratura de partículas ou pela decoesão da interface partícula-matriz. Geralmente, os aços bifásicos apresentam um pequeno número de inclusões, portanto, é improvável que estes desempenhem um papel importante no mecanismo principal de falha.

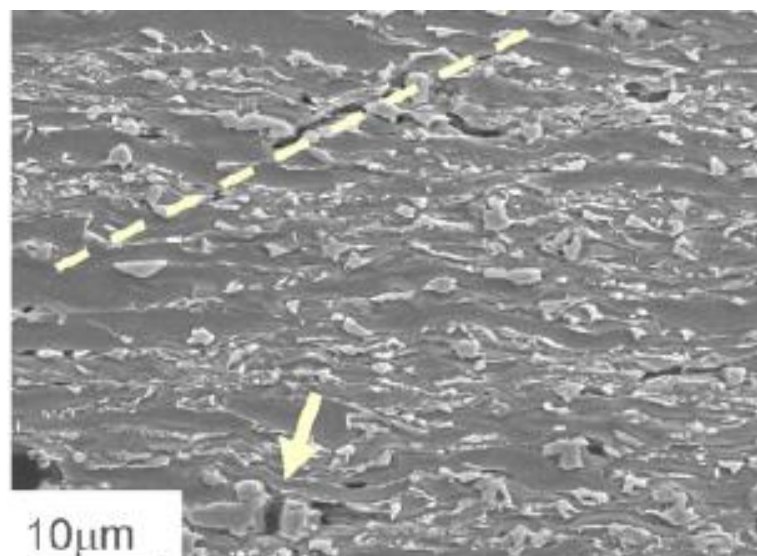
Figura 27: Nucleação de vazios em inclusões não-metálicas



Fonte: Adaptado de Kadkhodapour e Rad (2011)

Na Figura 28, é mostrado um processo de coalescência de vazios. Foi relatado por Avramovic - Cingara (2009) que as observações da microestrutura revelam duas rotas diferentes para a coalescência de vazios, dependendo da triaxialidade da tensão. Em baixa triaxialidade, apenas poucos vazios exibiram coalescência, mostrando a ligação a 45° de orientação para a direção de tração. Assim, parece que sob essas condições, as interações entre vazios são bastante fracas. Pelo contrário, em condições de triaxialidade elevadas, o crescimento de vazios e a coalescência ocorrem rapidamente, principalmente no plano normal à carga axial aplicada.

Figura 28: Coalescimento de vazios próximo da superfície de fratura



Fonte: Adaptado de Avramovic - Cingara et al. (2009)

Conforme foi exposto acima, pode-se considerar que os significativos efeitos da microestrutura, nas propriedades físicas e mecânicas dos aços, fazem da investigação microestrutural uma necessidade para a compreensão e aperfeiçoamento de suas propriedades e que apresenta importância fundamental na pesquisa e no desenvolvimento de novos tipos de aços.

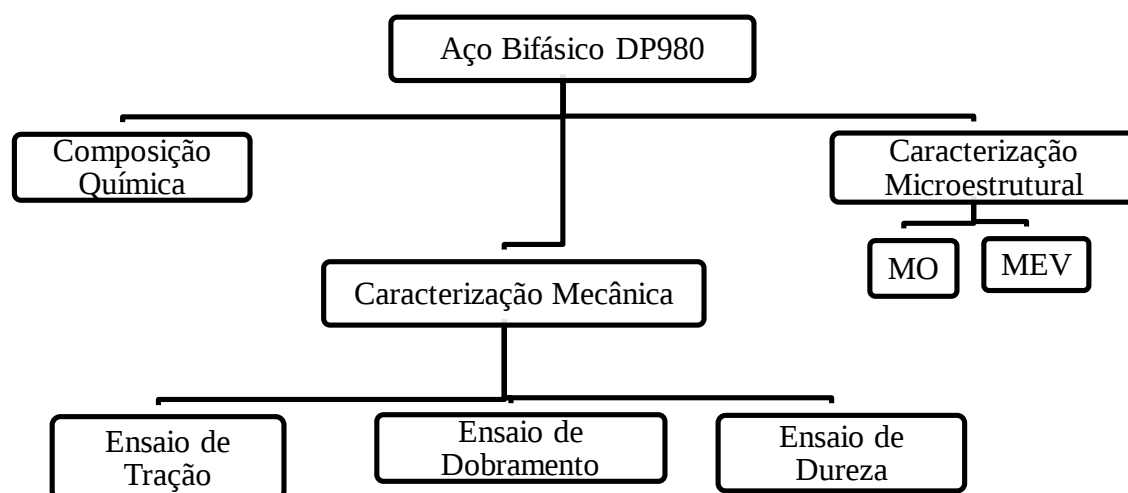
3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS E IDENTIFICAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS APLICADOS

Neste trabalho, será utilizado um aço bifásico (*Dual-Phase*) da classe de resistência de 1000 MPa (DP980), fornecido pela USIMINAS ao Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá- Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP. Para a execução da caracterização mecânica e microestrutural deste aço, foram doadas 4 tiras de 500 mm de comprimento pela largura da bobina (aproximadamente 1100 mm) e espessura de 1,3 mm. O material foi recebido na condição de laminado a frio e recozido como produto final, para a aplicação nas linhas de produção destinadas à fabricação de veículos comerciais.

Na Figura 29, são mostradas as etapas empregadas para o desenvolvimento desta pesquisa.

Figura 29: Planejamento experimental



Fonte: Produção do próprio autor

3.2 DETERMINAÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise de composição química foi realizada na empresa LABTESTE- Laboratório Metalúrgico, localizada no município de Santa Bárbara do Oeste (SP), por meio de espectrometria de emissão ótica com fonte de centelha (Spark – AES). Na Figura 30, é mostrado o equipamento da marca SPECTRO, modelo MAXx.

Figura 30: Espectrômetro por emissão ótica



Fonte: Produção do próprio autor

O princípio de análise consiste em utilizar uma centelha de alta energia como fonte de excitação. Essa centelha é gerada em uma fenda entre um eletrodo e a amostra que se quer analisar e produz a vaporização de uma camada superficial do material por uma descarga de arco. Os íons contidos no vapor atômico emitem radiação com comprimentos de onda, característicos dos elementos químicos, que são separados por um conjunto de prismas e lentes. A intensidade de radiação é proporcional à concentração do elemento na amostra que pode ser quantificada com base em um conjunto de curvas de calibração e pode ser apresentado como os teores percentuais de cada elemento da amostra.

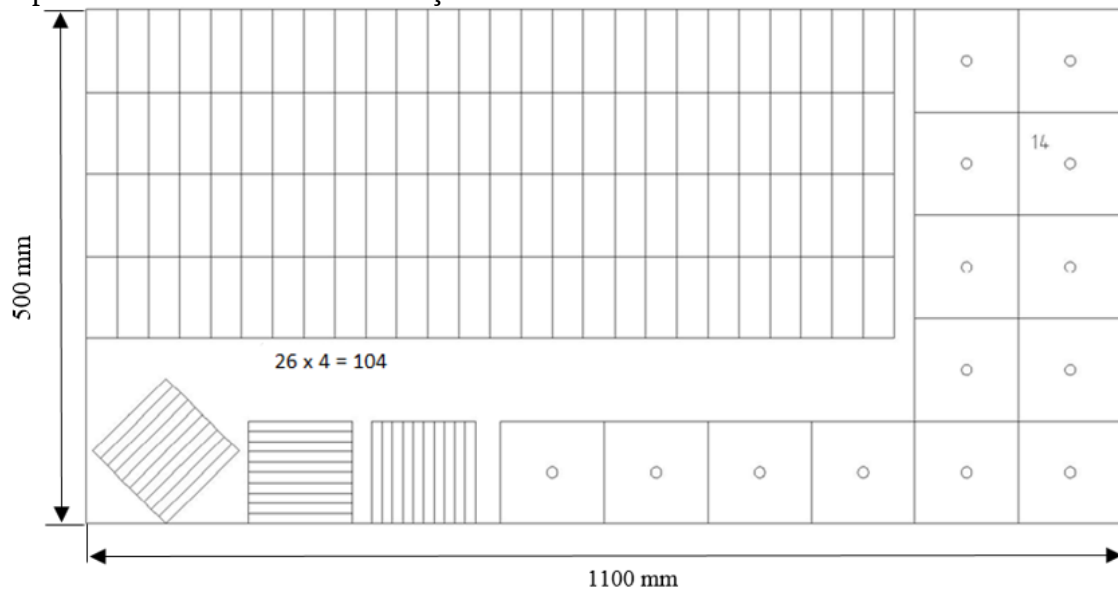
3.3 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Para proceder à caracterização das propriedades mecânicas de um aço DP980, na condição de laminado a frio e recozido, serão efetuados ensaios de tração, dobramento e dureza. Para a execução dos ensaios de tração, foram confeccionados corpos de prova nos seguintes

sentidos: paralelos à direção de laminação, transversais e com inclinação de 45°. Os corpos de prova para o ensaio de dobramento foram retirados com sua dimensão principal seguindo a direção de laminação da chapa.

Na Figura 31, é apresentado um desenho esquemático com a finalidade de ilustrar o *layout* da retirada dos corpos de prova de tração, dobramento e expansão de furo para a caracterização das propriedades mecânicas. Recordando que as amostras do aço DP 980 foram fornecidas pela Usiminas com as dimensões de 500 mm de comprimento no sentido de laminação pela largura da bobina, aproximadamente 1100 mm. Os ensaios de expansão de furo não foram analisados neste trabalho.

Figura 31: Desenho esquemático da retirada dos corpos de prova de tração, dobramento e expansão de furo da amostra de aço DP 980



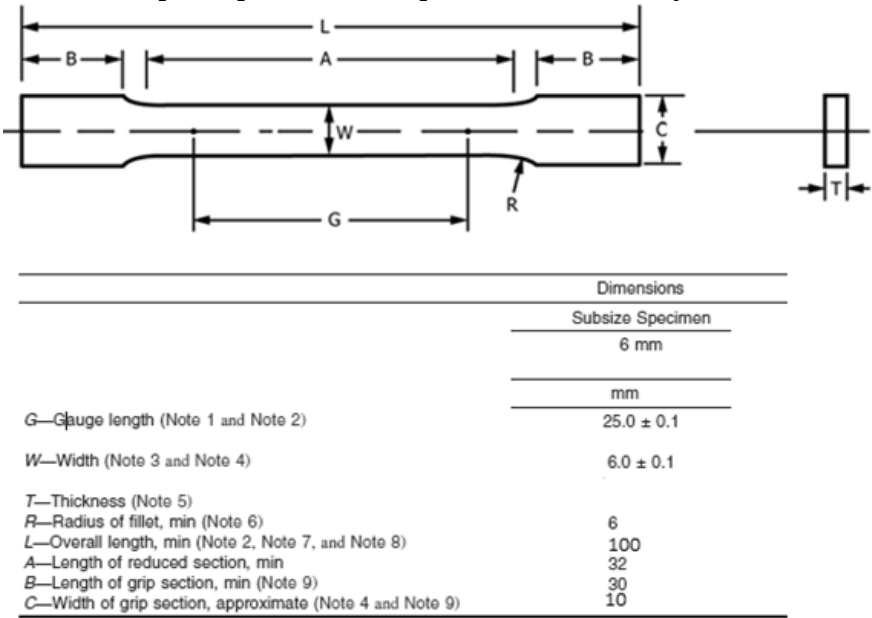
Fonte: Produção do próprio autor

3.3.1 Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas do aço DP980 foram determinadas por meio de ensaios de tração efetuados no Departamento de Materiais e Tecnologia- DMT- FEG/ UNESP em uma Máquina Universal de Ensaio da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50 kN. Os ensaios foram feitos de acordo com o prescrito pela norma ASTM E8/8M-16a e os corpos de prova foram confeccionados com as dimensões especificadas para o tipo *subsize specimen*. Na Figura 32, são apresentados os valores dimensionais correspondentes aos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Os corpos de prova de tração foram confeccionados por eletroerosão na oficina mecânica do DMT- FEG / UNESP. Foram usinadas amostras com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação da chapa. Para quantificar cada propriedade mecânica analisada, de acordo com o especificado pela norma, foram produzidos 6 corpos de prova para cada direção, sendo que três para determinar o coeficiente de anisotropia R e o expoente de encruamento e três para a determinação da tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento. Portanto, foram feitos 18 corpos de prova para a avaliação das propriedades mecânicas, conforme ilustrado na Tabela 1.

Figura 32: Dimensões do corpo de prova subsize para o ensaio de tração



Fonte: Adaptado da norma ASTM E8/8M (2016)

Tabela 1: Distribuição dos corpos de prova de tração para a caracterização das propriedades mecânicas

Material	Direção de laminação	CPs para n e R	CPs para LE, LR e Al.	Total para cada direção
Aço DP 980	0°	3	3	6
	45°	3	3	6
	90°	3	3	6
Total				18

Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 33, é mostrada a Máquina Universal de Ensaio da marca Shimadzu utilizada para efetuar os ensaios de tração. O equipamento está instalado no Laboratório de Ensaio do Departamento de Materiais e Tecnologia, DMT- FEG/ UNESP.

Figura 33: Máquina Universal de Ensaaios da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50 kN



Fonte: Produção do próprio autor

O procedimento adotado para a execução dos ensaios foi baseado na norma ASTM E8/8M-16a. Inicialmente, foram medidas as dimensões de espessura, largura e comprimento útil para a determinação da área e, posteriormente, do alongamento. Em seguida, esses valores foram inseridos no *software* do equipamento para o cálculo da tensão e alongamento da amostra no decorrer do ensaio. O programa fornece a curva tensão *versus* deformação convencionais e os valores de limite de resistência.

Após ensaios preliminares, fixou-se a velocidade de ensaio em 0,5 mm/ min. para evitar o desalinhamento do corpo de prova após o início do teste, uma vez que ficou constatado que em virtude do tamanho reduzido da amostra e da alta resistência do material, acontecia um escorregamento no início do deslocamento da garra da máquina. Para a caracterização das propriedades mecânicas de limite de resistência, tensão de escoamento e alongamento, o ensaio prosseguiu até a ruptura da amostra.

Para a determinação do coeficiente de anisotropia, ficou estipulada uma deformação aproximada de 6% do seu comprimento útil para a interrupção do ensaio. Esse valor foi

escolhido em função do comportamento do aço DP 980 que, em virtude da sua elevada resistência, apresenta um menor percentual de alongamento até a ruptura. O valor de 6% de deformação assegura que, para este material, a amostra não sofra deformação localizada.

O procedimento foi efetuado de acordo com a norma ASTM E517-18 e consiste em medir a espessura e a largura do corpo de prova antes do ensaio e fazer as medidas após a aplicação da deformação especificada, conforme estabelecido pelas equações 3.1 e 3.2. A relação entre as medidas iniciais e finais fornece o coeficiente de anisotropia R , que é uma das propriedades importantes para caracterizar as propriedades de estampabilidade de um material.

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (3.1)$$

Onde:

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{w_f}{w_0}\right) \quad \text{e} \quad \varepsilon_t = \ln\left(\frac{t_f}{t_0}\right)$$

Considerando que o volume é constante:

$$R = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_f w_f}{l_0 w_0}\right)} \quad (3.2)$$

A partir dos resultados obtidos, obtém-se o valor médio de anisotropia para cada direção (R_{0° , R_{45° e R_{90°) para calcular o coeficiente de anisotropia normal ($\bar{R}$) e o coeficiente de anisotropia planar (ΔR), de acordo com as equações 3.3 e 3.4:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (3.3)$$

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - R_{45}}{2} \quad (3.4)$$

Para a análise do expoente de encruamento (n), foram calculadas as curvas tensão verdadeira (σ) *versus* deformação verdadeira (ϵ) a partir das curvas tensão *versus* deformação de engenharia por meio das equações 3.5 e 3.6.

$$\sigma = s(e+1) \quad (3.5)$$

$$\epsilon = \ln(e+1) \quad (3.6)$$

Em que: s é a tensão de engenharia; e é a deformação de engenharia; σ é a tensão verdadeira e ϵ é a deformação verdadeira.

A equação de Hollomon (3.7) foi aplicada para a determinação do expoente de encruamento (n) (DIETER, 1981):

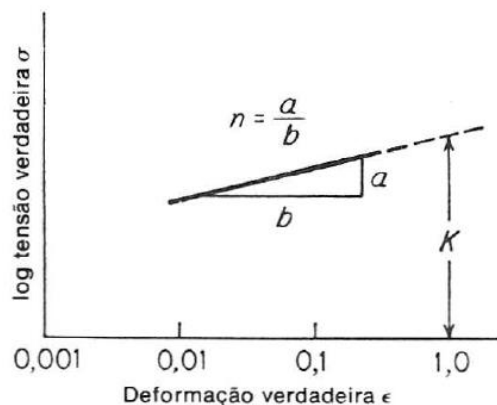
$$\sigma = k\epsilon^n \quad (3.7)$$

Em que: n é o expoente de encruamento e k é o coeficiente de resistência.

No presente trabalho, foram empregadas duas técnicas para a determinação do expoente de encruamento do aço bifásico (DP980). O primeiro método utilizado foi a linearização da curva tensão verdadeira (σ) *versus* deformação verdadeira (ϵ). O segundo método empregado foi da formação da estricção.

O primeiro método consiste em aplicar um procedimento de linearização da curva σ *versus* ϵ , sendo obtido, desta maneira, um gráfico $\log \sigma$ *versus* $\log \epsilon$. O expoente de encruamento é obtido a partir da inclinação da reta definida pelo gráfico $\log \sigma$ *versus* $\log \epsilon$ (Figura 34). No presente trabalho, a inclinação foi calculada pelo software Excel.

Figura 34: Gráfico duplo logaritmo da curva tensão x deformação verdadeira

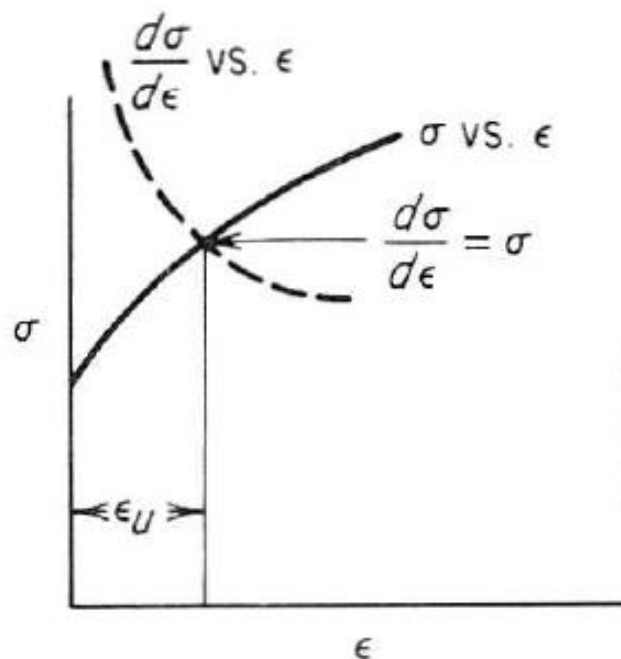


Fonte: Adaptado de Dieter (1981)

Uma vez que autores (MOVAHED et al., (2009) e MAZAHERI et al., (2014)) constataram que aços bifásicos com frações volumétricas de martensita superiores a 50% apresentam dois estágios de encruamento, a determinação do expoente de encruamento para o aço DP980 foi efetuada a partir da linearização da região plástica da curva $\sigma \times \epsilon$, isto é, da tensão de escoamento até o limite de resistência do material. Foram considerados um e dois estágios de encruamento. Após o cálculo da regressão linear para os estágios de encruamento, foi estabelecido o parâmetro de correlação (R^2) que indica o ajuste da regressão linear com os valores obtidos.

O método da instabilidade plástica consiste em sobrepor as curvas $\sigma \times \epsilon$ com a curva $d\sigma/d\epsilon \times \epsilon$ que representa a taxa de encruamento. De acordo com Dieter (1981), o ponto de intersecção das curvas representa o início da instabilidade plástica e a deformação uniforme (ϵ_u) do material. Para o início da instabilidade plástica, a deformação uniforme representa o expoente de encruamento (Figura 35). No presente trabalho, foi utilizado o software Excel para plotar as curvas. O ponto de intersecção das curvas foi definido por meio da função Intercepto do software.

Figura 35: Representação esquemática entre deformação verdadeira uniforme e expoente de encruamento



Fonte: Adaptado de Dieter (1981)

3.3.2 Ensaio de Dobramento

3.3.2.1 Ensaio de Dobramento com Raio de 5 mm

A partir da chapa de aço DP980 fornecida pela Usiminas, os corpos de prova para os ensaios de dobramento foram cortados por meio da máquina de eletroerosão na oficina mecânica do DMT- FEG/ UNESP. As dimensões dos corpos de prova foram: 80 mm de comprimento (sentido de laminação) x 30 mm de largura x 1,3 mm de espessura. Essas dimensões foram definidas utilizando como referência os trabalhos de Silva (2012 e 2016) de acordo com o recomendado pela NUMISHEET, 2002.

O ensaio de dobramento consiste em submeter o corpo de prova a um esforço de flexão exercido por um punção com corpo cilíndrico e é utilizado como uma adaptação do ensaio de flexão cilíndrica livre. Esse ensaio também foi efetuado no Laboratório de Ensaios Mecânicos com a Máquina Universal de Ensaios, da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50 kN. O equipamento contém um dispositivo para o ensaio de flexão com um punção de 5 mm de raio. O ensaio foi executado de acordo com a norma ASTM E290-14, que estabelece a distância entre os suportes do molde seja igual ao diâmetro do punção acrescido de três vezes a espessura da amostra, tendo como desvio permitido a metade da espessura. Portanto, no presente trabalho, foi utilizada uma distância entre os suportes do molde de 14 mm para uma chapa com espessura aproximada de 1,3 mm.

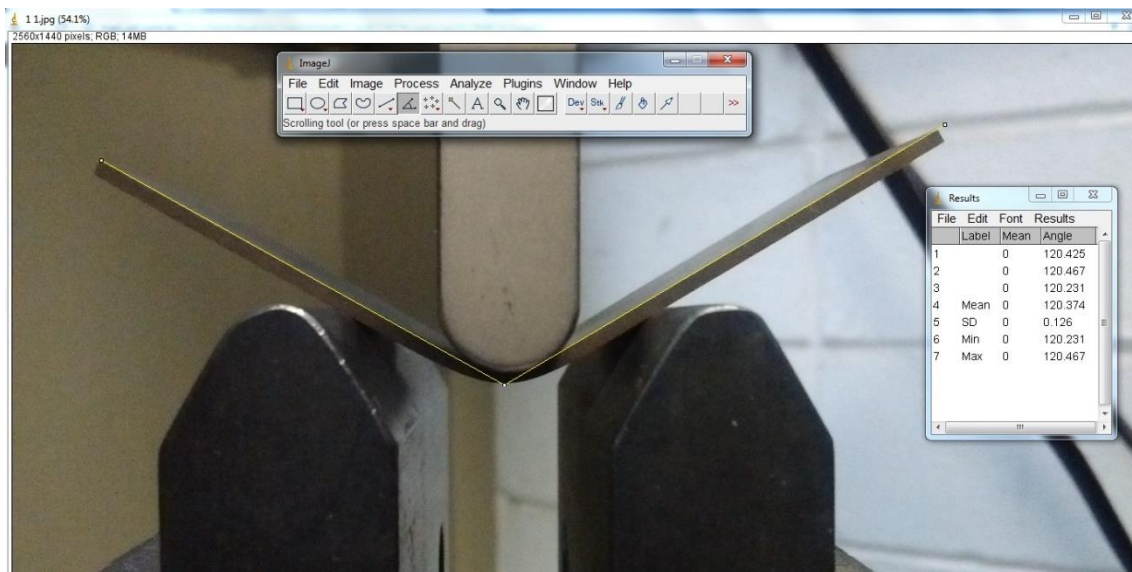
Foram reproduzidas, nos corpos de prova, as mesmas condições de conformação definidas por Silva (2012). Dessa forma, as amostras foram submetidas a condições de dobramento para que os ângulos internos alcançassem os seguintes valores pré-determinados: 120°, 90°, 60° e 30°, com três repetições para cada condição. Foi escolhida essa amplitude de variação angular para possibilitar a análise do comportamento de retorno elástico, *springback*, desde condições mais suaves de conformação, ângulo de 120°, até condições mais severas, ângulo de 30°. Os ângulos pré-determinados foram obtidos por meio do deslocamento vertical do punção, com uma velocidade de 0,5 mm/min.

Para o controle preciso do ângulo de dobramento, foi aplicado um procedimento análogo ao descrito por Silva (2016). Inicialmente, o controle do ângulo de dobramento foi efetuado por meio de um aplicativo para celular denominado *Laser Level*, que permite que a câmera do aparelho se torne uma ferramenta de nível a *laser*. O celular foi fixado em um tripé para fixar um referencial de posição para todos os ensaios, dessa forma, ficou determinado o deslocamento vertical do punção necessário para conformar o corpo de prova nos ângulos

desejados: 120°, 90°, 60° e 30°. Para os outros ensaios de mesmo ângulo interno, foram utilizados o mesmo deslocamento de punção.

A partir de fotografias tiradas das amostras na condição de submetidas à conformação aplicada pelo punção, foi utilizado o *software* ImageJ 1.50i para medir os ângulos internos com maior precisão. Na Figura 36 são mostrados os resultados obtidos por meio do programa ImageJ para um corpo de prova deformado com um ângulo interno de 120°.

Figura 36: Ângulo de dobramento obtido pelo software ImageJ para um ângulo interno de 120°



Fonte: Produção do próprio autor

O corpo de prova permaneceu com a carga do punção por um período de 20 segundos antes da retirada da carga radial. Em seguida, foi tirada uma fotografia para, por meio do software ImageJ, conhecer o ângulo interno de dobramento após a retirada da carga para definir se houve retorno elástico ou *springback*. As medições dos ângulos internos prosseguiram para os períodos de 24 h, 48 h, 72 h e 96 h após os ensaios. Os ângulos resultantes foram subtraídos do ângulo interno inicial de dobramento para a determinação do retorno elástico para cada condição de ensaio: 120°, 90°, 60° e 30°.

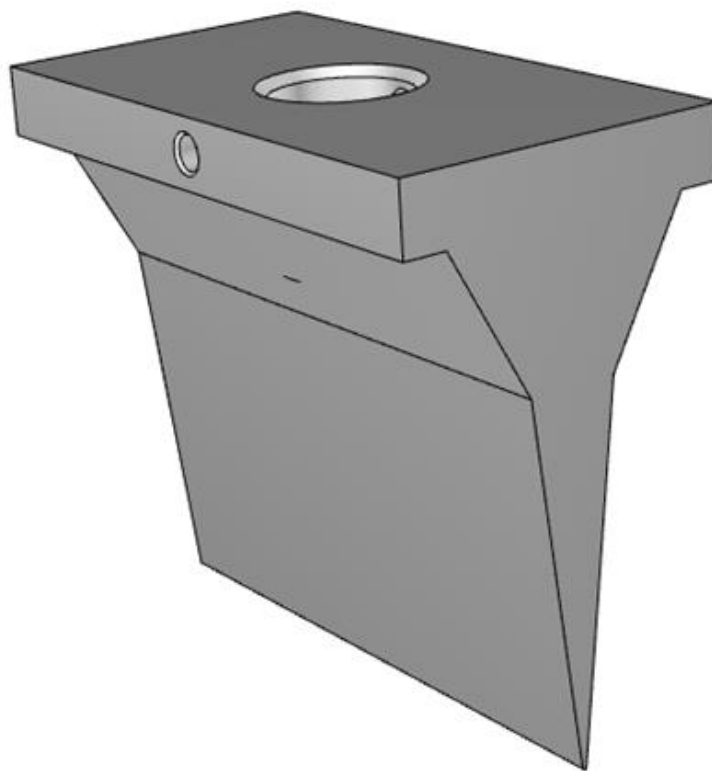
3.3.2.1 Ensaio de Dobramento com Raio de 0,3 mm

Os corpos de prova para os ensaios de dobramento, com as dimensões descritas no item anterior, foram submetidos a uma condição diferente de conformação. Os ensaios foram realizados com um punção com raio inferior à espessura da chapa. Para que os ensaios com esta

condição fossem efetuados, foi confeccionado um punção baseado no modelo proposto por Thuillier (2011) e Mishra (2014). Na Figura 37 é mostrada a representação em perspectiva do dispositivo e o desenho completo é mostrado no apêndice.

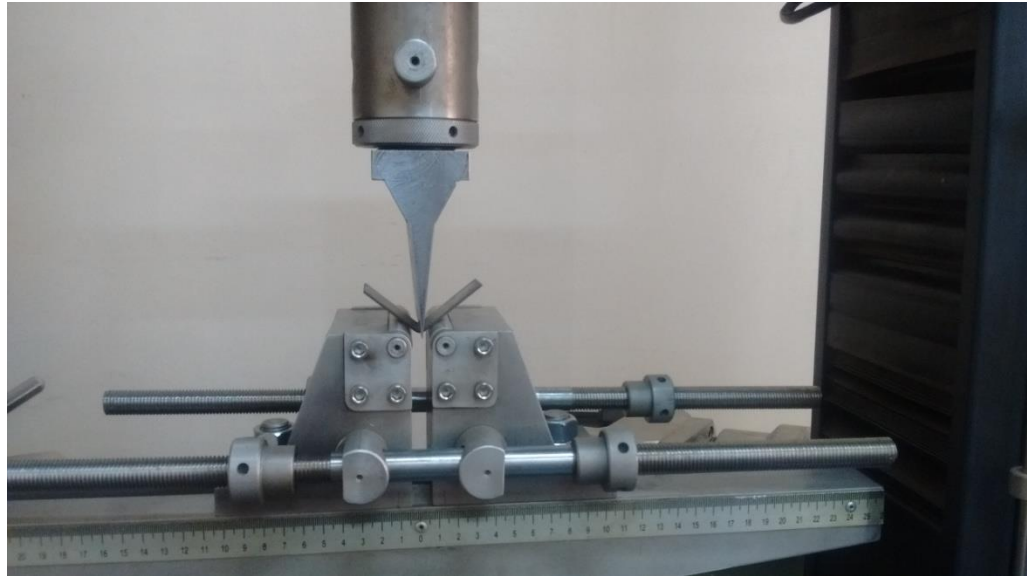
O dispositivo de dobramento foi montado em uma Máquina Universal de Ensaio, da marca Time, modelo WDW100-E, localizada no Laboratório de Ensaio Mecânicos da Etec Trajano Camargo, localizada em Limeira - SP. Esse dispositivo é constituído por dois cilindros de 16 mm de diâmetro, com a distância entre os dois cilindros fixados igual a três vezes a espessura da chapa, isto é, de 4 mm. O raio da ponta da ferramenta é de 0,3 mm, valor obtido por meio do software ImageJ para análise de imagem. A Figura 38 mostra o dispositivo e a ferramenta aplicando uma carga de flexão sobre o corpo de prova.

Figura 37: Desenho em perspectiva do dispositivo confeccionado para o ensaio de dobramento com raio de 0,3 mm



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 38: Dispositivo de dobramento com raio de 0,3 mm



Fonte: Produção do próprio autor

O ensaio teve prosseguimento até o aparecimento de trincas superficiais que são identificadas pela inflexão abrupta na curva Força *versus* Deslocamento fornecida pelo software. A propagação dos defeitos aconteceu para um deslocamento vertical da ferramenta de 5,5 mm. Para análise da evolução microestrutural, foram feitas outras experiências com interrupção no ensaio com deslocamentos de 2,5 mm, 3,5 mm e 4,5 mm. Para cada condição de ensaio foram efetuadas três experiências.

Também foram medidos os ângulos internos de dobramento por meio do software ImageJ para avaliar se houve retorno elástico. O procedimento para medição e os períodos de intervalo entre cada medição foram iguais aos descritos na seção anterior. Na Figura 39, é mostrada a utilização do programa ImageJ para a determinação do ângulo interno de dobramento para um deslocamento vertical do punção de 5,5 mm.

Figura 39: Ângulo interno de dobramento calculado pelo programa ImageJ



Fonte: Produção do próprio autor

3.3.3 Determinação dos raios de dobramento para os punções com raios de 5 mm e 0,3 mm

Para cada condição de ensaio efetuada com os punções de raio igual a 5 mm (120°, 90°, 60° e 30°) e raio de 0,3 mm (deslocamento do punção de 2,5 mm, 3,5 mm, 4,5 mm e 5,5 mm) foram medidos os raios interno e externo verificados após o dobramento. Para a determinação dos raios de dobramento foi utilizado um projetor de perfil como mostrado na Figura 40. O equipamento calcula os raios a partir de no mínimo de três pontos inseridos no software. Para uma maior precisão, foram utilizados 10 pontos sobre a curvatura dos raios para o cálculo dos raios.

Figura 40: Determinação dos raios de dobramento do aço DP980 para as condições de ensaio com punção de 5 e 0,3 mm



Fonte: Produção do próprio autor

3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA

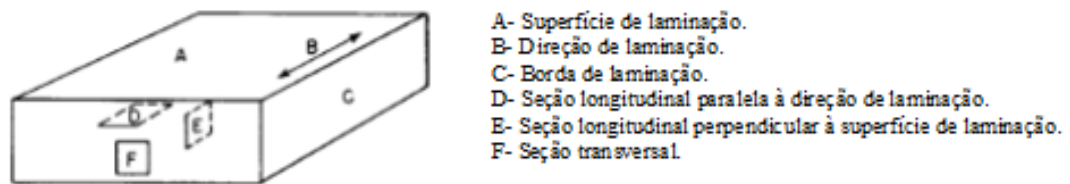
A preparação das amostras para a análise metalográfica foi executada de acordo com os procedimentos convencionais estabelecidos pela norma ASTM E3-11: seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e análise no microscópio ótico. Essas técnicas de preparação foram efetuadas no Laboratório de Metalografia da Etec Trajano Camargo e no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/ UNESP.

Nos itens a seguir, serão descritas, detalhadamente, as técnicas utilizadas para a preparação das amostras metalográficas do aço DP980. Cada etapa de preparação foi processada cuidadosamente para evitar que erros influenciem os estágios subsequentes e, conseqüentemente, interfiram no resultado da análise.

3.4.1 Seccionamento

Primeiramente, foram extraídas amostras do aço DP 980, como recebido da Usiminas, com as seguintes orientações: Longitudinal (L), Transversal (T) e Face (F). Na Figura 41, são mostradas as direções, utilizadas no presente trabalho, para a análise metalográfica conforme estabelecido pela norma ASTM E3-17.

Figura 41: Método para designar a localização de áreas mostradas em fotomicrografias



Fonte: Adaptado da norma ASTM E3-17 (2017)

Para os corpos de prova que foram submetidos ao esforço de flexão nos ensaios de dobramento, as amostras foram cortadas ao longo do sentido de laminação (sentido longitudinal) para permitir a análise da microestrutura ao longo da espessura da chapa na região da dobra para cada condição de ensaio. As amostras foram seccionadas por meio de uma serra para evitar deformação adicional à microestrutura. Na Figura 42, é mostrado um corpo de prova seccionado para extração de amostra para a preparação metalográfica.

Figura 42: Seccionamento de corpo de prova com dobramento de 90°



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 43, são apresentados os corpos de prova submetidos aos ensaios de dobramento, nos ângulos internos de dobramento de 120°, 90°, 60° e 30° e as amostras cortadas na região de deformação para a análise metalográfica.

Figura 43: Amostras seccionadas para os ângulos de 120°, 90°, 60° e 30°



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 44, são apresentados os corpos de prova submetidos aos ensaios de dobramento ao ar com raio de dobramento de 0,3 mm. Foram preparadas amostras para deslocamentos do cutelo de 5,5 mm, 4,5 mm, 3,5 mm e 2,5 mm.

Figura 44: Amostras seccionadas para penetração de cutelo de 5,5 mm, 4,5 mm, 3,5 mm e 2,5 mm



Fonte: Produção do próprio autor

3.4.2 Embutimento

Após o corte, as amostras foram submetidas ao embutimento a quente com resina baquelite. Esta etapa tem por objetivo facilitar o manuseio, garantir a planicidade durante as etapas de lixamento e polimento e, também, evitar que as lixas d'água e os panos de polimento sejam danificados durante o processo de preparação.

Nesta etapa, foi utilizada uma embutidora da marca AROTEC, modelo PRE 40 Mi (Figura 45) no Laboratório de Metalografia da Etec Trajano Camargo. Nas amostras: longitudinal e transversal da condição como recebido foi utilizado um grampo de fixação para

posicioná-las corretamente. Após a etapa de embutimento, as amostras foram identificadas por meio de um gravador com ponta de aço temperada.

Figura 45: Embutidora da marca AROTEC, modelo PRE 40Mi



Fonte: Produção do próprio autor

3.4.3 Lixamento

Este procedimento tem por objetivo a remoção das deformações induzidas na amostra durante a etapa de seccionamento, para obter a planicidade e permitir que a deformação restante seja suficientemente pequena para que seja suprimida durante o polimento. A técnica de lixamento consiste em utilizar lixas de granulometria menor a cada etapa do procedimento e girar a amostra em 90° para que os riscos da lixa anterior sejam eliminados.

Neste trabalho, foram utilizadas lixas d'água com as seguintes granulometrias: 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh. O processo foi desenvolvido em uma politriz lixadeira metalográfica de duas velocidades, da marca Teclago, modelo PL02ED (Figura 46), no Laboratório de Metalografia da Etec Trajano Camargo. Antes de trocar de lixa, as amostras foram limpas em água corrente, álcool etílico e avaliadas de forma quantitativa em um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, com ampliação de 50x.

Figura 46: Politriz lixadeira metalográfica



Fonte: Produção do próprio autor

3.4.4 Polimento

Esta etapa tem por objetivo eliminar todos os riscos do processo de lixamento com a finalidade de obter uma superfície plana, sem riscos e com alta refletividade. Para iniciar o polimento é necessária uma cuidadosa limpeza da superfície com água corrente e álcool etílico para impedir que solventes, poeiras e traços abrasivos formem um filme residual que prejudique a análise.

Neste trabalho, o polimento foi realizado em uma politriz da marca Pantec, modelo POLIPAN-U, no Laboratório de Metalografia do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG. Foi utilizado um pano de polimento OP-NAP da marca STRUERS, com solução de sílica coloidal OP-U Suspension (0,25 μm) fornecida pela STRUERS. O procedimento foi desenvolvido com uma rotação de 150 rpm na politriz e pressões moderadas exercidas sobre a amostra para evitar o abaulamento da superfície. Para diminuir o atrito entre o pano de polimento e a superfície da amostra, utilizou-se água destilada borrifada sobre o pano, intercalando com borrifos de sílica coloidal. O processo transcorreu até a obtenção de uma superfície completamente espelhada e sem riscos. A seguir, as amostras foram limpas em água corrente, esfregando-se levemente algodão sobre a superfície e secas com ar quente forçado. O controle qualitativo da amostra para verificar a ausência completa de riscos na superfície foi feito em um estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, com ampliação de 50x.

3.4.5 Ataque químico

Após o polimento, a etapa seguinte de ataque químico tem por objetivo revelar os constituintes microestruturais tais como: ferrita, bainita e martensita. As amostras polidas podem sofrer um ataque químico corrosivo ou um ataque químico colorido denominado de *tint etching*.

As amostras de aço DP980 foram atacadas com uma solução de 2% de Nital (2 mL de ácido nítrico + 98 mL de álcool etílico). Foi utilizado o método do esfregamento de um algodão embebido em Nital sobre a amostra para facilitar a visualização da ação do reagente sobre a superfície. As amostras foram atacadas quimicamente por um período de quinze segundos, em seguida, para interromper a reação, as amostras foram lavadas em água corrente e álcool etílico, para depois serem secadas com ar quente forçado. Os ataques químicos foram executados de acordo com a norma ASTM E407-07.

3.4.6 Técnicas de microscopia para obtenção de imagens

As amostras do material como recebido e para cada condição de dobramento foram fotografadas para a caracterização microestrutural. Foram capturadas 20 imagens, com ampliação de 500 e 1000x, para cada condição de ensaio.

As imagens foram obtidas no Laboratório de Metalografia da Etec Trajano Camargo, por meio de um microscópio da marca Zeiss, modelo AxioVert. A1 (Figura 47), acoplado a um computador e câmera digital AxioCamERc 5s Zeiss, usando-se o software Axio Visio- Zeiss.

Foram obtidas imagens das amostras do material como recebido, das regiões de fratura por tração e das condições de dobramento por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em um equipamento modelo ZEISS EVO LS 15, pertencente ao Laboratório de Análise de Imagens de Materiais do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP. Foram capturadas 15 imagens, com ampliação de 5000x para cada direção analisada.

Figura 47: Microscópio Zeiss, modelo AxioVert. A1



Fonte: Produção do próprio autor

3.4.7 Caracterização Metalográfica

Para caracterizar o tamanho de grão e a fração volumétrica das fases presentes no aço DP980 foram analisadas as fotomicrografias. Uma vez que a morfologia dos grãos depende da orientação observada, foram avaliadas 20 imagens para cada direção. As orientações avaliadas foram: a) face; b) longitudinal e c) transversal, conforme já ilustrado esquematicamente na Figura 41. Portanto, foram analisadas sessenta imagens para caracterizar a microestrutura do material na condição recebida da Usiminas. Por razões de coerência, todas as imagens foram obtidas com ampliação de 200x, 500x e 1000x.

Os procedimentos para determinar o tamanho de grão e a fração volumétrica das fases foram efetuados conforme o prescrito pelas normas ASTM E112 e ASTM E562, respectivamente. A ferrita é considerada como sendo a fase primária e o componente de segunda fase, uma mistura de bainita e martensita.

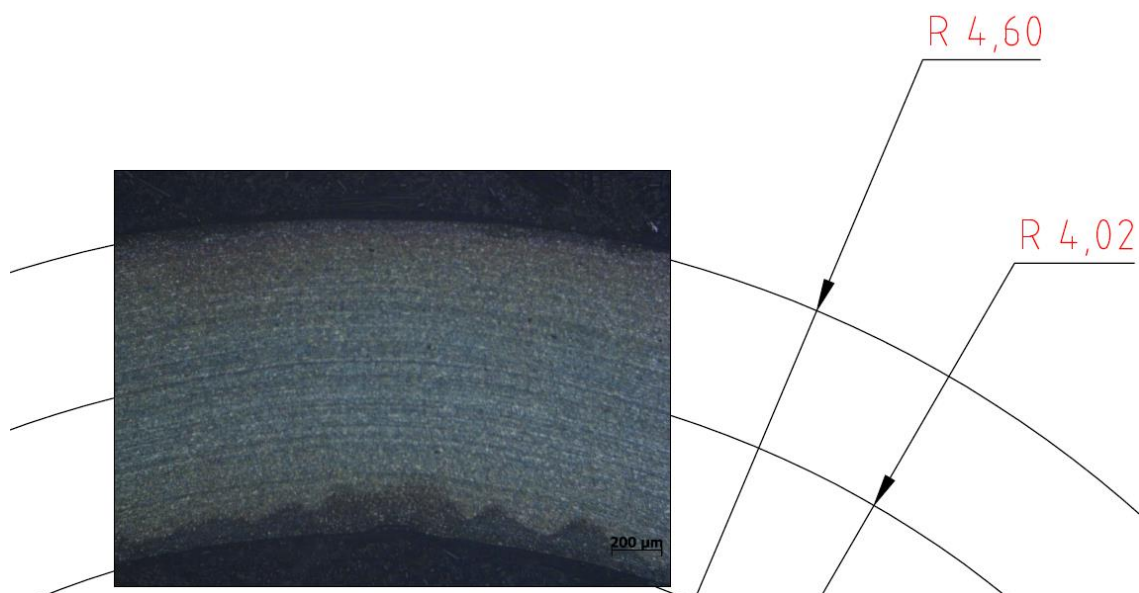
3.5 DETERMINAÇÃO DOS RAIOS DA LINHA NEUTRA A PARTIR DAS AMOSTRAS METALOGRAFICAS DAS DOBRAS.

Após a análise das amostras metalográficas das condições de dobramento, foi verificado que por meio do ataque químico era possível identificar a linha neutra. Os raios das linhas

neutras foram definidos com a finalidade de comparar os raios medidos com os valores obtidos por meio de fórmulas teóricas.

Dessa forma, foi aplicada uma adaptação da metodologia desenvolvida por Santos (2013) para medir a linha neutra. O procedimento consiste em utilizar o AutoCad para traçar o raio externo e interno de dobramento para cada condição ensaiada. Em seguida, a imagem metalográfica é sobreposta aos raios traçados por meio do ajuste da escala entre a fotomicrografia e os raios de dobramento. É traçado o raio que coincide com a marca da linha neutra revelada pela metalografia como mostrado na Figura 48. A medida da linha neutra é determinada pela subtração entre o raio externo e o raio da linha neutra.

Figura 48: Medida indireta da linha neutra de dobra para o aço DP980 com o auxílio do AutoCad



Fonte: Produção do próprio autor

3.6 MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de dureza foram efetuados por meio de um microdurômetro digital da marca Time Group, modelo MHV-2000 (Figura 49), localizado no laboratório de ensaios mecânicos da Etec Trajano Camargo. Para realizar as medições, foi utilizado um penetrador Vickers com carga de 500 gf e um tempo de aplicação de 15 s. Os ensaios foram executados nas amostras preparadas para os ensaios metalográficos na condição como recebido (direção longitudinal) e submetidas ao ensaio de dobramento ao ar com os punções de 0,3 mm e 5 mm de raio, para os diversos ângulos internos obtidos por meio de dobramento.

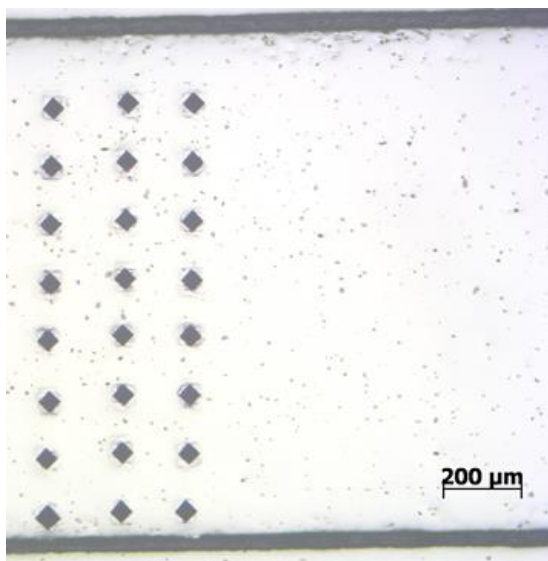
Figura 49: Microdurômetro digital da marca Time Group, modelo MHV- 2000



Fonte: Produção do próprio autor

Para a amostra longitudinal, a dureza foi determinada ao longo da espessura da chapa de 1,3 mm, com uma distância de 0,15 mm entre as medidas, como ilustrado pela Figura 50. Foram executadas pelo menos cinco medições para cada posição ao longo da espessura da chapa em virtude da dispersão dos resultados. O objetivo dos ensaios foi verificar o possível aumento da dureza no centro da chapa em virtude da segregação provocada pelo manganês.

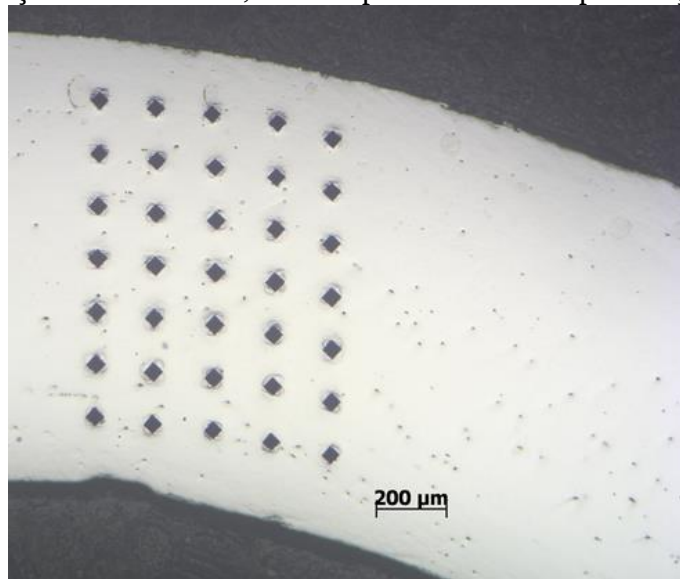
Figura 50: Medição da dureza ao longo da espessura para amostra do aço DP980 na direção longitudinal



Fonte: Produção do próprio autor

Foram efetuadas medidas de microdureza Vickers com 500 gf de carga, ao longo da espessura, nas amostras ensaiadas por dobramento com os punções com raios de 5 mm e 0,3 mm (Figura 51). A análise teve por finalidade verificar o efeito do encruamento nas amostras deformadas, com o aumento da dureza nas superfícies, submetidas a maiores deformações. Este ensaio permite verificar a linha neutra, região na qual a dureza é equivalente à da amostra sem deformação.

Figura 51: Medição da dureza ao longo da espessura para amostra do aço DP980 submetida ao dobramento pelo punção com raio de 0,3 mm e profundidade de penetração de 3,5 mm



Fonte: Produção do próprio autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A Tabela 2 apresenta a composição química do aço DP980, utilizado no presente trabalho, por meio da representação em peso (porcentagem) dos elementos químicos que compõem a liga. Para efeito de comparação, são mostrados os teores máximos dos elementos químicos prescritos pela norma DIN EM 10338, catálogo da Usiminas e os resultados publicados por diversos autores que pesquisaram o aço DP980 (ALHARBI et al., 2015; CHENG et al., 2016; HUDGINS et al., 2016; LIU et al., 2017; LOU et al., 2018; SOYARSLAN et al., 2012; WANG et al., 2013).

Observa-se que os resultados obtidos estão de acordo com o esperado para um aço bifásico com resistência da classe de 1000 MPa, uma vez que os teores de todos os elementos avaliados são inferiores aos valores máximos previstos tanto pela norma quanto pelo catálogo do fabricante. Em relação aos resultados obtidos por outros pesquisadores não se verificam diferenças significativas em relação aos dados fornecidos pelo fabricante e aos ensaios efetuados no laboratório.

Tasan et al. (2015) demonstraram o efeito de cada elemento químico presente na composição química de um aço bifásico, em teores compatíveis com os estipulados pelos fabricantes. O teor de carbono influencia diretamente na distribuição de ferrita e martensita do aço, sendo que o limite de resistência é proporcional à fração volumétrica de martensita presente no material. Além disso, este elemento químico aumenta significativamente a temperabilidade e é responsável pelo enrijecimento da martensita. O manganês é um elemento estabilizador da austenita que, portanto, retarda a formação da ferrita e perlita, dessa forma, aumenta a temperatura de transformação e favorece a formação da microestrutura adequada para o aço bifásico. Este componente atua também para aumentar a resistência da ferrita. Por sua vez, o silício reduz a solubilidade do carbono na ferrita e, assim, melhora a relação entre ductilidade e resistência mecânica. O boro aumenta fortemente a temperabilidade do material e contribuiu para a formação da perlita, uma vez que ocorre sua segregação no contorno de grão da austenita e dificulta a transformação para a ferrita.

Tabela 2: Comparativo da composição química do aço DP980, obtida por meio de análise química, norma DIN EN 10338, catálogo do fabricante e por outros pesquisadores

Composição química do aço DP980 (porcentagem em peso)									
Análise Química em laboratório									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,159	0,469	2,22	0,020	0,0056	0,0324	0,0236	0,0028	0,0042	0,0014
Norma DIN EN 10338 (valores máximos)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr + Mo	Nb+ Ti		B
0,23	0,80	2,50	0,080	0,015	2,00	1,00	0,15		0,005
Catálogo do Fabricante (valores máximos)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,23	2,00	3,30	0,090	0,040					
DP 980 (Hudgins, 2016)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,15	0,02	1,87			0,06	0,17	0,32		
DP980 (Soyarslan, 2012)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,161	0,499	1,546	0,011	0,002	0,043	0,44			
DP980 (Cheng, 2016)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,12	0,03	2,47	0,014	0,04	0,05	0,25	0,36	0,02	0,01
DP980 (Liu, 2017)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,08	0,38	2,13	<0,02	<0,02	0,008	0,02			
DP980 (Wang, 2013)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,16	0,2	1,49	0,03		0,04	0,02		0,016	
DP980 (Alharbi, 2015)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,152	0,474	1,53				0,028		0,033	
DP980 (Lou, 2018) (valores máximos)									
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	B
0,1	1,2	2,8	0,03	0,003					

Fonte: Adaptado de Norma DIN EN 10338; catálogo do fabricante; Alharbi et al. (2015); Cheng et al. (2016); Hudgins et al. (2016); Liu et al. (2017); Lou et al. (2018); Soyarslan et al. (2012); Wang et al. (2013)

4.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DOS MATERIAIS NA CONDIÇÃO DE COMO RECEBIDOS

As fotomicrografias do aço DP 980, obtidas por microscopia óptica na condição de como recebido da Usiminas, foram analisadas para a determinação da caracterização microestrutural do material. Foi utilizado o reagente Nital 2% para atacar as amostras e as imagens são apresentadas com ampliações de 200, 500 e 1000 vezes, respectivamente. Por meio da observação das imagens, constata-se a presença de duas fases na microestrutura. A fase clara representa a matriz ferrítica e a fase escura representa as partículas de segunda fase, compostas

por uma mistura das fases de martensita e bainita. A alta resistência deste material pode ser atribuída à maior concentração de martensita e bainita e, também, à presença de uma microestrutura muito refinada. As amostras atacadas com Nital 2% também foram avaliadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e as imagens capturadas são apresentadas com uma magnificação de 5000 para melhor distinguir os constituintes do aço.

Na Figura 52, é exibida a microestrutura obtida para a amostra retirada na direção longitudinal em relação ao sentido de laminação.

Figura 52: Microestrutura do aço DP980 no sentido longitudinal, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(continua)

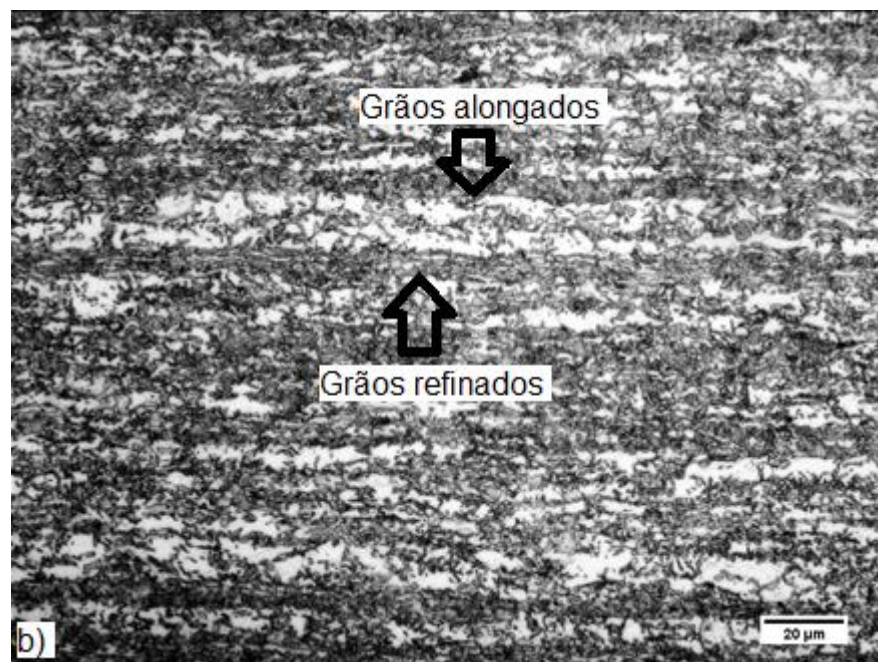
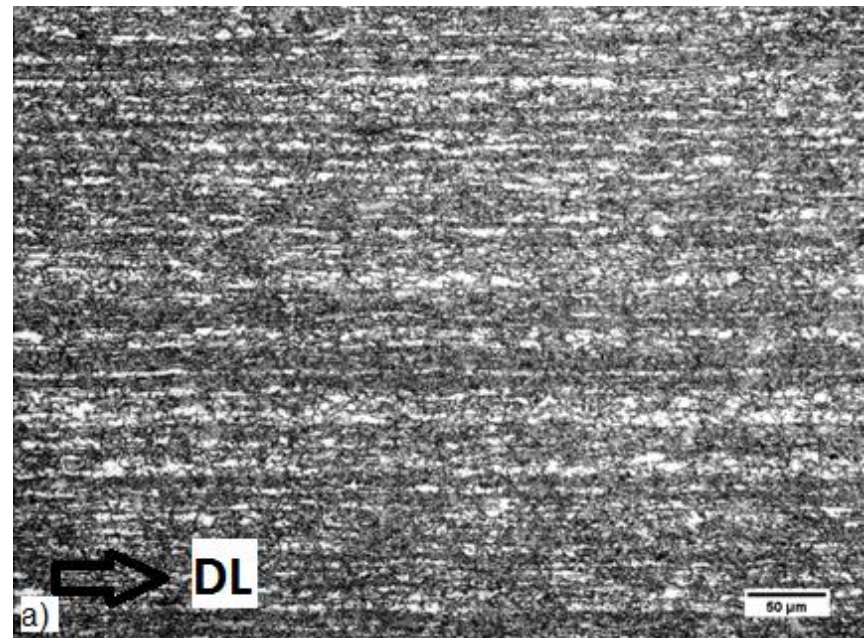
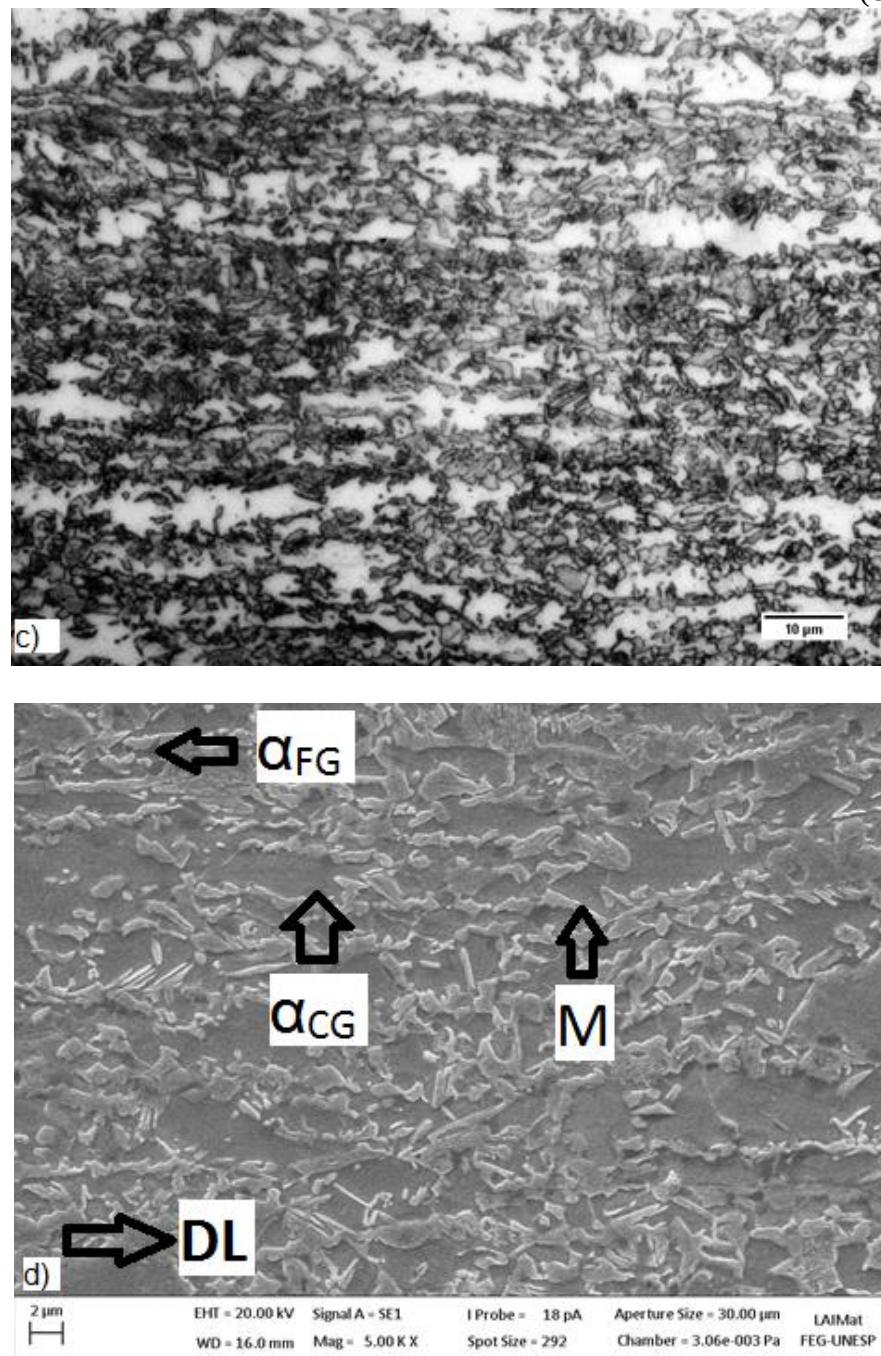


Figura 53: Microestrutura do aço DP980 no sentido longitudinal, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(conclusão)



Fonte: Produção do próprio autor

A característica microestrutural indica que o material sofreu uma deformação por meio do processo de laminação que pode ser confirmada em virtude de o material apresentar uma morfologia alongada dos grãos no sentido longitudinal. A microestrutura deformada e refinada está relacionada à necessidade de alcançar níveis de resistência mecânica da ordem de 1000 MPa, uma vez que o tamanho de grão da ordem de poucos *mícrons* aumenta substancialmente

a área superficial dos contornos de grão, que impede o deslocamento das discordâncias. A morfologia apresentada está em consonância com a analisada por Lou et al. (2018). De acordo com este autor, a microestrutura do aço DP 980 apresenta uma distribuição bimodal, isto é, composta por grãos ferríticos relativamente grosseiros (α_{CG}), com tamanho de grão superior a 1,5 μm , parcialmente alongados na direção de laminação. Estes grãos grosseiros são envolvidos por grãos ferríticos refinados, com tamanho de grão inferior a 1,5 μm (Figura 52d). A martensita dispersa pela matriz ferrítica tem a finalidade de aumentar a resistência mecânica do material.

A microestrutura bandada está relacionada à etapa de laminação a quente, que alinha a segregação microscópica de elementos de liga em bandas longitudinais. O alto teor de manganês (2,2%) presente na composição química do aço desempenha um importante papel na segregação e, conseqüentemente, na formação da estrutura bandada observada na Figura 52. A presença de uma banda contínua de partículas de 2ª fase é coerente com o grau de resistência do material, mas esse tipo de estrutura provoca heterogeneidades nas propriedades mecânicas do material, que podem variar ao longo da espessura da chapa.

Na Figura 53, é mostrada a microestrutura na direção da face da chapa com ampliações de 200x, 500x, 1000x e 5000x, respectivamente.

Figura 54: Microestrutura do aço DP 980 no sentido da face, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(continua)

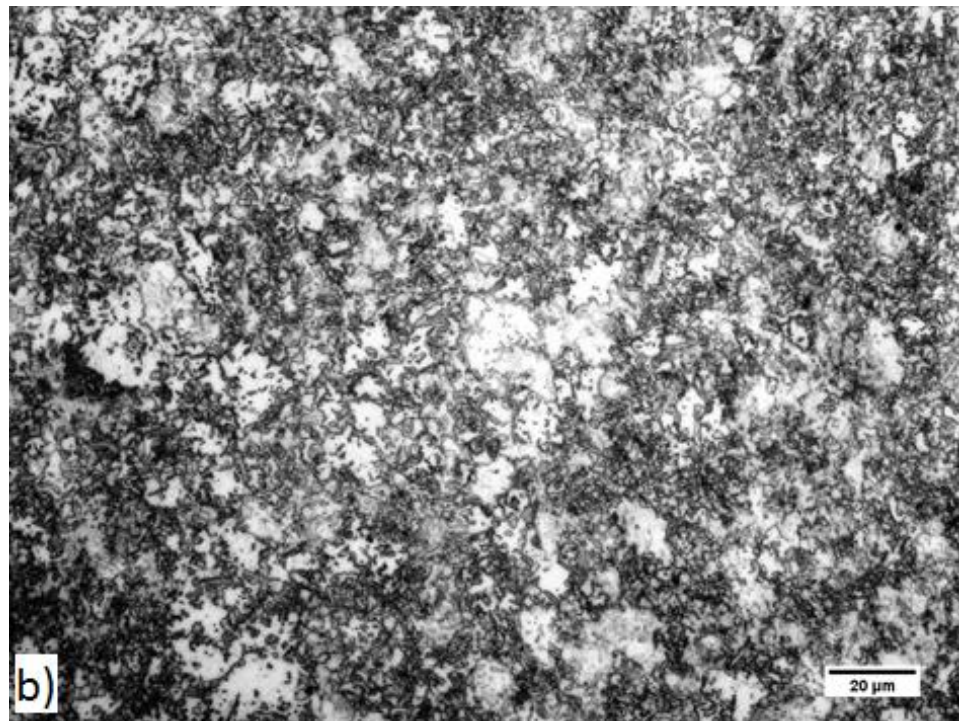
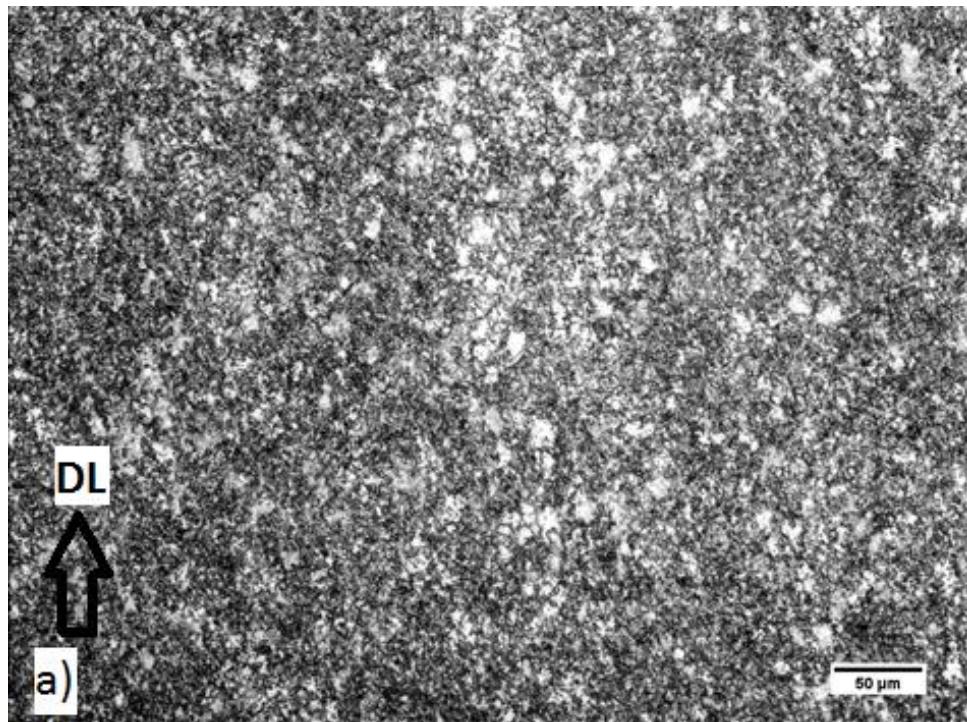
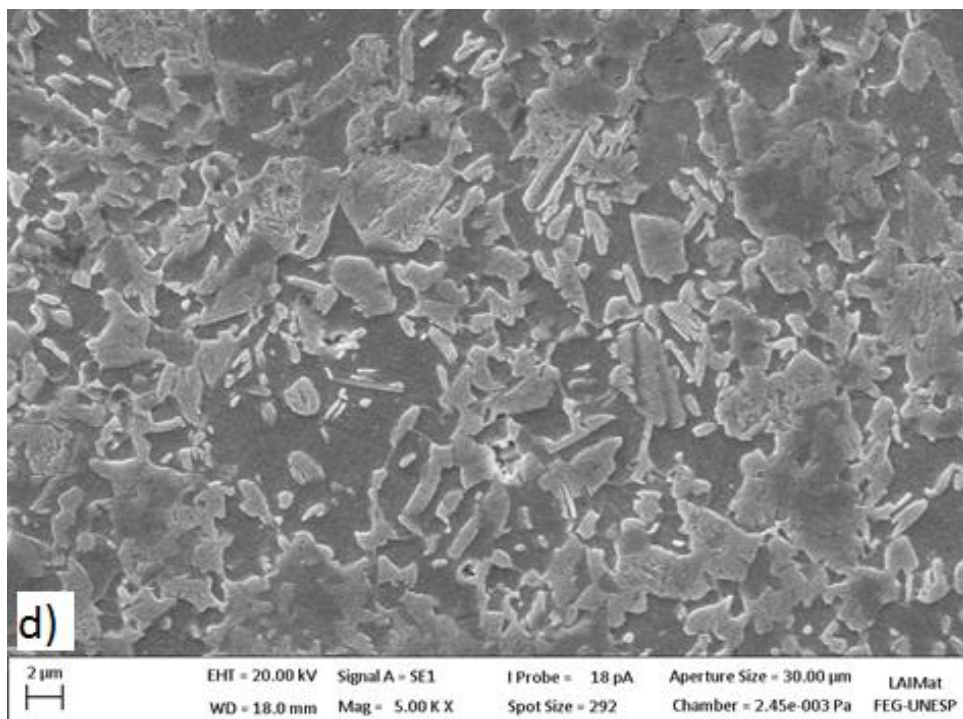
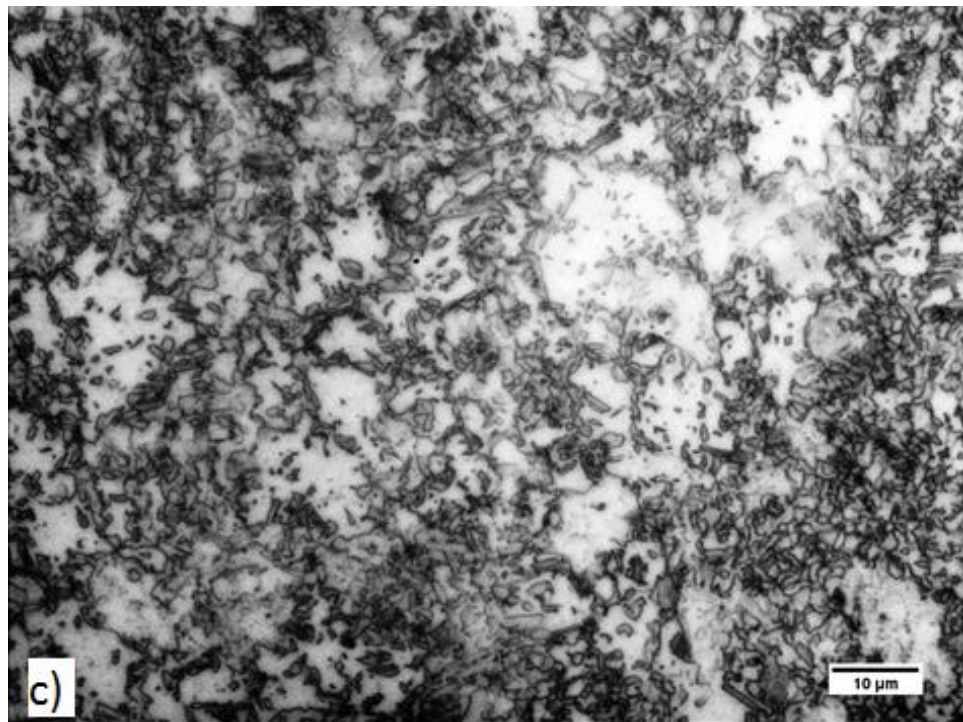


Figura 55: Microestrutura do aço DP 980 no sentido da face, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(conclusão)



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 54, é mostrada a microestrutura para a direção transversal com ampliações de 200x, 500x, 1000x e 5000x, respectivamente.

Figura 56: Microestrutura do aço DP 980 no sentido transversal, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(continua)

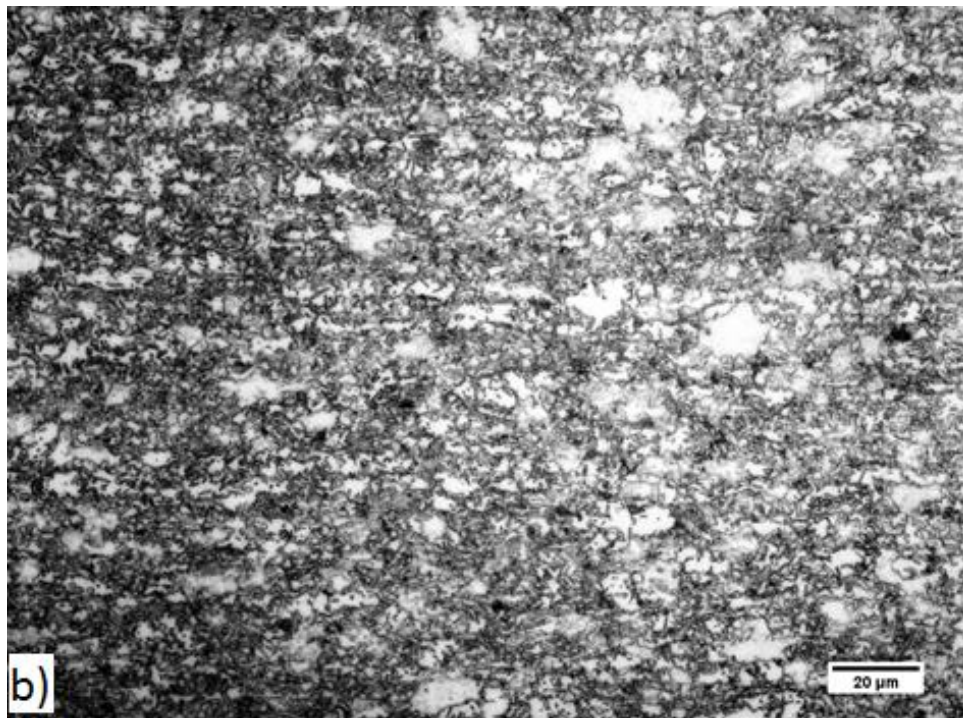
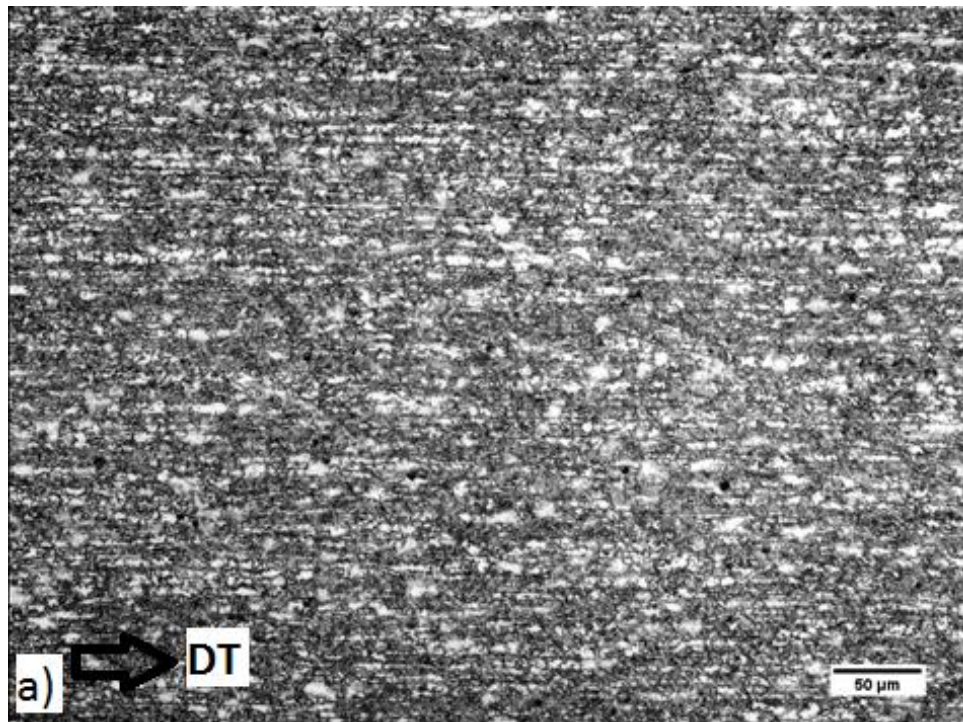
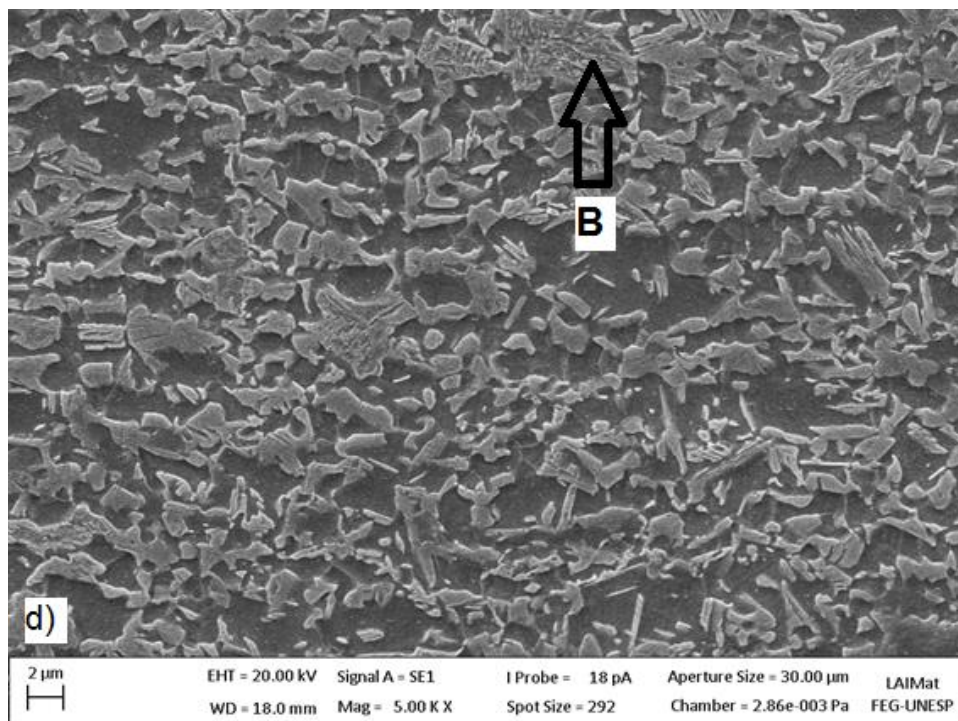
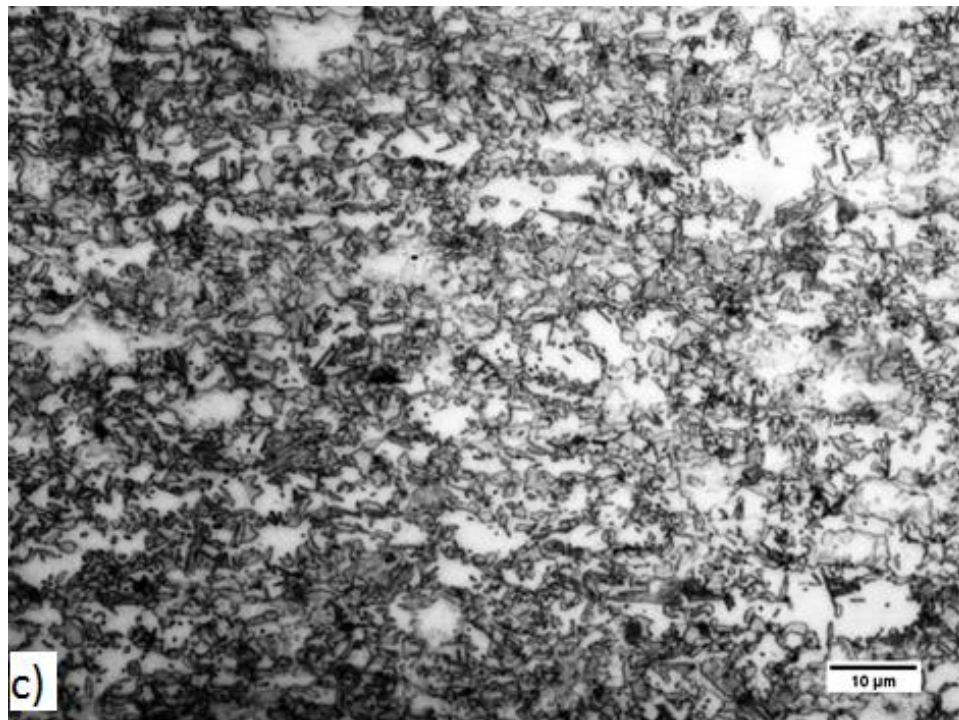


Figura 574: Microestrutura do aço DP 980 no sentido da face, ataque com Nital 2% em (a) ampliação de 200x, (b) 500x, (c) 1000x e (d) 5000x

(conclusão)



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 54d está identificado o constituinte bainita. A distinção entre a martensita e a bainita foi definida pela diferença de aspecto entre os dois constituintes na fotomicrografias obtidas por MEV, tendo como base o trabalho desenvolvido por Murari (2009)

Constata-se, qualitativamente, uma concentração maior de partículas de 2ª fase em relação à ferrita. Observa-se uma morfologia microestrutural coerente com o trabalho de Wang et al. (2013) que descreveram, para um aço da classe de resistência de 1000 MPa, a presença de martensita na forma de uma rede contínua, isto é, estas partículas estão interligadas e não em forma de ilhas como para os aços com menor limite de resistência. A maior fração volumétrica de partículas de 2ª fase está relacionada ao elevado teor de manganês (2,2%), uma vez que este elemento aumenta a temperabilidade por retardar a transformação austenítica, aumentando, assim, a quantidade de martensita formada após o resfriamento brusco.

4.2.1 Estimativa da fração volumétrica das fases

As fotomicrografias capturadas para cada direção avaliada do material na condição como recebido foram analisadas para determinar, de maneira quantitativa, a fração de cada fase presente na microestrutura. As amostras foram atacadas somente com o reagente Nital na concentração de 2% e, em seguida, submetidas à análise por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para quantificar os constituintes presentes na microestrutura do aço DP980.

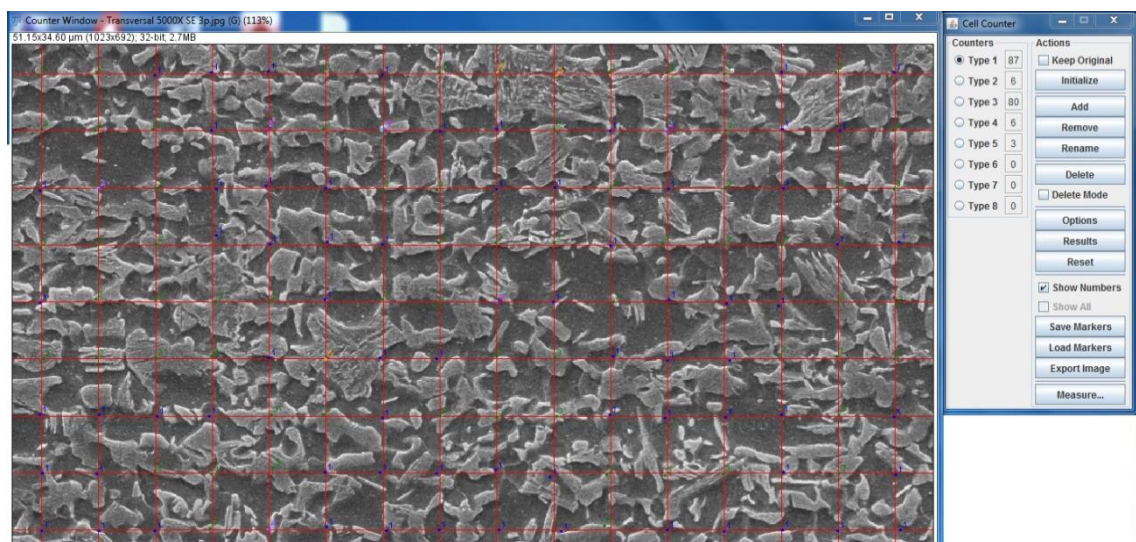
Inicialmente, foi utilizado o procedimento de contagem de interceptos para as fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para quantificar as fases presentes no aço DP980 foram analisadas 15 imagens, com ampliação de 5000 vezes, para cada uma das três direções de interesse, isto é, longitudinal para a direção paralela ao sentido de laminação da chapa, transversal para a direção perpendicular ao sentido de laminação e face para a direção paralela à superfície da chapa.

Posteriormente, as imagens obtidas por microscopia óptica foram avaliadas para selecionar o *auto threshold* e, assim, aplicar o método de análise automático, tendo como base as concentrações das fases quantificadas anteriormente pela contagem de interceptos, sendo que por microscopia óptica somente é possível determinar a fração volumétrica da ferrita. Foi selecionada uma ampliação de 500 vezes para minimizar o número necessário de áreas analisadas para a obtenção de resultados confiáveis estatisticamente (FUKUGAUCHI, 2016).

Para a análise da fração das fases por contagem de interceptos, foi utilizado o programa ImageJ para sobrepor uma malha sobre a fotomicrografia. De acordo com Vander Voort (1999), é recomendável a utilização de uma malha para a qual não ocorra a incidência de mais de um ponto sobre o objeto de interesse. Além disso, recomenda-se que o espaço entre as linhas da malha seja similar ao espaçamento entre os objetos de interesse. A norma ASTM E562-11 prescreve que os pontos que incidirem sobre o objeto deve ser contado como 1, enquanto os pontos que incidirem sobre a região de contorno equivale a $\frac{1}{2}$. Para auxiliar na contagem de pontos foi utilizado um *click counter* disponível no programa ImageJ.

No presente trabalho, para o procedimento de determinação da concentração das fases, foi utilizada uma malha com 176 pontos sobreposta à imagem da estrutura obtida por microscopia eletrônica de varredura (Figura 55). Em virtude de a amostra ter sido atacada com Nital 2%, foi necessário analisar as fotomicrografias por microscopia eletrônica de varredura para quantificar a fração de ferrita e de partículas de segunda fase presentes na microestrutura. Após repetir o procedimento em imagens nas três direções estudadas, a média da concentração dos constituintes foi calculada. Em seguida, as fotomicrografias obtidas por microscopia óptica foram avaliadas automaticamente para comparar qual *auto threshold* oferece uma melhor aproximação com os valores obtidos para a técnica de contagem de interceptos.

Figura 58: Contagem de interceptos em uma rede de pontos sobre a fotomicrografia por MEV de uma amostra de aço DP 980 extraída na direção transversal, com ataque de Nital 2%



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 3, são exibidos os resultados da contagem de interceptos para determinar a fração volumétrica de cada microconstituente do aço DP980. Foram investigadas 15 imagens

para cada direção de interesse: longitudinal, transversal e face. Para o conjunto de imagens analisado, foram calculados a média, mediana, desvio-padrão da média e desvio - padrão da mediana. De acordo com Müller (2000), seria mais confiável utilizar o valor da mediana nos cálculos estatísticos para complementar as informações fornecidas pelo uso dos valores médios, uma vez que estes são suscetíveis de interpretações errôneas em virtude da possível presença de dados muito discrepantes em relação ao conjunto de pontos.

Tabela 3: Fração volumétrica das fases presentes no aço DP980 obtida por meio da contagem de interceptos em fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Constituinte	Média da % de área	Mediana da % de área	Desvio-padrão da média	Desvio-padrão da mediana
Ferrita	46,2	46,3	3,5	0,8
Martensita	51,4	51,7	3,4	0,66
Bainita	2,4	2,3	1,4	0,32

Fonte: Produção do próprio autor

O objetivo de contar manualmente os pontos sobre a rede para determinar a fração volumétrica foi estabelecer um critério para poder utilizar o *auto threshold* do programa ImageJ. De acordo com Russ (2011) e Wojnar (2000) o ajuste manual do threshold deve ser evitado por ser incompatível com a rapidez desejada para um processo automatizado e, também, em virtude da baixa repetibilidade da técnica para diferentes operadores.

Para as imagens obtidas por meio da microscopia óptica, foi aplicado o *auto threshold* para determinar qual algoritmo apresenta uma melhor aproximação com os dados obtidos experimentalmente pela contagem de interceptos. Os algoritmos de auto threshold disponíveis para o software ImageJ são: *Huang*, *IsoData*, *Li*, *MaxEntropy*, *Mean*, *Moments*, *Otsu*, *Percentile*, *RenyEntropy*, *Shangbag* e *Yen*. A média, mediana e o desvio-padrão foram calculados para cada algoritmo para verificar qual apresenta melhor aproximação com a técnica de contagem de interceptos.

Na Tabela 4, são mostrados os principais resultados para a determinação da fração volumétrica de ferrita pelos métodos de contagem de interceptos e auto threshold do programa ImageJ. Para cada imagem obtida por microscopia óptica para as três direções analisadas foram aplicados estes algoritmos para o cálculo da fração volumétrica de ferrita. Foram avaliadas vinte imagens para cada direção de interesse.

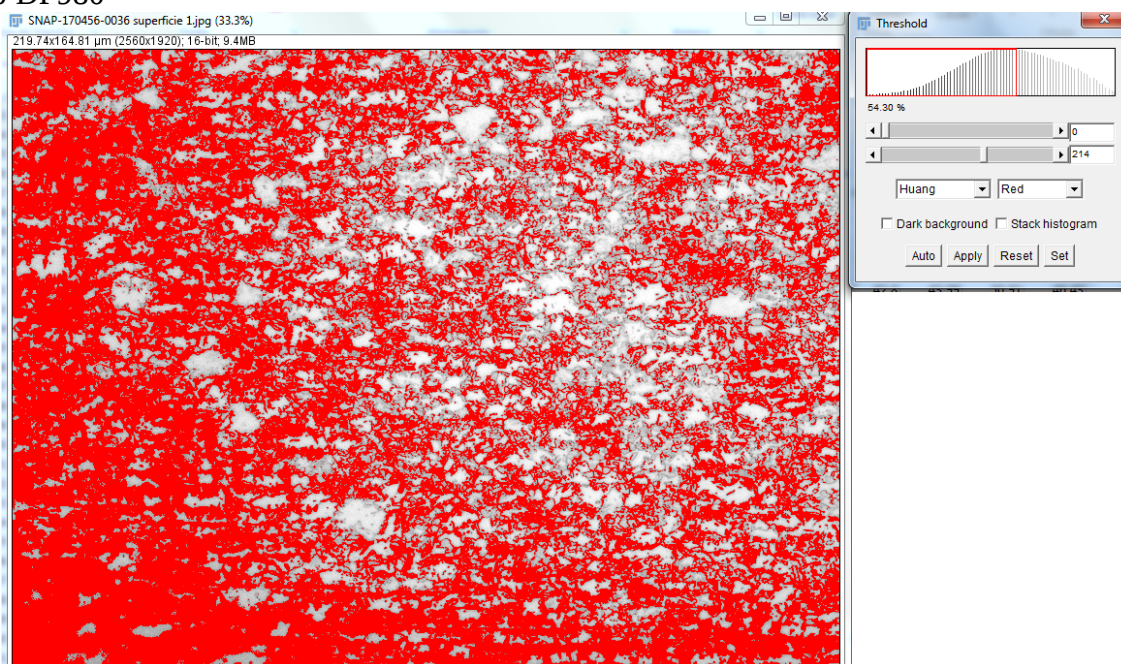
Tabela 4: Fração volumétrica de ferrita obtida por meio de contagem de interceptos e auto threshold em fotomicrografias do aço DP980

	Count Points	Huang	IsoData	Li	Moments	Otsu	Shangbag	Yen
Média	46,2	46,20	47,83	53,67	49,02	47,20	47,18	44,72
Mediana	46,3	46,51	47,48	53,65	49,04	46,92	47,01	42,12
Desvio-Padrão	3,5	2,05	3,28	2,74	3,76	3,31	2,88	13,50

Fonte: Próprio autor (2017)

Verifica-se que o algoritmo com melhor aproximação em relação aos valores obtidos manualmente foi o *auto threshold Huang* (Figura 56). Conforme demonstrado na Tabela 4, foi o algoritmo que melhor se aproximou dos valores obtidos experimentalmente, com menor valor para o desvio-padrão.

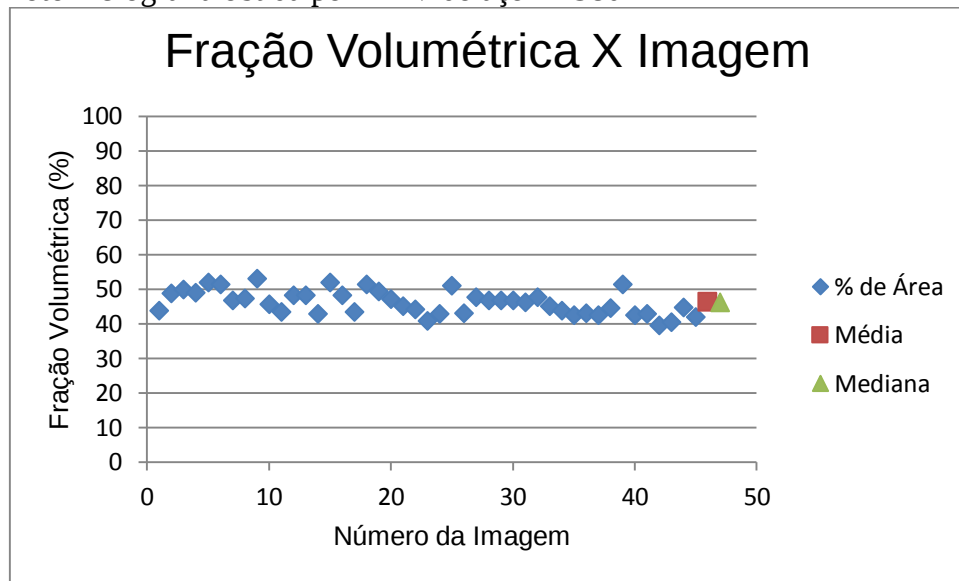
Figura 59: Aplicação do algoritmo Huang do *auto threshold* do programa ImageJ para a estimativa da fração volumétrica da ferrita em uma amostra extraída no sentido longitudinal do aço DP980



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 57, são mostrados os resultados da porcentagem de área para todas as imagens das três direções analisadas, obtidos por meio do *auto threshold Huang* do *software ImageJ*. Constata-se uma estabilidade dos resultados de fração volumétrica de ferrita em todas as imagens analisadas e, também, manteve-se a boa aproximação com a estimativa feita pela técnica de contagem de interceptos.

Figura 60: Valores da fração volumétrica de ferrita obtida por meio da contagem de interceptos para cada fotomicrografia obtida por MEV do aço DP980



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 5, é estabelecida uma comparação envolvendo as características de resistência da ordem de 1000 MPa com a fração volumétrica de martensita (MVF) para diversos aços DP980 com diferentes composições químicas (GERBIG et al., 2018; HUDGINS et al., 2016; LI et al., 2018; LIU et al., 2017; TERRAZAS et al., 2017; WANG et al., 2013; WU et al., 2012). Os resultados evidenciam que para esta classe de aços, com diferentes composições químicas, a MVF pode apresentar uma ampla faixa de concentração, variando de 45% a 70%, conforme pode ser confirmado pelos resultados citados na tabela abaixo. A MVF de 51,4%, com um desvio-padrão de 3,4, obtida no presente trabalho, exibe uma boa aproximação em relação aos autores mencionados, sendo que o resultado praticamente coincidiu com o valor obtido por Liu et al., 2017.

Tabela 5: Fração Volumétrica de Martensita (MVF) em aços DP980 com diferentes composições químicas

Trabalho/ Autores	Fração Volumétrica de Martensita (MVF)
DP980- Wu et al., 2012	47,3%
DP980 – Wang et al., 2013	70%
DP980- Hudgins et al., 2016	49,6%
DP980- Terrazas et al., 2017	45%
DP980- Liu et al., 2017	51,3%
DP980 Gerbig et al., 2018	60%
DP980 Li et al., (2018)	48%

Fonte: Adaptado de Wu et al. (2012); Wang et al. (2013); Hudgins et al. (2016); Terrazas et al. (2017); Liu et al. (2017); Gerbig et al. (2018); Li et al. (2018)

De acordo com Tasan et al. (2015), uma série de parâmetros microestruturais, além da MVF, dependem da composição química e das rotas de processamento do material e influenciam fortemente nas propriedades mecânicas. Esses parâmetros são: tamanho de grão martensítico, teor de carbono da martensita, morfologia das fases de ferrita e martensita, textura da ferrita, densidade de discordâncias geometricamente necessárias induzidas pela transformação (GNDs) e microsegregação.

Mazaheri et al. (2014), Calcagnotto et al. (2011) e Movahed et al. (2009) utilizaram uma equação empírica (4.1) para estimar o teor de carbono na martensita. Esta variável é primordial para o controle das propriedades mecânicas nos aços bifásicos.

$$C_m = \frac{C - C_f(1 - V_m)}{V_m} \quad (4.1)$$

Em que C é o teor de carbono do aço, C_f é o teor de carbono na ferrita, C_m é o teor de carbono na martensita e V_m é fração volumétrica de martensita. O teor de carbono na ferrita (C_f) é considerado como o valor de saturação de carbono nesta fase, 0,015%. A análise química para o aço DP980, utilizado no presente trabalho, indicou um teor de carbono de 0,159% e a fração volumétrica foi avaliada em 51,4%. Aplicando os valores na equação é obtido um teor de aproximadamente 0,3% de C na martensita. Pela análise da equação 4.1 deduz-se que o aumento da fração volumétrica da martensita acarreta uma diminuição em sua dureza. Este fato pode estar associado aos valores da concentração de martensita, na maioria dos casos apontados na Tabela 5, variar na faixa de 45% a 51%, uma vez que concentrações maiores de martensita afetariam sua dureza e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do aço DP980.

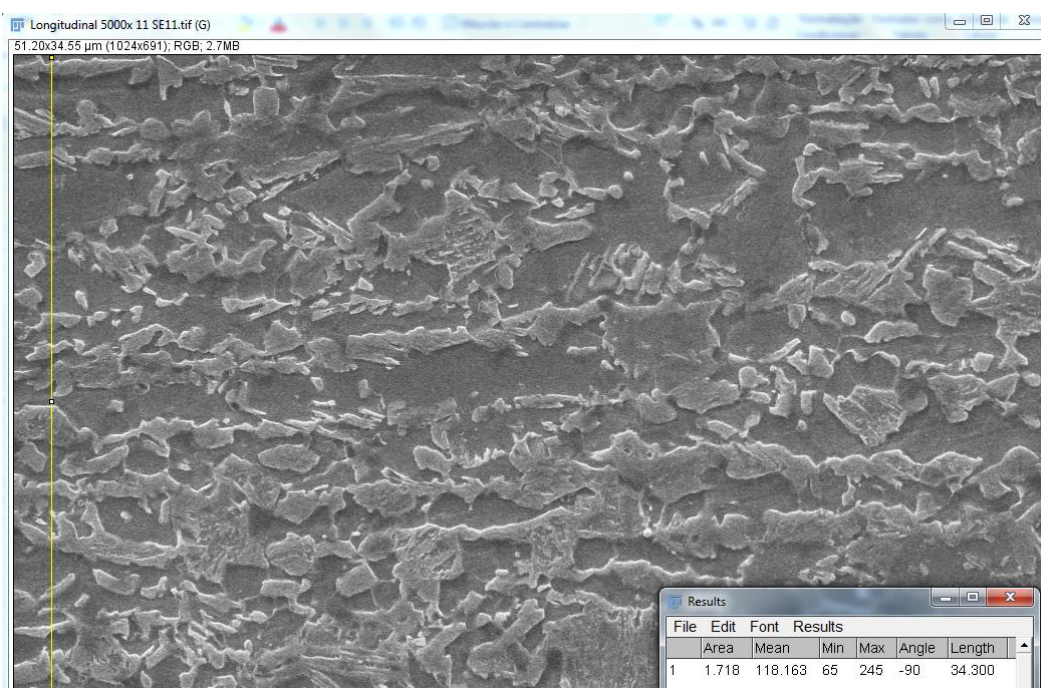
4.2.2 Estimativa do tamanho de grão ferrítico

A estimativa do tamanho de grão ferrítico para as imagens obtidas, por meio de microscopia eletrônica de varredura, com ataque químico pelo reagente Nital 2% foi efetuada com o auxílio do *software ImageJ*. A estimativa foi feita de acordo com o método do intercepto prescrito pela norma ASTM E112-13 que estabelece:

$$T.G. \text{ ferrítico} = ((\text{comp. da linha teste}) \times (\% \text{ de ferrita})) / (n^\circ \text{ de grãos}) \quad (4.2)$$

Com o auxílio do programa ImageJ, foi traçada uma linha teste na direção horizontal e o seu comprimento foi definido. Para determinar o tamanho de grão ferrítico, foi feita a contagem do número de grãos ferríticos interceptados por esta linha (Figura 58). O procedimento foi reproduzido vinte vezes com o deslocamento da linha teste de tamanho constante por vinte regiões da imagem. Finalizada esta etapa, o mesmo procedimento foi aplicado, criando-se uma linha teste na direção vertical.

Figura 61: Determinação do tamanho de grão ferrítico em uma amostra de aço DP980, na direção de laminação e analisada por microscopia eletrônica de varredura com ampliação de 5000x



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 6, são apresentadas as estimativas dos tamanhos de grão ferrítico para as três direções pesquisadas: longitudinal, transversal e face. Para este conjunto de dados, foi calculada a média, mediana, desvio-padrão da média e desvio-padrão da mediana.

Tabela 6: Estimativa do tamanho da ferrita

	Média (μm)	Mediana (μm)	Desvio da Média	Desvio da Mediana
Amostra L	1,78	1,70	0,56	0,06
Amostra T	1,36	1,31	0,31	0,08
Amostra F	1,56	1,54	0,28	0,03

Fonte: Produção do próprio autor

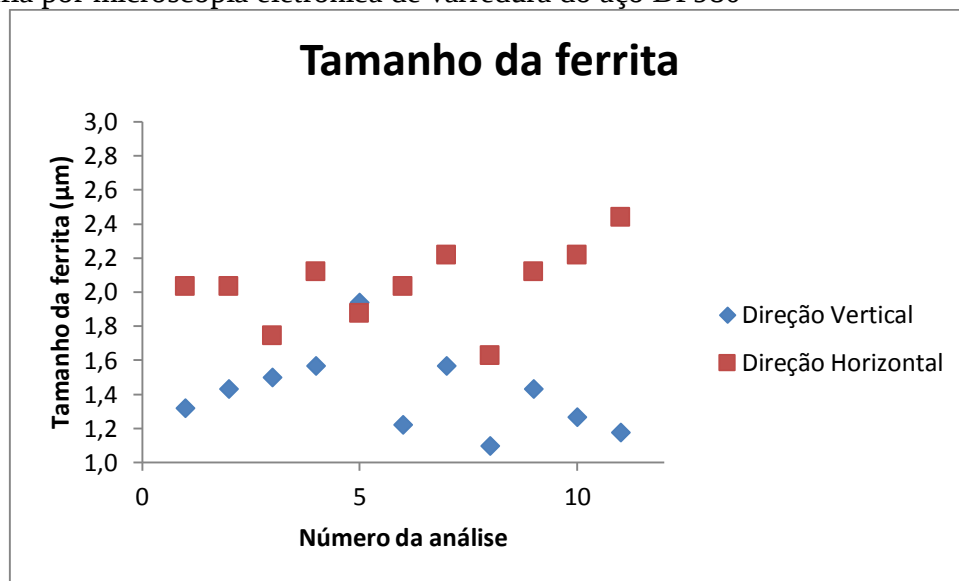
Como os grãos de ferrita não são equiaxiais, o tamanho médio é determinado pela raiz cúbica do produto do tamanho médio em cada direção como mostrado pela equação:

$$\bar{l} = (\bar{l}_l \times \bar{l}_t \times \bar{l}_f)^{1/3} \quad (4.3)$$

Para os dados da Tabela 6, o tamanho médio do grão de ferrita foi de 1,56 μm .

Na Figura 59, são apresentados os resultados das medições do tamanho de grão da ferrita nas direções horizontal e vertical das imagens capturadas da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Observa-se que todas as medições feitas para a direção horizontal, que é paralela ao sentido de laminação da chapa, forneceram resultados maiores dos que os obtidos para a direção vertical, que está de acordo com as imagens das fotomicrografias que evidenciam o alongamento dos grãos no sentido de laminação do material.

Figura 62: Tamanho médio da ferrita para amostra na direção longitudinal, obtida a partir da micrografia por microscopia eletrônica de varredura do aço DP980



Fonte: Produção do próprio autor

A razão de aspecto é definida pela razão entre a maior e a menor dimensão de um grão e fornece, portanto, informações sobre a distorção dos grãos em uma amostra deformada. A razão de aspecto calculada para a amostra extraída na direção longitudinal na condição de como recebido foi de 1,2.

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

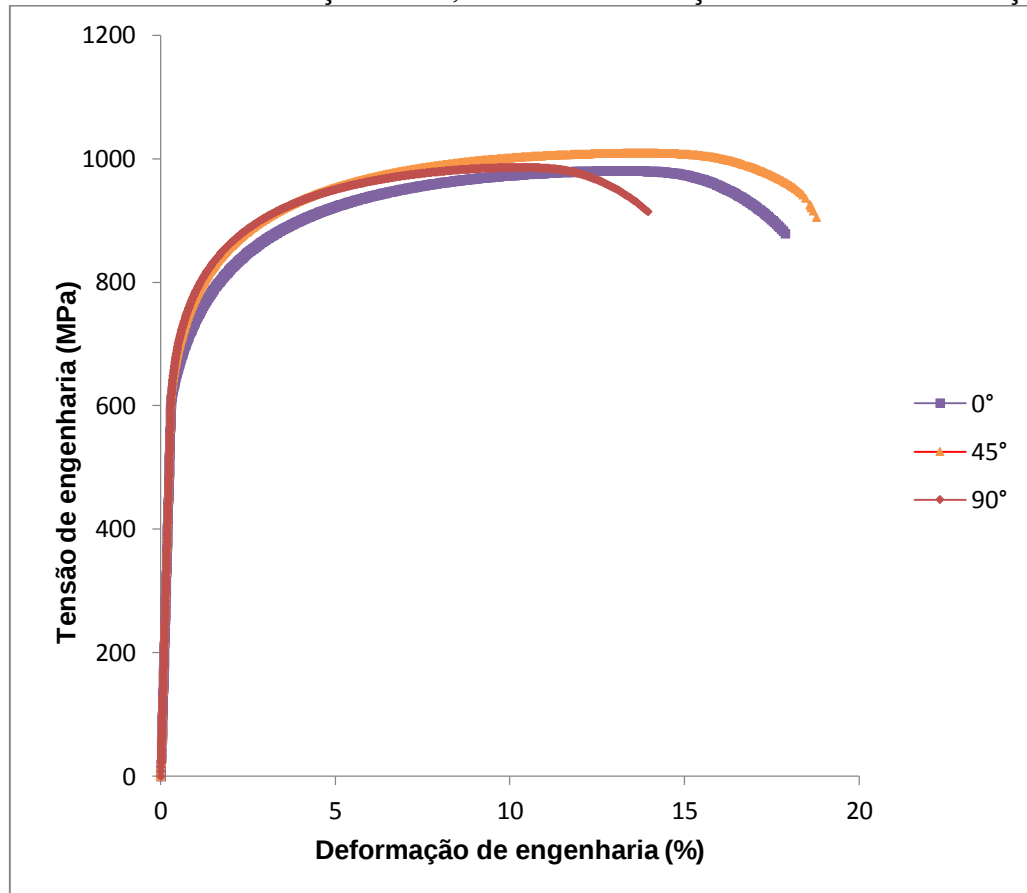
Os ensaios de tração, em corpos de prova do tipo *subsize*, foram executados em amostras extraídas da chapa do aço bifásico DP 980, na condição de laminado a frio e recozido, como recebido da Usiminas, com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. Os ensaios tiveram por objetivo caracterizar as seguintes propriedades mecânicas do material: limite de resistência (LR), tensão de escoamento (LE), alongamento uniforme (Al_U), alongamento total (Al_T), expoente de encruamento e o coeficiente de anisotropia (R). O limite de resistência (LR) define a máxima tensão que o material pode suportar sem sofrer deformação localizada. A tensão de escoamento (LE) indica o ponto de transição da deformação elástica para a deformação plástica. O alongamento uniforme indica a deformação a partir da qual tem início o fenômeno da estricção. O alongamento total (Al_T) marca a deformação sofrida pelo corpo de prova até a ruptura.

Na Figura 60, são apresentadas as curvas tensão de engenharia *versus* deformação de engenharia obtidas por meio do ensaio de tração para as três orientações analisadas (0°, 45° e 90°) do aço *dual-phase* DP980.

Conforme o esperado para os aços *dual-phase*, observa-se a inexistência de um ponto de escoamento definido delimitando a deformação elástica do material. Este comportamento mecânico favorece as operações de estampagem, uma vez que durante o processo de conformação o ponto de escoamento definido pode provocar defeitos na peça.

Foram observadas evidências de que o material demonstra um comportamento de fratura dúctil, uma vez que pela observação das curvas, tensão de engenharia *versus* deformação de engenharia, percebe-se que o ponto de máxima tensão (limite de resistência) é maior do que a tensão de ruptura. Por definição, a fratura dúctil ocorre sob a aplicação de tensões crescentes, ao contrário da fratura frágil, na qual a trinca se propaga sob tensões constantes ou decrescentes.

Figura 63: Curvas tensão *versus* deformação de engenharia para os corpos de prova do aço DP980 confeccionados nas direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 7, são mostrados os valores de limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE), alongamento uniforme (Al_U %) e alongamento total percentual (Al_T %) obtidos a partir dos ensaios de tração executados no aço DP980 nas três direções (0°; 45°; 90°). Os resultados obtidos foram comparados com os valores prescritos pela norma DIN EN 10380 e pelo catálogo da Usiminas. Para enriquecer a discussão, a tabela apresenta os resultados publicados de propriedades mecânicas à tração, em trabalhos recentes, por pesquisadores que trabalharam com aços DP980 (HUDGINS et al., 2016; LIU et al., 2017; MATSUNO et al., 2016; OLIVEIRA, 2015; SUMIKAWA et al., 2016; TENG et al., 2014; WU et al., 2012).

Tabela 7: Comparativo para as propriedades de LR, LE e Al_U (%), Al_T (%) do aço DP 980, obtidas por meio de ensaio de tração, norma DIN, catálogo do fabricante e outros autores

Propriedades Mecânicas do Aço DP980

Propriedades		LR (MPa)	LE (MPa)	Al_U (%)	Al_T (%)
Ensaio de Tração	0°	985	661	12,8	16,6
	45°	1012	689	14,1	18,6
	90°	1004	703	10,4	15
DP980 Wu (2012)	0°	1064	608	7,7	12,5
	45°	1073	637	7,4	11,7
	90°	1078	628	7,5	8,9
DP980 Sumikawa (2016)	0°	986	702	---	---
	45°	998	691	---	---
	90°	1007	685	---	---
DP980 Liu (2017)	0°	1017	628	---	12,2
	45°	1002	631	---	13
	90°	1044	640	---	12,6
DP980 Matsuno (2016)	0°	1051	730	8,3	16,5
	45°	---	---	---	---
	90°	1049	740	7,8	15
DP980 Teng (2014)	0°	1042	659	8	11,7
DP980 Hudgins (2016)	0°	1014	650	9	---
DP980 Oliveira (2015)	0°	1076	683	---	18
Norma DIN EN10338	90°	980 (min.)	600-750	---	10 (min.)
Fabricante	90°	980 (min.)	550-730	---	8 (min.)

Fonte: Próprio autor; norma DIN EN 10380; Matsuno et al. (2016); Sumikawa et al. (2016); Teng et al. (2014); Oliveira (2015); Wu et al. (2012); Hudgins et al. (2016)

A partir da análise da Tabela 7, comprova-se que os resultados obtidos neste trabalho, para as propriedades de tração, ficaram dentro dos valores esperados, uma vez que foi alcançado o requisito mínimo estabelecido pela norma DIN, assim como pelo catálogo do fabricante, do material atingir o valor mínimo de limite de resistência de 980 MPa no corpo de prova extraído na direção transversal da chapa (90°) (Figura 60). Em relação ao limite de escoamento (LE), os valores obtidos também estão em consonância com o especificado pela norma DIN e catálogo do fabricante e próximo aos resultados publicados por outros pesquisadores em trabalhos recentes.

Para o alongamento total percentual Al_T (%), o resultado obtido de 15%, na direção 90°, foi significativamente superior ao mínimo recomendado pela norma DIN (10%) e catálogo do fabricante (8%). O valor de alongamento também se mostrou próximo ao valor obtido por Oliveira (2015), que trabalhou com aços *dual-phase* da classe de resistência de 1000 MPa produzido pela Usiminas. Constata-se que os resultados de alongamento total alcançados pelo

aço dual-phase produzido pela Usiminas foram substancialmente superiores aos conseguidos por Wu (2012), 32,8% para a direção 0°, 58,9% para a direção 45° e 68,5% para a direção 90°. Em relação ao trabalho de Matsuno et al. (2016), os resultados foram praticamente idênticos. O aço analisado neste trabalho apresentou alongamento uniforme Al_U (%) substancialmente superior aos trabalhos citados, que indica boas propriedades para operações de conformação, uma vez que esta propriedade está relacionada com a instabilidade plástica do material.

Os resultados dos parâmetros de estampagem R e “ n ” estão representados nas Tabelas 8 e 9, respectivamente. Para a obtenção dessas propriedades de conformação foram efetuados três ensaios de tração para cada orientação do corpo de prova em relação ao sentido de laminação da chapa (0°, 45° e 90°).

Para a determinação do coeficiente de anisotropia, foi imposta uma deformação de 6%, nas amostras, durante o ensaio de tração para atender a especificação estabelecida pelo catálogo do fabricante. Em virtude da alta resistência do material e do baixo alongamento previsto, em torno de 8 a 10%, os índices esperados de coeficiente de anisotropia para o aço DP980 não foram definidos pela norma DIN EN 10380 ou pelo catálogo do fabricante. Os resultados dos parâmetros de estampagem R_{0° , R_{45° , R_{90° , anisotropia média ($\bar{R}$) e anisotropia planar (ΔR) são apresentados na Tabela 8. Para efeito de comparação, também são apontados, na tabela, os valores obtidos por outros autores que analisaram os parâmetros de anisotropia do aço *dual-phase* DP980 por meio de ensaios de tração (LEVY et al., 2016; LI et al., 2018; LIU et al., 2017; MAEDA et al., 2018; SUMIKAWA et al., 2016; WU et al., 2012; YOON et al., 2016). Constatou-se uma boa aproximação entre os resultados alcançados pelos outros pesquisadores e os atingidos por este trabalho.

Tabela 8: Parâmetros de estampagem R_0 , R_{45} , R_{90} , $\bar{R}$ e ΔR obtidos por meio de ensaios de tração e comparados aos resultados publicados por outros autores

Parâmetros de anisotropia do aço DP980					
Propriedades	R_{0°	R_{45°	R_{90°	$\bar{R}$	ΔR
Ensaios de Tração	0,86	0,9	0,82	0,87	-0,06
DP980 Maeda (2018)	0,69	1,05	0,96	0,94	-0,23
DP980 Li (2018)	0,78	0,85	0,85	0,83	-0,04
DP980 Liu (2017)	0,98	1,12	1,11	1,09	-0,08
DP980 Sumikawa (2016)	0,82	0,87	0,98	0,89	0,03
DP980 Wu (2012)	1,1	0,93	0,73	0,92	-0,02
DP980 Levy (2016)				0,87	
DP980 Yoon (2016)				0,80	

Fonte: Próprio autor, Sumikawa, 2016, Wu (2012), Levy (2016), Yoon (2016) (adaptado) (2018)

A partir dos resultados acima, pode-se inferir que o aço DP 980 apresenta boas características de estampabilidade, uma vez que expressa valores de R próximos a 1,0. De acordo com a definição estabelecida por Kumar (2002), um material de alta conformabilidade é aquele que tem valores de coeficiente de anisotropia média ($\bar{R}$) superiores a 1,6 e coeficiente de anisotropia planar (ΔR) próximo a zero. Se o valor de anisotropia média ($\bar{R}$) for maior do que um, o material quando submetido a um esforço de tração sofrerá uma deformação maior no sentido da largura do que na espessura da chapa, isso indica uma maior resistência ao afinamento da chapa durante o processo de conformação (MARCINIAK, 2002). O único item não atingido pelo aço DP 980 foi o índice de anisotropia média ($\bar{R}$) que não ultrapassou 0,87, mas apresentou uma boa correlação com os resultados obtidos por outros pesquisadores em artigos publicados recentemente (2012 a 2018). Conforme pode ser observado Tabela 8, os resultados de anisotropia média ($\bar{R}$) para o aço DP980 variaram de 0,80 a 1,09.

De acordo com a Tabela 8, o aço *dual-phase* DP 980 analisado no presente trabalho tem resultados de coeficiente de anisotropia diferentes para as três direções pesquisadas ($R_0 \neq R_{45} \neq R_{90}$). Portanto, o material pode ser classificado como um material anisotrópico planar, isto é, apresenta propriedades diferentes conforme a direção analisada. Os dados indicam um valor de coeficiente de anisotropia maior na direção 45° ($R_{45}=0,9$), que implica em uma maior facilidade de conformação da chapa nesta direção. Esta afirmação pode ser confirmada pela observação das curvas de tensão *versus* deformação da Figura 60, na qual a direção 45° suporta uma maior deformação até a ruptura.

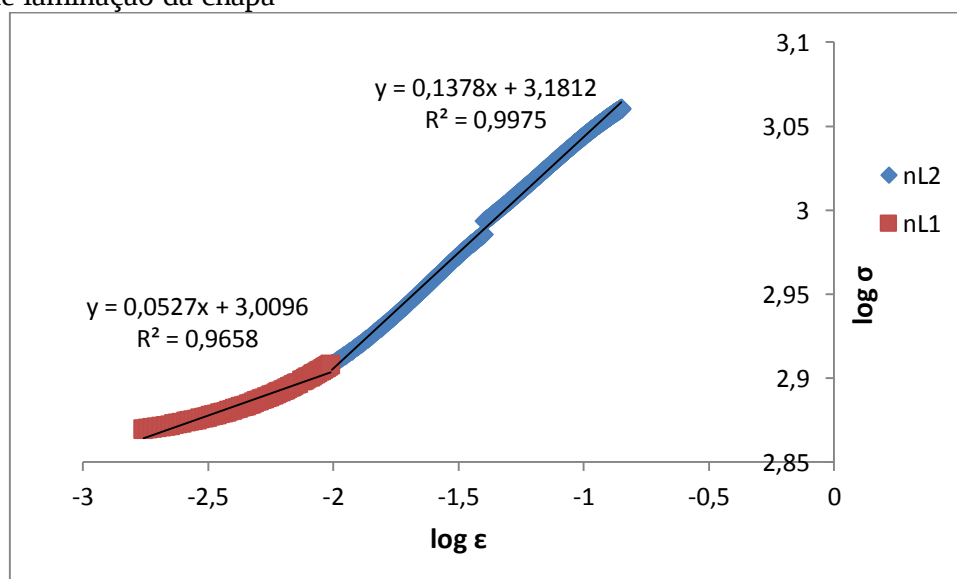
Em virtude de a anisotropia planar, durante os processos de estampagem, pode ocorrer um fenômeno denominado de orelhamento, que é a formação de picos e vales nas bordas de uma peça estampada pela operação de repuxo. A tendência, de a chapa exibir esse defeito, pode ser quantificada pelo parâmetro de anisotropia planar (ΔR), se esse valor for igual a zero, a tendência ao orelhamento será nula. De acordo com Hosford (2007), se ΔR for maior do que zero a formação das orelhas acontece nas direções 0° e 90° em relação ao sentido de laminação, por outro lado, se o valor de ΔR for negativo, a formação das orelhas ocorre na direção 45°. O valor calculado para ΔR foi de -0,06, que é considerado baixo e, somente, um pouco superior ao índice de 0,03 publicado por Sumikawa et al. (2016) e -0,02 obtido por Wu et al. (2012).

O parâmetro de expoente de encruamento também está associado às características de estampabilidade do aço. O expoente de encruamento está relacionado com a deformação homogênea da chapa durante a deformação, isto é, quanto maior o valor de n , maior a capacidade do material se deformar sem que ocorra deformação localizada. Durante as

operações de estiramento, o elevado expoente de encruamento permite que as deformações sejam distribuídas de maneira uniforme nas três direções, evitando que a deformação se concentre na redução da espessura, que acarretaria a ruptura da chapa.

Para a determinação do coeficiente de encruamento do aço DP980 na condição como recebido da Usiminas, foram aplicadas duas técnicas: 1) linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ em um estágio (n_L) e em dois estágios (n_{L1} e n_{L2}) e 2) formação da estricção (n_{FE}) (MAGALHÃES, 2015; SILVA, 2017). Na Figura 61, é apresentado o gráfico para a linearização da curva tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira para a determinação do expoente de encruamento em dois estágios para um corpo de prova do aço DP980 extraído na direção de 45° em relação ao sentido de laminação. Foi utilizado o programa Excel para calcular o coeficiente angular da reta por meio de regressão linear e o parâmetro de correlação (R^2). Observa-se que a curva $\log \sigma$ *versus* $\log \epsilon$ mostrada na Figura 61 exibe um comportamento com dois estágios de encruamento. Verifica-se que para pequenas deformações, correspondentes ao início da deformação plástica, somente a ferrita se deforma permanentemente, portanto, o expoente de encruamento é baixo ($n = 0,053$). Com a continuidade do ensaio, tem início a deformação simultânea da ferrita e martensita, que provoca o aumento significativo do expoente de encruamento ($n = 0,138$). Este comportamento está coerente ao observado por outros pesquisadores que comprovaram a presença de dois estágios de encruamento em aços dual-phase com fração volumétrica de martensita superior a 50% (MOVAHED et al. 2009 e MAZAHARI et al. 2014a).

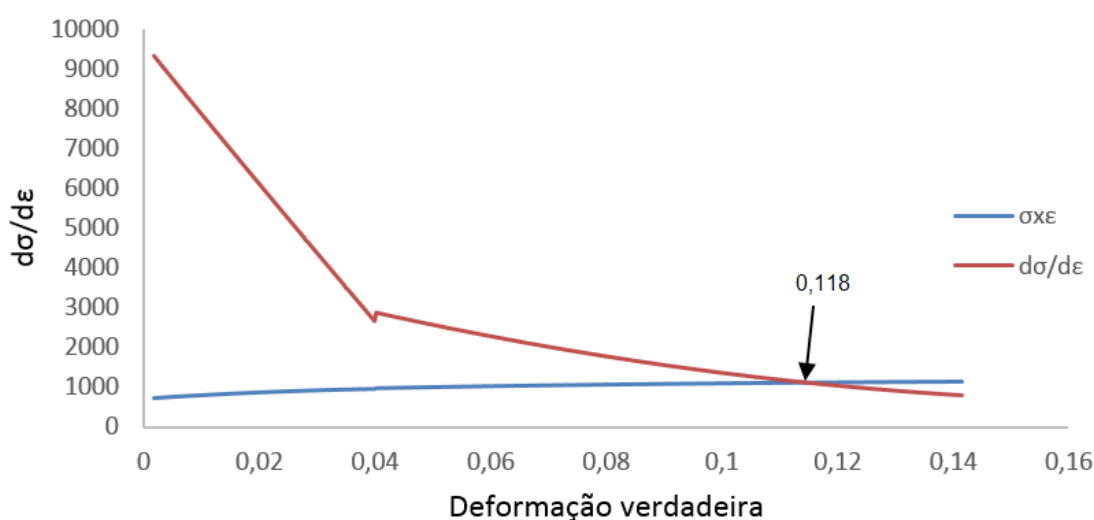
Figura 64: Determinação do coeficiente de encruamento pelo método da linearização da curva $\sigma \times \epsilon$ para um aço DP980, com corpo de prova confeccionado na direção 45° em relação ao sentido de laminação da chapa



Fonte: Produção do próprio autor

A segunda técnica de cálculo do expoente de encruamento, formação da estricção (n_{FE}), está representada na Figura 62 pelo gráfico taxa de encruamento *versus* deformação verdadeira. O ponto de intersecção entre as curvas: taxa de encruamento *versus* deformação verdadeira e tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira, foi calculado por meio da função INTERCEPÇÃO do *software* Excel e representa a deformação verdadeira uniforme que está associada ao expoente de encruamento (n) para o material.

Figura 65: Relação entre taxa de encruamento e tensão verdadeira no início da estricção para determinar o expoente de encruamento em um aço DP980, em corpo de prova extraído na direção diagonal em relação à direção de laminação



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 9, são apresentados os dados de expoente de encruamento calculados pelos dois métodos: 1) linearização da curva tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira, considerando um único estágio (n_L) e dois estágios (n_{L1} e n_{L2}); 2) formação da estricção (n_{FE}). Para cada método, foram utilizadas duas amostras de cada direção para a obtenção dos resultados. São exibidos também os resultados para cada corpo de prova e o valor médio do expoente de encruamento e o parâmetro de correlação (R^2) para cada direção. Para o segundo método, são apresentados os valores de n determinados para cada corpo de prova e os valores médios para cada direção.

Tabela 9: Determinação do expoente de encruamento para o aço DP980 nas direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação

		Linearização da curva $\sigma \times \epsilon$						Formação da Estricção
		um estágio		dois estágios				
direção	amostra	n_L	R^2	n_{L1}	R^2	n_{L2}	R^2	n_{FE}
0°	cp1	0,139	0,956	0,048	0,933	0,162	0,995	0,109
	cp2	0,116	0,941	0,034	0,908	0,144	0,997	0,114
	média	0,128		0,041		0,153		0,112
45°	cp1	0,116	0,971	0,053	0,966	0,138	0,998	0,118
	cp2	0,129	0,94	0,033	0,93	0,159	0,994	0,115
	média	0,123		0,043		0,149		0,117
90°	cp1	0,095	0,92	0,042	0,949	0,126	0,997	0,095
	cp2	0,089	0,906	0,045	0,942	0,123	0,997	0,092
	média	0,092		0,044		0,125		0,094

Fonte: Produção do próprio autor

Observa-se que para a técnica de linearização da curva tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira considerando dois estágios, o primeiro estágio que corresponde ao início da deformação plástica do material, somente a ferrita deforma-se permanentemente e, portanto, o expoente de encruamento (n_{L1}) apresenta valores baixos, em virtude desta fase ser menos resistente. O segundo estágio (n_{L2}) exibe valores bem mais elevados, uma vez que corresponde a maiores deformações e, conseqüentemente, abrange a deformação da martensita que tem elevada dureza. Quando se avalia o expoente de encruamento em um único estágio (n_L) percebe-se que os valores são intermediários entre os dois estágios por considerar simultaneamente a deformação das duas fases. O método da formação da estricção demonstrou uma boa proximidade com o método da linearização em um único estágio, principalmente para a direção de 90°. Sendo o expoente de encruamento um parâmetro para avaliar a conformabilidade do material, uma vez que está associado com a sua deformação uniforme, constata-se que para a direção de 90° o resultado está coerente com o observado nas curvas tensão de engenharia *versus* deformação de engenharia que apresentou menor alongamento nesta direção.

Na Tabela 10, são apresentados os resultados obtidos por outros autores nas obras citadas (LEVY et al., 2016; LIU et al., 2017; MAEDA et al., 2018; TENG et al., 2014; WU et al., 2014; YOON et al., 2016). Observa-se que o aço *dual-phase* produzido pela Usiminas apresenta maiores coeficientes de encruamento, isto indica que este material tem maior capacidade de sofrer conformação por estiramento. Materiais com maiores expoentes de encruamento podem sofrer maiores deformações plásticas antes do início da estricção da peça.

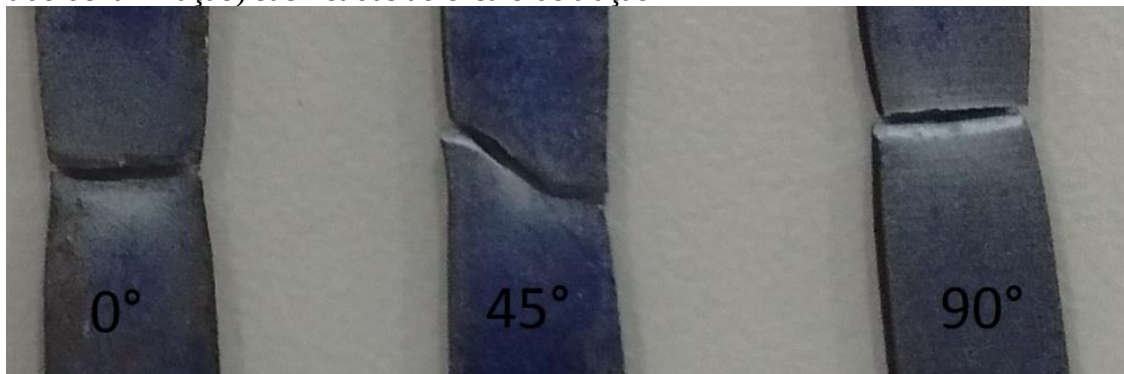
Tabela 10: Comparação com os resultados de expoente de encruamento obtidos por outros autores pelo método de linearização da curva σ versus ϵ em um único estágio

Parâmetros de coeficiente de encruamento do aço DP980				
Parâmetros	n_{0°	n_{45°	n_{90°	$n_{\text{médio}}$
Ensaio de Tração	0,128	0,123	0,092	0,117
DP980 Teng (2014)	0,106	---	---	---
DP980 Maeda (2018)	0,112	0,111	0,110	0,111
DP980 Liu (2017)	0,17	0,16	0,18	0,17
DP980 Wu (2014)	0,1	0,1	0,1	0,1
DP980 Levy (2016)	0,057	---	---	---
DP980 Yoon (2016)	---	---	---	0,09

Fonte: Próprio autor; Teng et al. (2014); Maeda et al. (2018); Liu et al. (2017); Wu et al. (2012); Levy et al. (2016); Yoon et al. (2016)

Na Figura 63, é mostrado o aspecto da fratura para as três direções de ensaio dos corpos de prova submetidos à tração: 0° ; 45° e 90° em relação à direção de laminação. Pode-se observar que, para as três direções, os corpos de prova apresentam estricção, que caracteriza o modo de fratura dúctil. Essa característica pode ser mais bem evidenciada na direção 45° , por sofrer maior alongamento até a ruptura, apresenta uma deformação localizada mais pronunciada. As curvas tensão de engenharia *versus* deformação de engenharia comprovam essa informação, pois indicam que para a direção 45° a amostra suportou uma deformação de 18,6%, enquanto que para as direções 0° e 90° a deformação foi de 16,6% e 15%, respectivamente. A partir da Figura 63, pode-se ainda constatar que para a direção de 45° a ruptura ocorre em ziguezague, com uma inclinação aproximada de 45° , que confirma a característica de fratura dúctil do material, devido à deformação se concentrar nos planos inclinados a 45° , que apresentam tensões máximas de cisalhamento.

Figura 66: Aspecto da fratura do aço DP980 para as três direções (0° , 45° e 90° em relação ao sentido de laminação) submetidas ao ensaio de tração



Fonte: Produção do próprio autor

4.3.1 Análise microscópica do mecanismo de fratura

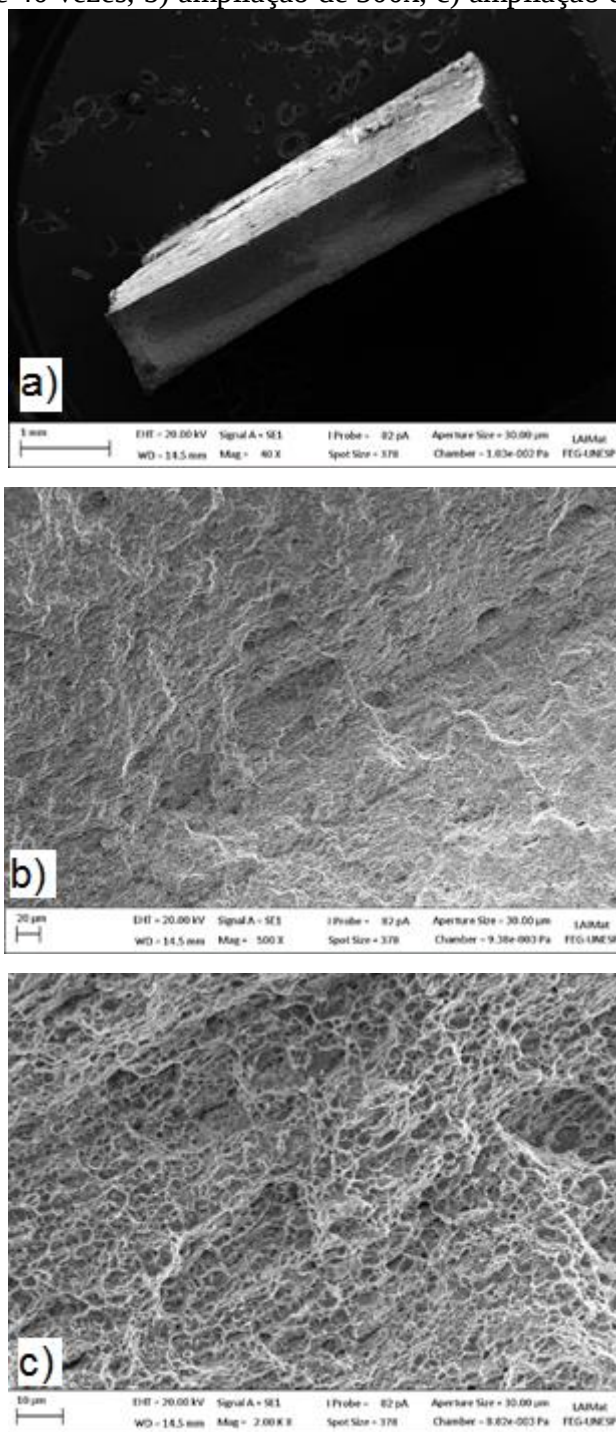
Apesar das fortes evidências do comportamento dúctil do aço, caracterizadas pelo aspecto da curva tensão *versus* deformação no ensaio de tração e pela análise macroscópica da fratura (Figura 63), somente uma avaliação microscópica da região fraturada permite uma afirmação conclusiva sobre o mecanismo de fratura do material. Com a finalidade de determinar se o comportamento do aço *dual-phase* é frágil, dúctil ou demonstra um comportamento intermediário entre frágil e dúctil, quando submetido a tensões uniaxiais, as superfícies de fratura foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram efetuadas análises para as direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação. As Figuras 64 a 66 mostram os aspectos da fratura para cada direção ensaiada sob tração, com ampliações de 40x, 500x e 2000x. A partir da observação das imagens, pode-se concluir que a orientação de fabricação do corpo de prova em relação à direção de laminação não afeta de forma efetiva o comportamento do aço DP980 à fratura, uma vez que para todas as direções pode-se observar o mesmo aspecto de fratura formado por uma morfologia alveolar (*dimples*) sem vestígios de clivagem. Este fato indica que a fratura ocorre por meio dos mecanismos de nucleação, crescimento e coalescimento, característicos da fratura dúctil (ANDERSON, 2005).

Na Figura 64, que corresponde à direção de laminação da chapa, podem ser observados predominantemente alvéolos equiaxiais. Nas Figuras 64b e 64c, pode-se observar a formação de vazios nucleados a partir da separação da interface ferrita / martensita ou da fratura da martensita. Geralmente o crescimento dos vazios se propaga na matriz ferrítica, o que caracteriza um padrão de fratura dúctil.

Na Figura 65c, que representa a orientação de 45° em relação ao sentido de laminação com uma ampliação de 2000 vezes, podem ser identificados alvéolos alongados a 45°, na direção na qual predominam os valores máximos da tensão de cisalhamento.

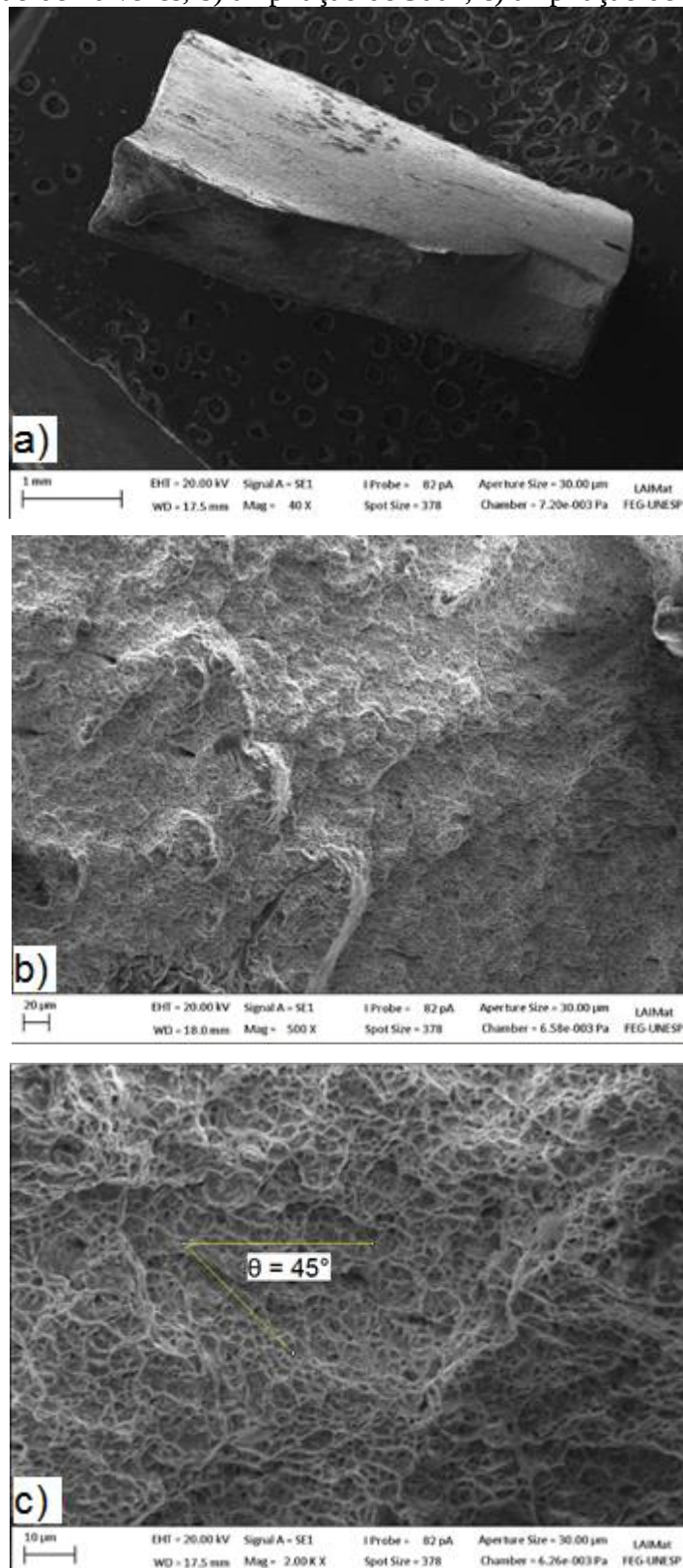
Na Figura 66, está representado o aspecto da fratura para o corpo de prova ensaiado a 90° em relação à direção de laminação. Constata-se o aparecimento de alvéolos alongados em meio aos alvéolos equiaxiais que predominam na morfologia. Em virtude da fratura acompanhar a direção de laminação para a orientação de 90°, a presença dos alvéolos alongados está associada com alinhamento preferencial dos grãos e outras heterogeneidades em relação à direção de laminação em virtude do processo de fabricação da chapa. Portanto, as trincas identificadas na Figura 66c estão relacionadas com a morfologia microestrutural específica para a direção de laminação em chapas. Esta análise está coerente com a desenvolvida por Tigrinho (2011), que analisou o comportamento do aço DP600 submetido a condição de tensão uniaxial.

Figura 67: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 0°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x



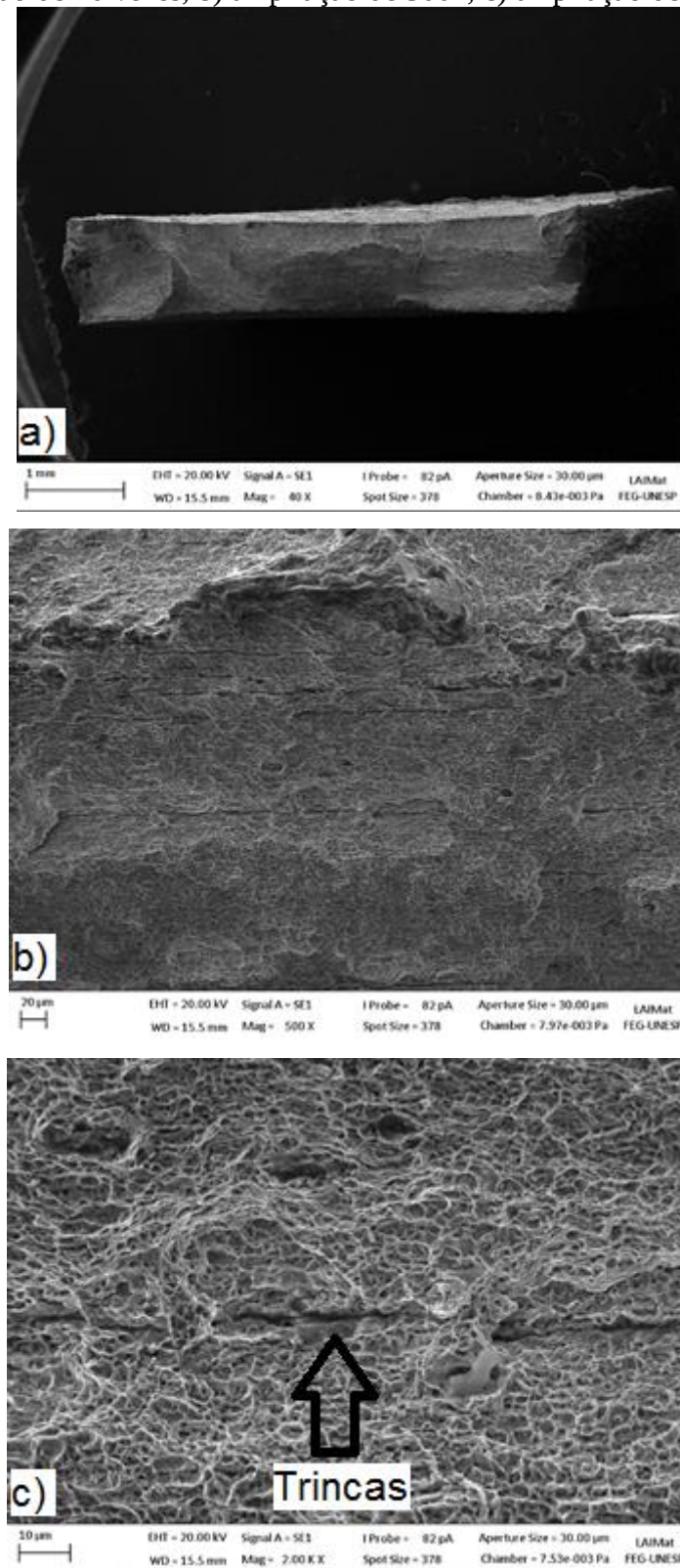
Fonte: Produção do próprio autor

Figura 68: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 45°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x



Fonte: Produção do próprio autor

Figura 69: Superfície de fratura do aço DP980 submetido ao estado uniaxial de tensão (direção 90°) em a) ampliação de 40 vezes, b) ampliação de 500x, c) ampliação de 2000x



Fonte: Produção do próprio autor

4.4 ENSAIO DE DOBRAMENTO

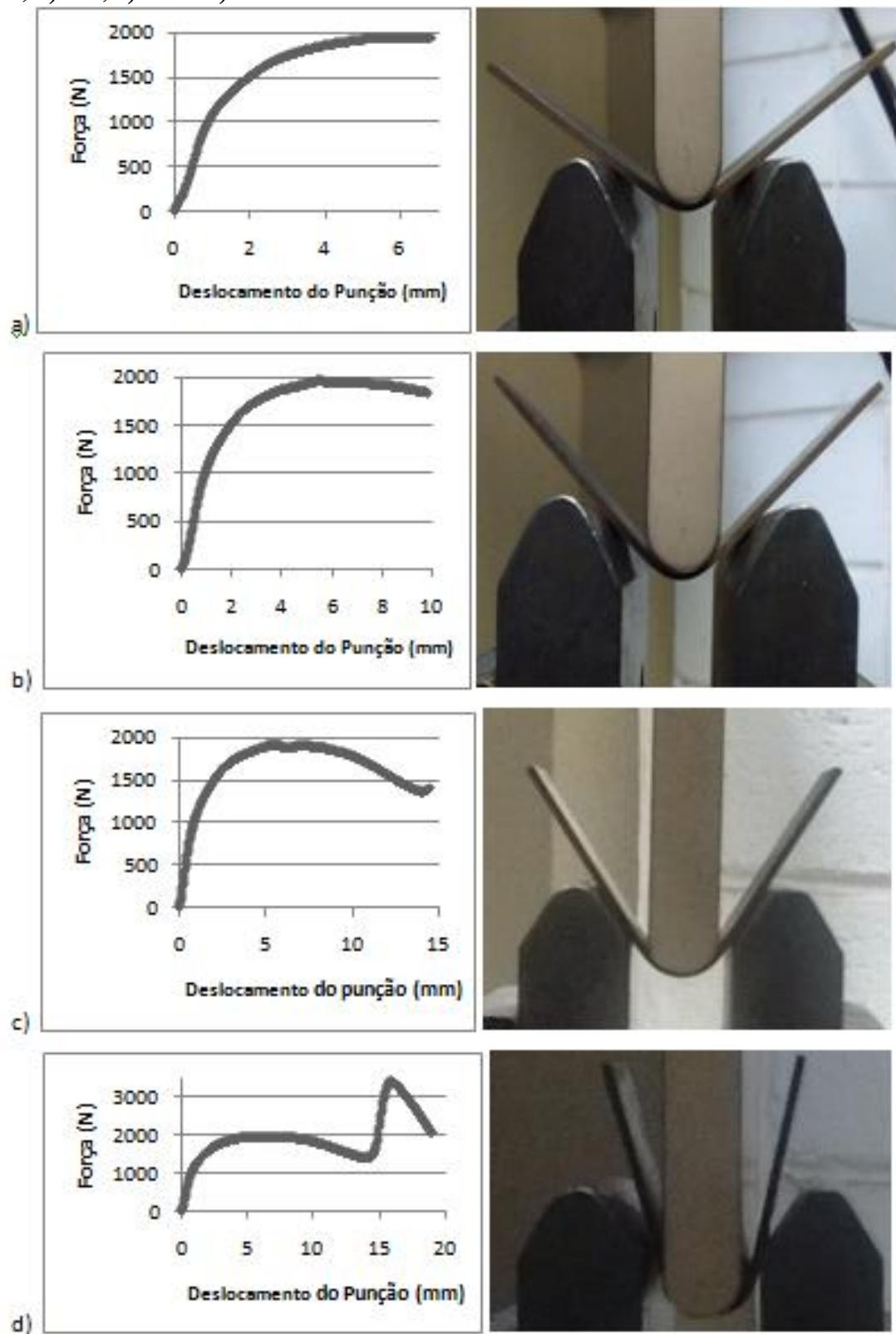
4.4.1 Ensaio com punção de 5 mm de raio

Os ensaios de dobramento com punção de 5 mm de raio foram efetuados em corpos de prova com as seguintes dimensões: 80 mm x 30 mm x 1,3 mm. A dimensão longitudinal do corpo de prova foi seccionada na direção de laminação da chapa. Para o estudo do efeito do retorno elástico (*springback*), os corpos de prova sofreram dobramento com ângulos internos de 120° (deslocamento do punção de 6,8 mm), 90° (9,7 mm), 60° (14,5 mm) e 30° (19 mm). O efeito do tempo no *springback* foi avaliado por meio da medida do ângulo interno após o período de 20 s, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h.

Na Figura 67, são mostradas as curvas de Força versus Deslocamento e as condições geométricas do ensaio para os dobramentos com ângulos internos de: 120° (Figura 67a), 90° (67b), 60° (67c) e 30° (67d). Verifica-se que a partir de um deslocamento do punção de 14 mm, a força imposta sobre o corpo de prova aumenta novamente, até o deslocamento de 16 mm para, a seguir, cair bruscamente.

Na Figura 67, também são mostradas as imagens dos corpos de prova submetidos à carga de flexão para a formação dos ângulos internos de: 120° (67a), 90° (67b), 60° (67c) e 30° (67d). É descrita a evolução do ângulo de dobramento interno de 120° (67a) a 30° (67d). Verifica-se que para produzir um ângulo interno de 60°, o deslocamento do punção de 14,5 mm é suficiente para que o raio do punção ultrapasse a altura do dispositivo de flexão (Figura 67c). Observa-se que, neste caso, a superfície do corpo de prova encosta nas paredes do dispositivo e, por consequência, há o início do aumento da força aplicada sobre a amostra em função do atrito entre a superfície da amostra com as paredes do dispositivo (Figura 67c). Para a obtenção de um ângulo interno de 30°, a profundidade de penetração do punção é de 19 mm. Constata-se que para este avanço do punção, a severidade do dobramento faz com que as extremidades do corpo de prova não fiquem mais em contato com o dispositivo (Figura 67d). A Figura 67d ilustra o comportamento da curva Força versus Deslocamento para a deformação de 60° até 30°, observa-se que para o deslocamento de 14 mm até 16 mm há um aumento acentuado na força em virtude do atrito entre a chapa e o dispositivo. Para avanços maiores, a severidade do ângulo interno de dobramento impõe a perda de contato entre a chapa e o dispositivo, implicando na diminuição da força necessária para prosseguir com o avanço do punção.

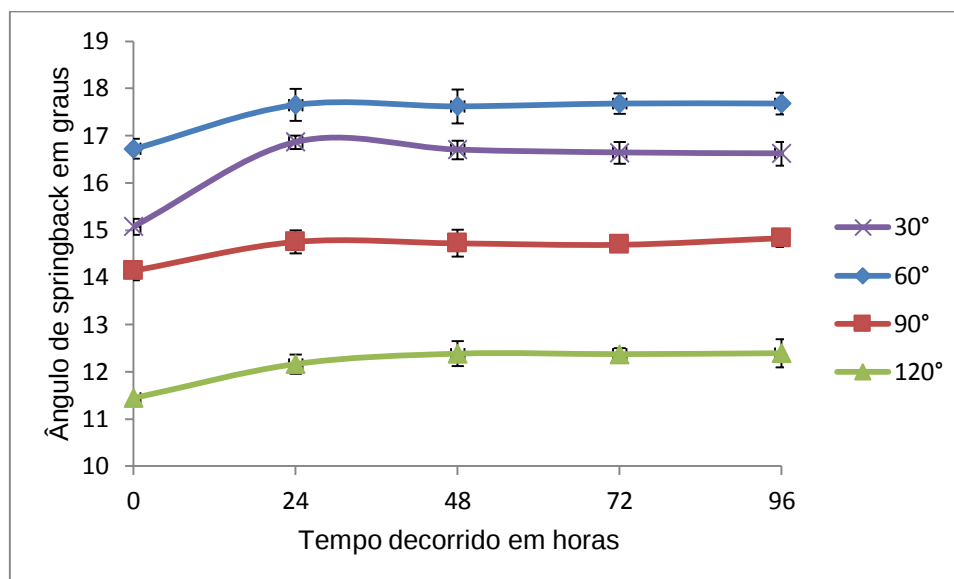
Figura 70: Curvas de Força versus Deslocamento e condições geométricas do ensaio de dobramento, com raio de 5 mm, do aço DP 980 para a formação dos seguintes ângulos internos: a) 120°; b) 90°; c) 60° e d) 30°



Fonte: Produção do próprio autor

O comportamento médio do *springback* com o decorrer do tempo para os quatro ângulos de dobramento adotados estão representados na Figura 68.

Figura 71: Valores médios do *springback* com o decorrer do tempo para cada ângulo de dobramento efetuado com o punção de 5 mm de raio



Fonte: Produção do próprio autor

Observa-se que a maior intensidade da recuperação elástica acontece logo após a retirada da carga axial do corpo de prova, tempo de 20 s. Em seguida, há um aumento até o tempo de 24 h, em seguida os valores ficam estáveis até o tempo de 96 h. A partir da análise da Figura 68, constata-se que o retorno elástico é mais severo para os ângulos de 30° e 60°. Esperava-se que o dobramento de 30° exibisse um ângulo de *springback* superior ao ângulo de 60°, mas as condições de carregamento e as condições geométricas (Figura 67) podem ajudar a explicar o menor ângulo de *springback* para o dobramento de 30° com a diminuição da carga de dobramento. Não foram identificados defeitos superficiais ou na microestrutura que pudessem confirmar a presença de trincas nas amostras.

Foi utilizada a ferramenta de análise de variância (ANOVA): fator duplo com repetição, do software Excel, para testar a igualdade das médias dos grupos analisados. A ferramenta ANOVA: fator duplo com repetição foi selecionada por causa do interesse em analisar simultaneamente o efeito do ângulo de dobramento (120°, 90°, 60° e 30°) e do tempo (0,05 h, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h) sobre o ângulo de retorno elástico nas amostras.

Na Tabela 11, são apresentados os resultados de análise de variância calculados pelo Excel para os fatores ângulo de dobramento e tempo para os dados experimentais de retorno

elástico obtidos para as amostras de aço DP980 ensaiadas por dobramento com o punção de 5 mm de raio. A partir da análise da Tabela 11, é possível concluir que os fatores ângulo de dobramento e tempo decorrido após o ensaio afetaram significativamente os ângulos de retorno elástico. Observa-se que para os dois fatores o valor de prova (valor- P) foi muito inferior ao erro de 5% considerado na análise. Para o ângulo de dobramento o valor- P foi de $7,27 \times 10^{-42}$ e para o tempo o valor-P foi de $5,62 \times 10^{-15}$. Portanto, pode-se recusar a hipótese nula (H_0) que considera a média das amostras são iguais e, assim, os fatores analisados não interferem nos resultados.

Tabela 11: Análise de variância do efeito de retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção com 5 mm de raio

ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Grau	243,0	3,0	81,0	1636,1	7,27E-42	2,8
Tempo	9,8	4,0	2,5	49,5	5,62E-15	2,6
Interações	1,6	12,0	0,1	2,7	0,009	2,0
Dentro	2,0	40,0	0,0			
Total	256,3	59				

Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 12: Análise Teste t para os ângulos de dobramento de 30° e 60° com punção de 5 mm

	60°	30°
Média	17,470	16,378
Variância	0,176	0,544
Observações	5,000	5,000
Variância agrupada	0,360	
Hipótese da diferença de média	0,000	
gl	8,000	
Stat t	2,878	
P(T<=t) uni-caudal	0,010	
t crítico uni-caudal	1,860	
P(T<=t) bicaudal	0,021	
t crítico bicaudal	2,306	

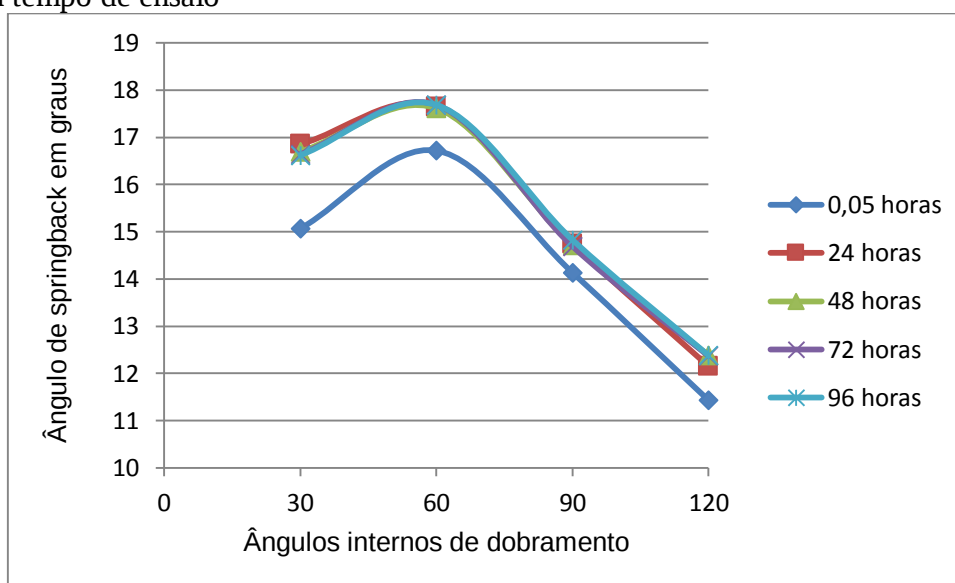
Fonte: Produção do próprio autor

Em virtude de o ângulo de retorno elástico ter sido maior para o ângulo de dobramento de 60° do que para o ângulo de 30°, quando o esperado seria o inverso, por causa da maior severidade de dobramento para o ângulo de 30°. Foi realizada uma análise estatística com a ferramenta teste t: duas amostras, presumindo variâncias equivalentes para definir se houve

uma diferença significativa entre o grupo com ângulo de 60° e o grupo com ângulo de 30°. Na Tabela 12, são apresentados os resultados do teste t calculados pelo *software* Excel. Pode-se concluir que o grau de dobramento de 60° e 30° afetaram de maneira efetiva os resultados do ângulo de retorno elástico porque o valor P bicaudal foi de 0,021, portanto, inferior a 0,05 que representa o erro da análise.

Na Figura 69, está representada a variação dos ângulos de *springback* em função do ângulo interno de dobramento para cada tempo decorrido do ensaio.

Figura 72: Média dos ângulos de *springback* em função dos ângulos internos de dobramento para cada tempo de ensaio



Fonte: Próprio autor (2017)

Observa-se para todos os tempos de ensaio um aumento do efeito de *springback*, do ângulo interno de dobramento de 30° para 60°, em seguida, os ângulos de *springback* decaem com o aumento do ângulo interno de dobramento de 60° até 120°. Para os tempos de 24 h a 96 h o comportamento do ângulo de *springback* é praticamente idêntico, com uma queda na taxa de *springback* de 4,23° para uma variação de ângulo interno de dobramento de 60° a 120°.

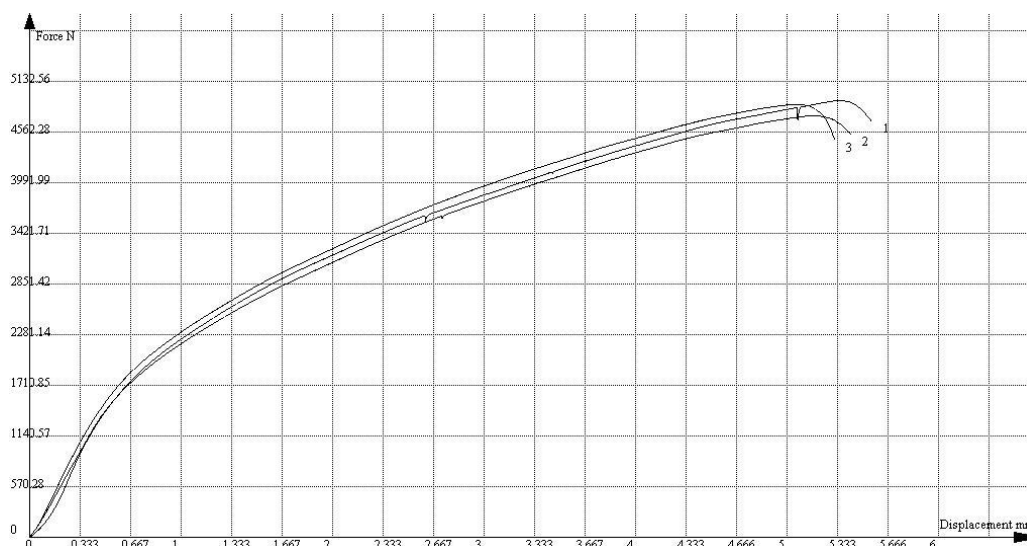
Conforme era esperado, para esta relação de R/t de 3,85, o aço DP980 exibiu forte retorno elástico, variando de 12,4° para o ângulo interno de 120° até 17,7° para um ângulo interno de 60°, considerando-se um tempo de 96 h. De acordo com Tamarelli (2011), os aços avançados de alta resistência (AHSS) apresentam maiores valores de retorno elástico quando comparado com os aços convencionais. Isso se deve a alta resistência mecânica desses aços, portanto, para um mesmo grau de deformação é necessária uma tensão muito maior nos AHSS do que nos

aços convencionais. Lim et al. (2012), trabalhando com aços bifásicos, concluíram que os aços DP 980 tem maior retorno elástico do que os aços DP600 e DP800.

4.4.2 Ensaio com punção de 0,3mm de raio

Uma condição mais severa de ensaio de dobramento, com uma relação de R/t de 0,23 foi imposta nos corpos de prova para avaliar o efeito no fenômeno de *springback* e acompanhar a evolução da microestrutura até a ruptura da chapa por cisalhamento. Os ensaios, para os três corpos de prova, foram conduzidos até o surgimento de trincas, na superfície convexa do corpo de prova, que foram identificadas pela queda abrupta na curva força *versus* deslocamento (Figura 70).

Figura 73: Curva Força *versus* Deslocamento para os ensaios de dobramento com 0,3mm de raio



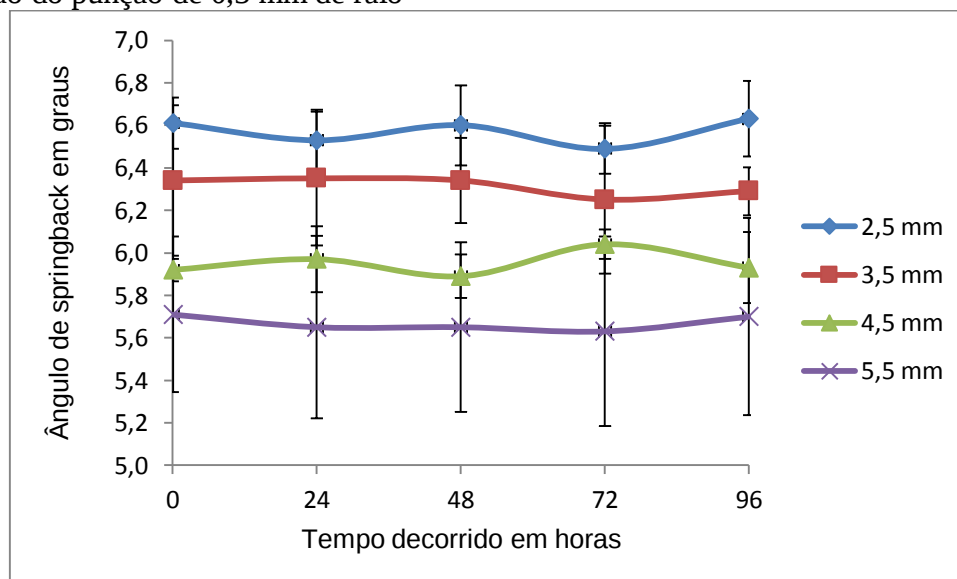
Fonte: Produção do próprio autor

Observa-se, na Figura 70, um comportamento similar para as três amostras que são submetidas a esforços de flexão crescentes até o aparecimento de trincas a uma força de aproximadamente 4850 N e um deslocamento do punção da ordem de 5,3 mm (102° de dobramento interno e 107,7° após o efeito do retorno elástico). Foram feitos ensaios com deslocamento do punção de 2,5 mm (149°), 3,5 mm (132°) e 4,5 mm (117°) para o acompanhamento da evolução da microestrutura, encruamento e *springback*. As curvas apresentam um ponto de transição quando a força atinge uma magnitude de aproximadamente 1710 N, que representa a transição do comportamento elástico para o comportamento plástico do material.

Os resultados obtidos neste trabalho apresentam uma boa aproximação com os publicados por Mishra et al. (2014). Estes autores, trabalhando com dobramento em aço DP 980 para uma condição de ensaio semelhante ($R/t=0,22$), mas em um modelo distinto de dispositivo, obtiveram um ângulo interno de dobramento de 110° para um deslocamento de punção de 7,79 mm, no início da formação das trincas.

Na Figura 71, está representado o comportamento do efeito do retorno elástico para os corpos de prova ensaiados com o punção de 0,3 mm de raio. Os tempos avaliados foram os mesmos que os das amostras ensaiadas com o punção de 5 mm de raio: 0,05 h, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h.

Figura 74: Valores médios do springback com o decorrer do tempo para cada profundidade de penetração do punção de 0,3 mm de raio



Fonte: Produção do próprio autor

Constata-se que os ângulos de springback foram consideravelmente menores do que os atingidos com o punção de 5 mm (Figura 68), uma vez que ficaram na faixa de $5,7^\circ$ a $6,6^\circ$ para os casos estudados. Nota-se uma inversão do comportamento exibido na Figura 71, com o punção de 0,3 mm de raio, à medida que o ângulo de dobramento interno fica mais severo, isto é, deslocamento do punção aumenta de 2,5 mm para 5,5 mm, diminui o ângulo de *springback*. Além disso, verifica-se que o ângulo se mantém constante ao longo do tempo decorrido do ensaio, portanto, após a retirada da carga no corpo de prova, a recuperação elástica percebida no instante posterior ao ensaio, permanece constante ao longo das 96 h. Lembrando de que para os ensaios efetuados com o punção de 5 mm de raio houve um aumento da recuperação nas

primeiras 24 h da realização do ensaio. A variação de $0,1^\circ$ nos valores médios dos ângulos de *springback* é uma oscilação estatística nas medições.

Para uma comprovação matemática das impressões percebidas a partir da análise do gráfico da Figura 71, foi aplicada a ferramenta de análise de variância (ANOVA) semelhante ao efetuado para os dados obtidos com o punção de 5 mm de raio. Os fatores avaliados foram o deslocamento do punção (2,5 mm, 3,5 mm, 4,5 mm e 5,5 mm) e do tempo (0,05 h, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h) sobre o ângulo de retorno elástico nas amostras.

Na Tabela 13, são apresentados os resultados de análise de variância calculados pelo Excel para os fatores profundidade de penetração do punção e tempo decorrido após o ensaio para os dados experimentais de retorno elástico obtidos para as amostras de aço DP980 ensaiadas por dobramento com o punção de 0,3 mm de raio. A partir da análise da Tabela 13, é possível concluir que o fator profundidade de penetração do punção afeta significativamente os resultados de ângulo de retorno elástico, uma vez que o valor- P foi de $9,27 \times 10^{-11}$. Por outro lado, o valor-P calculado para o fator tempo decorrido foi de 0,99, portanto, acima do erro de 0,05 estabelecido para a análise. Assim, o tempo não interfere significativamente quando as amostras do aço DP980 foram ensaiadas com o punção de 0,3 mm de raio, ao contrário do que acontece para os ensaios efetuados com o punção de 5 mm de raio, nos quais o tempo decorrido após o ensaio afeta significativamente os resultados dos ângulos de retorno elástico.

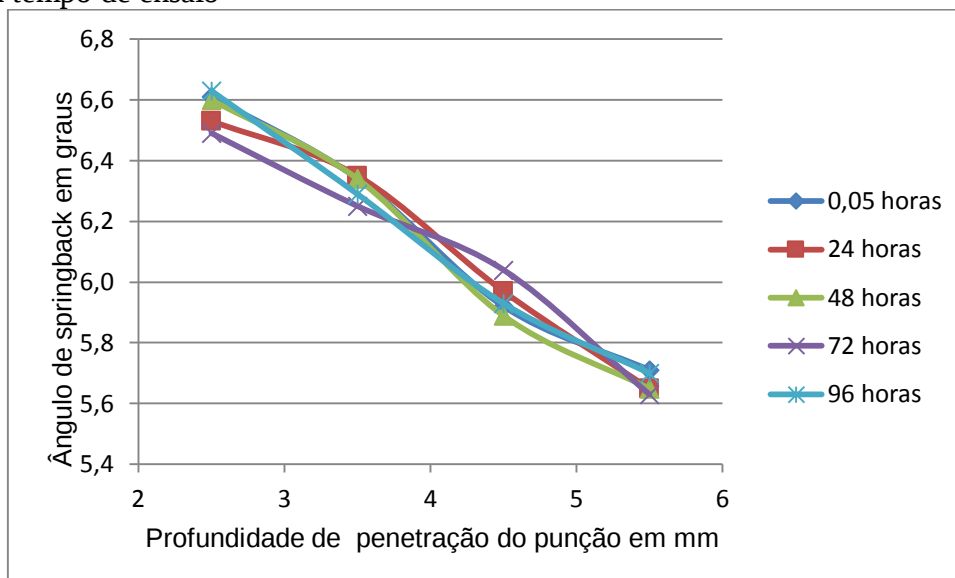
Tabela 13: Análise de variância do efeito de retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção com 0,3 mm de raio

ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Grau	7,22	3,00	2,41	32,23	9,27E-11	2,84
Tempo	0,02	4,00	0,00	0,05	0,99	2,61
Interações	0,10	12,00	0,01	0,11	1,00	2,00
Dentro	2,99	40,00	0,07			
Total	10,32	59,00				

Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 72, está representada a variação dos ângulos de *springback* em função do deslocamento do punção de 0,3 mm de raio para cada tempo decorrido do ensaio.

Figura 75: Média dos ângulos de springback em função dos ângulos internos de dobramento para cada tempo de ensaio

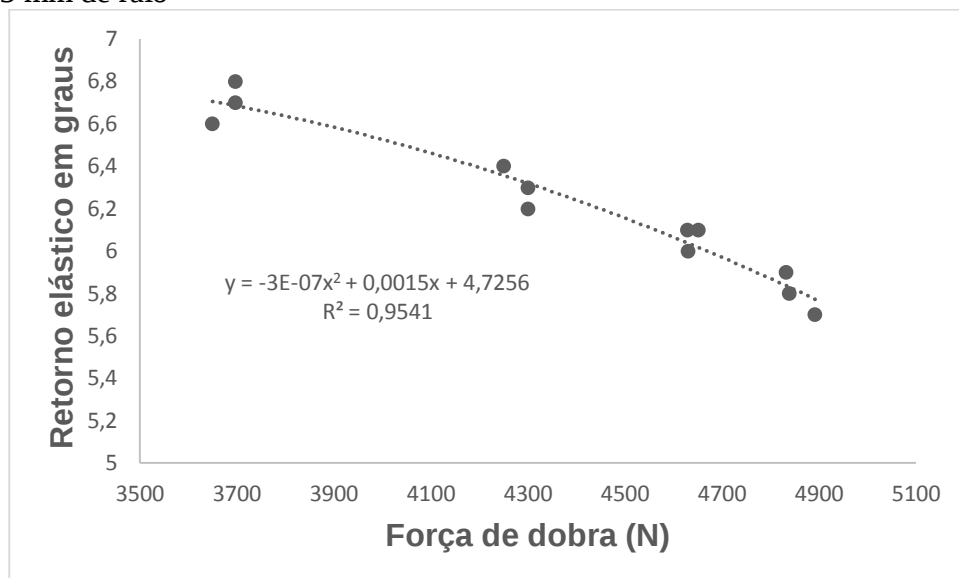


Fonte: Produção do próprio autor

Observam-se para todos os tempos de ensaio, que os ângulos de *springback* decaem com o aumento deslocamento do punção de 2,5 mm até 5,5 mm. Para a faixa de tempo decorrido de 24 h até 96 h, o comportamento do ângulo de *springback* é praticamente idêntico, com uma queda na taxa de *springback* de aproximadamente 1° para uma variação de para a variação de profundidade do punção até a formação de trincas no corpo de prova para um deslocamento de 5,5 mm.

A Figura 73, exibe a curva força de dobra (N) versus ângulo de retorno elástico em graus para as amostras de aço DP980 ensaiadas por dobramento com o punção de 0,3 mm de raio. Foram registrados os valores da força de dobramento durante o ensaio para as condições de penetração do punção com deslocamentos de 2,5 mm, 3,5 mm, 4,5 mm e 5,5 mm e o respectivo retorno elástico medido para cada condição de ensaio. Foi constatado que um aumento da força de dobra implica na diminuição do ângulo de retorno elástico, variando de $6,7^\circ$ para um esforço de 3700 N a $5,8^\circ$ para uma força de 4836 N. É mostrada a linha de tendência com uma função polinomial de segundo grau que relaciona a força de dobra com o ângulo de retorno elástico e o parâmetro de correlação (R^2) que mostra o ajuste dos dados experimentais com a linha de tendência.

Figura 76: Curva Força de dobra *versus* retorno elástico para o aço DP980 ensaiado com o punção de 0,3 mm de raio



Fonte: Produção do próprio autor

4.4.3 Comparação dos resultados de dobramento para os dois punções utilizados.

Na Tabela 14, são mostrados os resultados de força máxima, relação entre raio do punção e espessura da chapa (R/t), ângulo de dobramento, ângulo de retorno elástico e fator de retorno elástico (K_s) obtidos para as condições de dobramento impostas ao aço DP980. Observa-se que os valores de força para produzir os ângulos de 120°, 90°, 60° com o punção de 5 mm de raio foram aproximadamente equivalentes, variando entre os valores de 1913 N a 1969 N para conformar a chapa de 1,3 mm de espessura. Para o dobramento com ângulo interno de 30°, foi verificado um aumento expressivo na força (3420 N) em virtude da necessidade do grande deslocamento do punção, 19 mm, para a conformação deste ângulo. O grande deslocamento do punção altera as condições geométricas do ensaio, uma vez que há o contato entre a chapa e o dispositivo aumentando a força de atrito, como visto na Figura 67.

Foi verificado que o raio de 5 mm induz a maiores ângulos de retorno elástico, variando de 12,4° até 17,7°, enquanto que para o punção com 0,3 mm de raio são observados valores de retorno elástico significativamente menores, de 6,5° a 5,7° e as forças de dobra aumentam com a severidade do dobramento de 3697 N a 4836 N. Os valores do fator de retorno elástico (K_s) foram determinados pela relação entre o ângulo final de dobramento e o ângulo inicial. A condição ideal seria um fator de retorno elástico igual a 1, desta forma não haveria retorno elástico nas peças. A melhor condição alcançada no presente trabalho foi de K_s igual a 0,91,

uma vez que para a condição de K_s igual a 0,93 foi atingida a condição limite de conformação e a peça apresentou trincas.

Tabela 14: Comparativo de resultados para as condições de dobramento do aço DP980 com os punções com raios de 5 mm e 0,3 mm

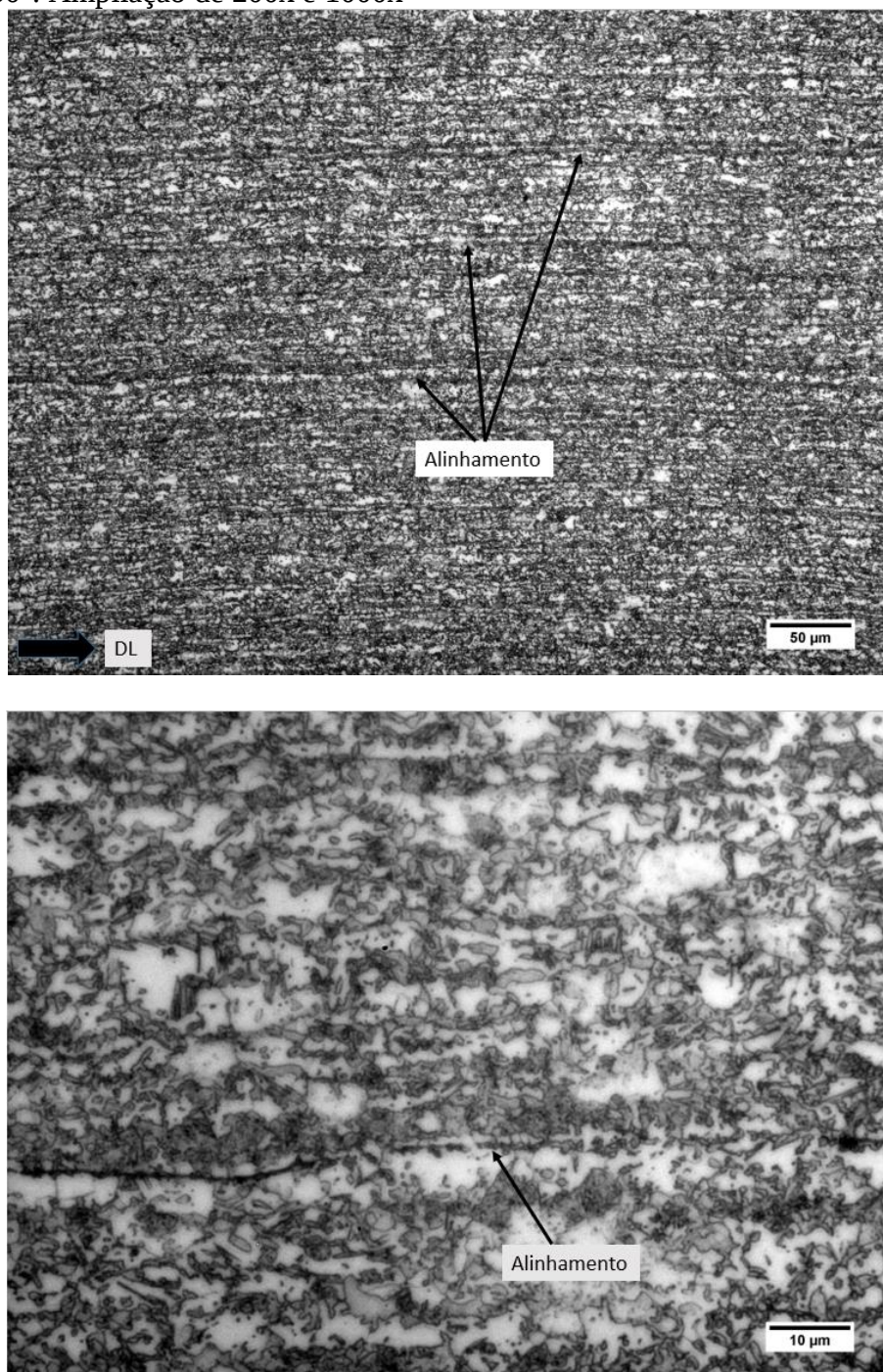
Força max. (N)	R/T	Ângulo (°)	Retorno (°)	K_s
1952	3,85	120	12,4	0,79
1969	3,85	90	14,8	0,83
1913	3,85	60	17,7	0,85
3420	3,85	30	16,7	0,89
3697	0,23	150	6,5	0,79
4244	0,23	133	6,3	0,87
4630	0,23	117	5,9	0,91
4836	0,23	102	5,7	0,93

Fonte: Produção do próprio autor

4.5 METALOGRAFIA DAS AMOSTRAS ENSAIADAS COM DOBRAMENTO COM PUNÇÃO DE 5 MM DE RAIO.

A Figura 74 apresenta as fotomicrografias das amostras ensaiadas por dobramento com punção com raio de 5 mm. Foi selecionada a condição de 30° de dobramento, que representa a maior severidade de conformação, sendo que as ampliações de 200 e 1000 vezes são exibidas, respectivamente, nas Figuras 74a e 74b. As imagens foram capturadas nas superfícies externas do dobramento, isto é, nas regiões submetidas aos maiores esforços de tração. Observa-se que, em comparação com o material assim como recebido, para uma condição de alta severidade de dobramento, a ferrita deformada exibe uma morfologia mais alongada, preferencialmente, acompanhando o sentido de laminação da chapa, uma vez que os corpos de prova foram dobrados nesta direção.

Figura 77: Microestrutura do aço DP 980 submetido a dobramento com o punção de 5 mm e ângulo de 30°. Ampliação de 200x e 1000x

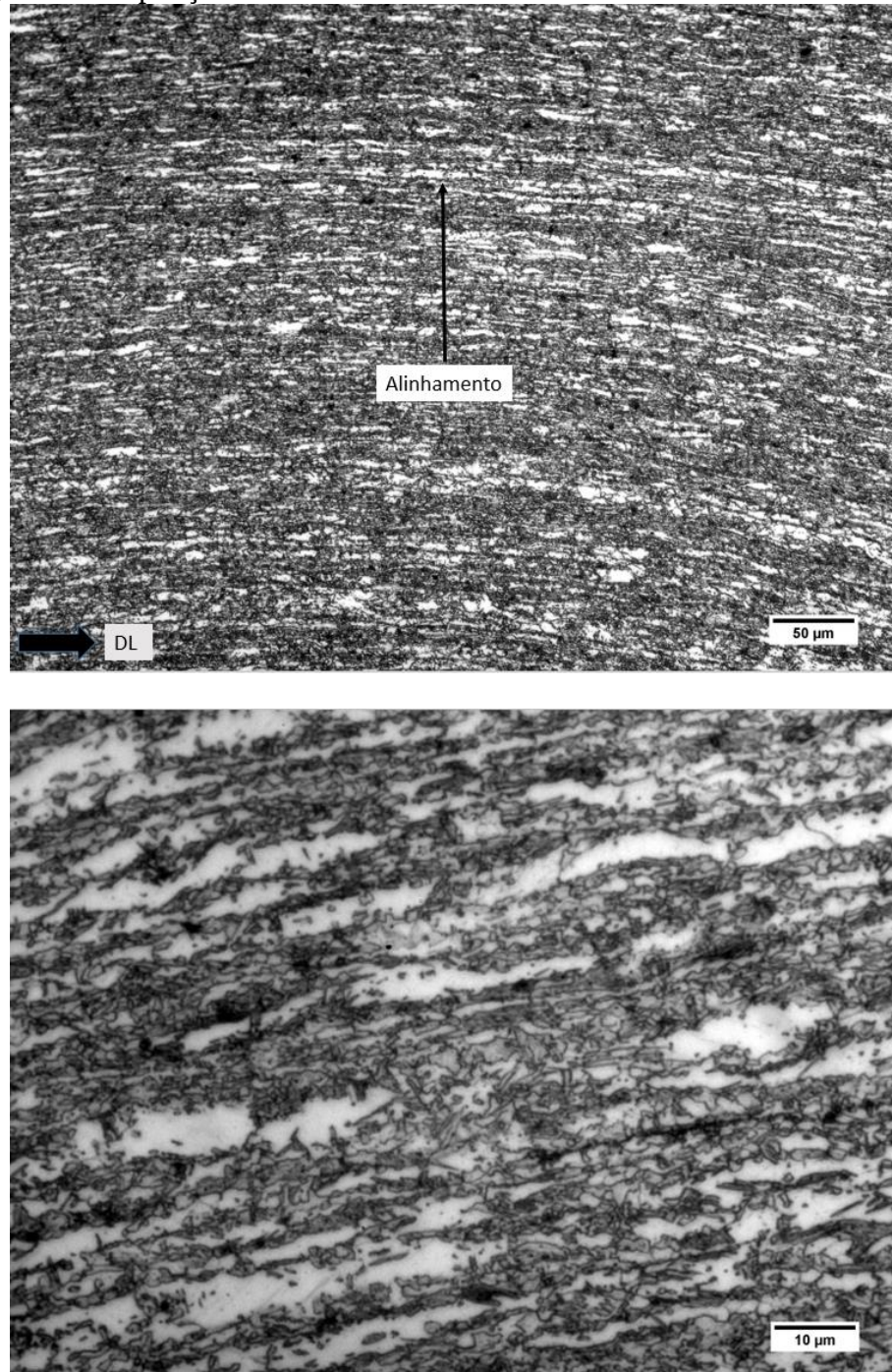


Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 75, são apresentadas as fotomicrografias das amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm de raio. As imagens foram capturadas na superfície mais externa do corpo de prova, região na qual se concentram as maiores tensões de tração. As ampliações de 200 e 1000 vezes estão representadas, respectivamente, nas imagens 66a e 66b. É possível constatar que o punção com 0,3 mm de raio impõe uma deformação mais intensa na microestrutura. Em comparação

com o dobramento com punção de 5 mm de raio, verifica-se uma morfologia mais alongada da ferrita acompanhando a direção de laminação da chapa. O alinhamento da microestrutura é mais pronunciado e verifica-se que a ferrita alongada acompanha o raio de dobra mais acentuado.

Figura 78: Análise metalográfica da amostra ensaiada com uma profundidade de penetração do pistão de 5,5 mm. Ampliação de 200x e 1000x

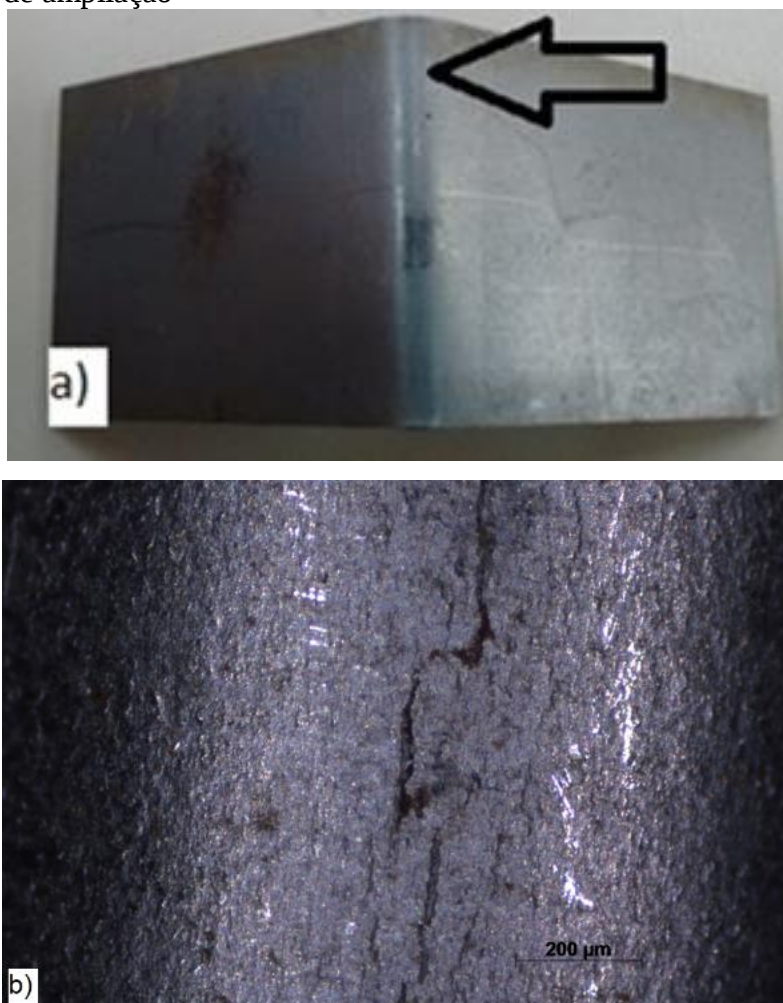


Fonte: Produção do próprio autor

4.5.1 Análise da trinca superficial nas amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm

O aspecto superficial do corpo de prova ensaiado com o deslocamento do punção de 5,5 mm até a formação das trincas está representado na Figura 76a. Na Figura 76b, são mostradas as imagens ampliadas das trincas. Verifica-se o aumento da rugosidade superficial ao longo da linha central de flexão da amostra, que está relacionada com a concentração heterogênea da deformação na escala microscópica que induz a nucleação de trincas. Observa-se que a trinca se propaga em ziguezague, que é característica do modo de fratura por cisalhamento. A morfologia de propagação da trinca neste tipo de fratura está associada com heterogeneidades locais do material. As trincas tendem a alternar de uma banda de propagação a outra em virtude do tamanho, tipo, forma e distribuição das inclusões.

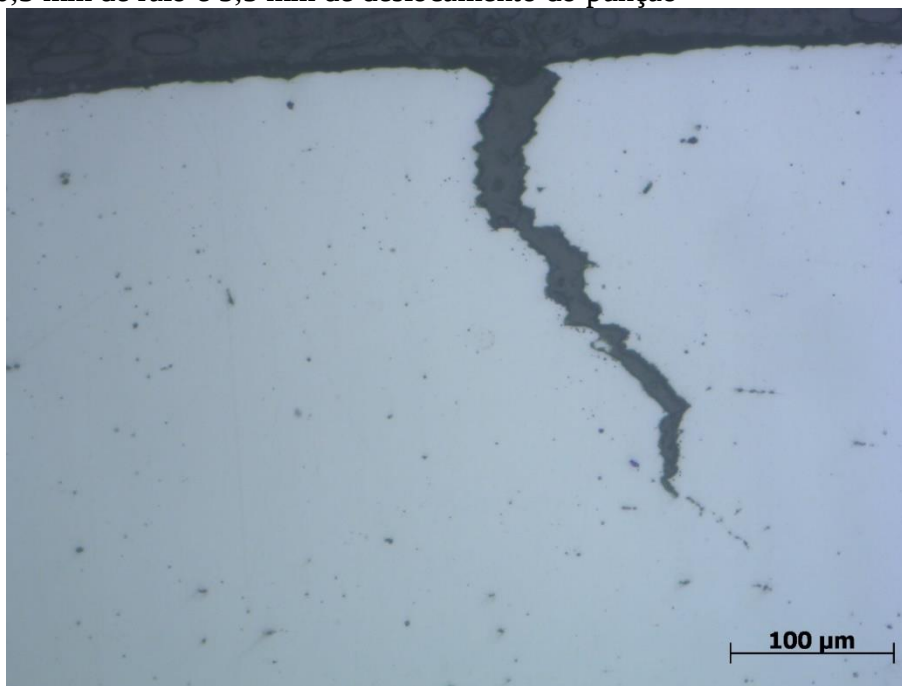
Figura 79: Trincas por cisalhamento: a) corpo de prova após 5,5 mm de profundidade do punção; b) 50 x de ampliação



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 77, é apresentado o aspecto da trinca obtida em um corpo de prova ensaiado com o punção de 0,3 mm de raio e um deslocamento do punção de 5,5 mm. A carga axial de dobramento foi aplicada no sentido perpendicular ao alinhamento microestrutural do corpo de prova confeccionado paralelamente ao sentido de laminação da chapa. Conforme o esperado, a trinca tem início na superfície convexa da amostra, isto é, na região submetida aos maiores esforços de tração. Por meio do programa ImageJ, foi definido que a trinca exibe uma abertura de 46 μm na superfície e uma profundidade de 271 μm . Observa-se que, após um certo comprimento, a propagação da trinca muda de direção formando um padrão zigzague, com uma inclinação de aproximadamente 45° em relação à superfície.

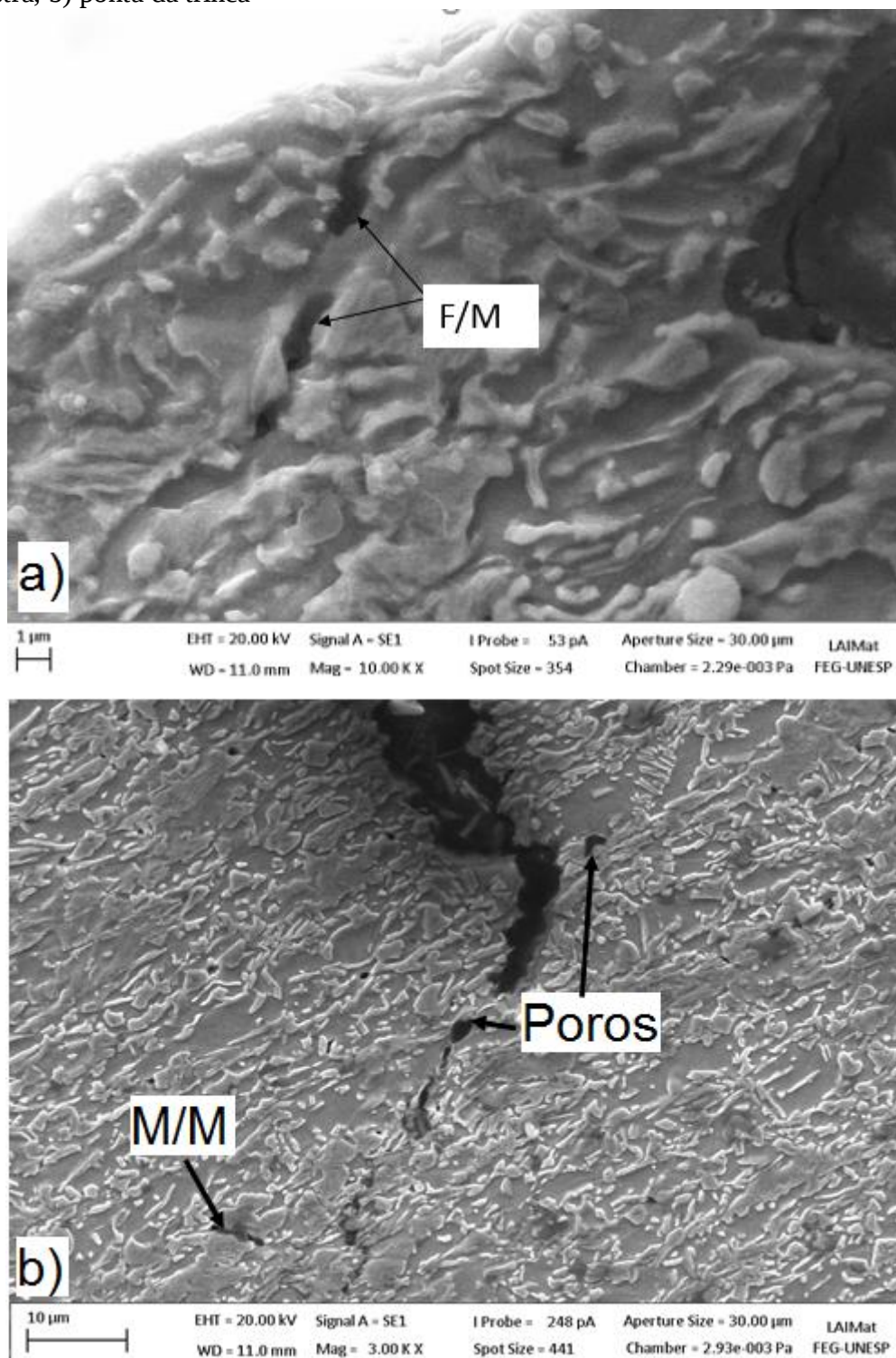
Figura 80: Aspecto da trinca obtido por microscopia óptica no corpo de prova ensaiado com o punção de 0,3 mm de raio e 5,5 mm de deslocamento do punção



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 78, é apresentada a trinca obtida por meio de microscopia eletrônica de varredura para a amostra ensaiada por dobramento com o punção de 0,3 mm de raio e um deslocamento do punção de 5,5 mm. A Figura 78a exibe a imagem da superfície mais externa da região de dobramento, na qual se concentram as maiores tensões de tração. Observa-se a nucleação de vazios na interface entre as fases ferrita e martensita. A Figura 78b apresenta a região da ponta da trinca, em que se observam a formação de poros, principalmente, na fase ferrítica, próxima à interface ferrita / martensita. Verifica-se também a ruptura por clivagem do grão martensítico.

Figura 81: Imagem da trinca obtida por microscopia eletrônica de varredura na amostra ensaiada com o punção de 0,3 mm de raio e deslocamento do punção de 5,5 mm a) superfície da amostra, b) ponta da trinca

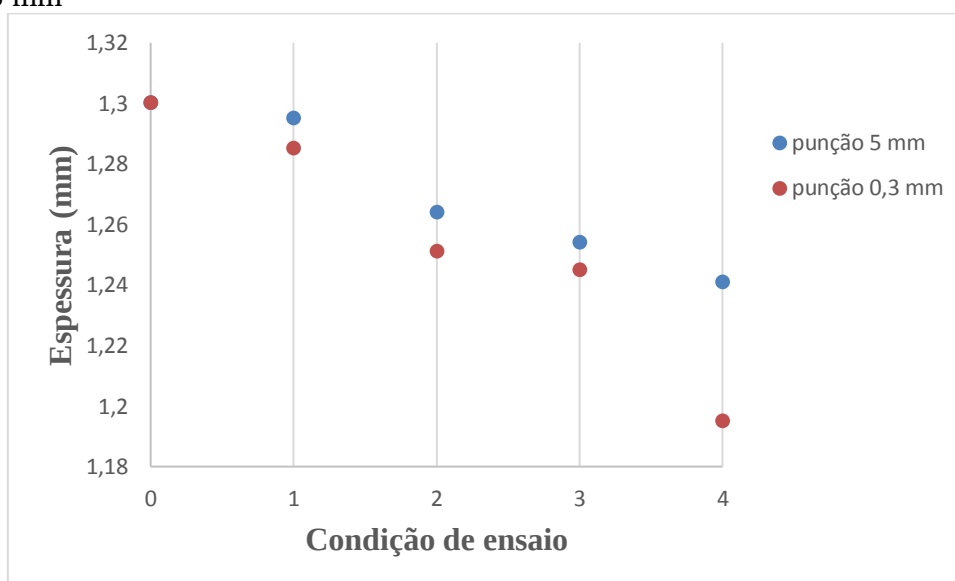


Fonte: Produção do próprio autor

4.5.2 Análise da espessura na região de dobramento

No gráfico da Figura 79, é mostrada a variação de espessura na região de dobramento para as amostras ensaiadas com os punções de raios 0,3 mm e 5 mm. Foram analisadas as quatro condições de ensaio para os dois punções. A condição zero representa a espessura inicial da chapa de 1,3 mm. As quatro condições de ensaio para o punção de 5 mm foram: 120°, 90°, 60° e 30°. Para o punção de 0,3 mm de raio, as condições de ensaio foram: deslocamento do punção de 2,5 mm, 3,5 mm, 4,5 mm e 5,5 mm. Observa-se que o aumento da severidade do ensaio provoca a diminuição da espessura no corpo de prova. A variação na espessura é mais relevante para o punção com 0,3 mm de raio, para a quarta condição que representa o deslocamento de 5,5 mm e produz o aparecimento de defeitos na amostra, a espessura variou de 1,3 mm para 1,195 mm.

Figura 82: Espessura na região de dobramento do aço DP980 ensaiado com os punções de raios 0,3 mm 5 mm

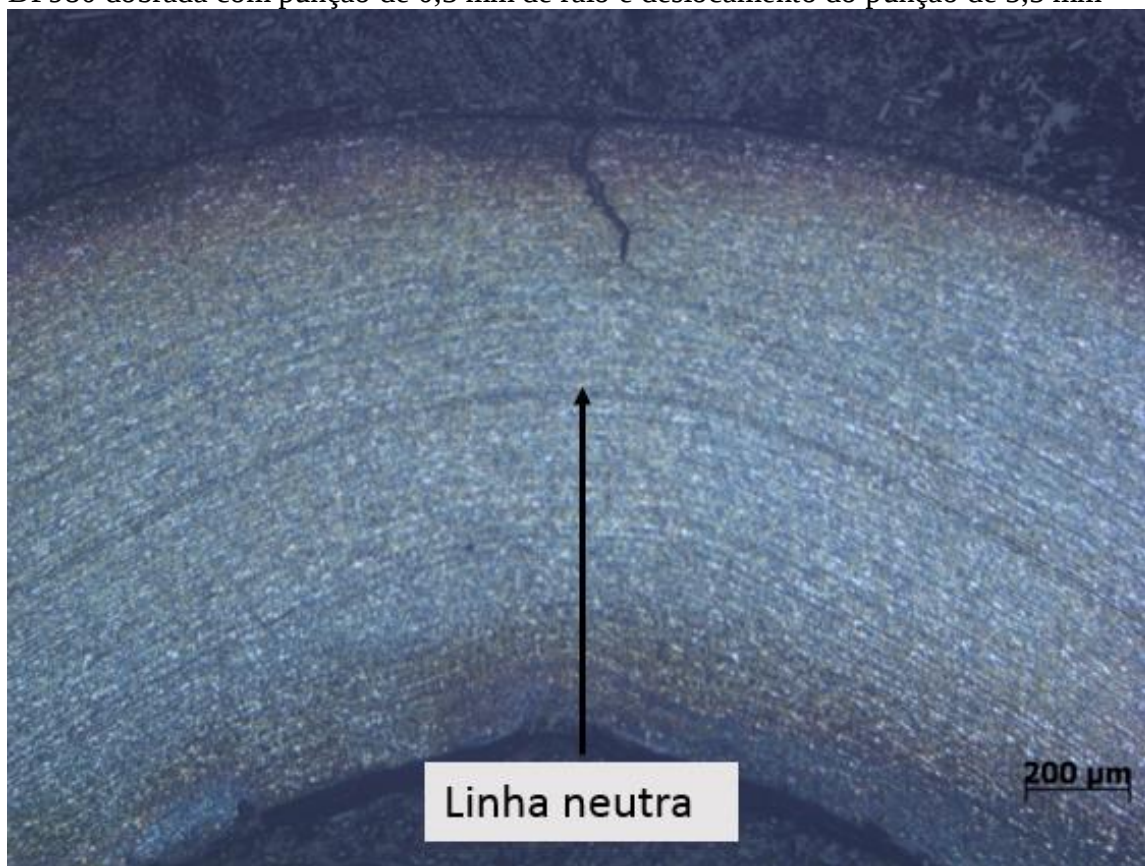


Fonte: Produção do próprio autor

4.5.3 Medição da Linha Neutra

A partir das fotomicrografias das amostras dobradas e atacadas com Nital 2%, foi possível identificar a localização da linha neutra, principalmente, para os corpos de prova submetidos a dobramentos mais severos (Figura 80). A linha neutra foi medida indiretamente com o auxílio do AutoCad e das medições dos raios interno e externo das amostras dobradas por meio do uso do projetor de perfil.

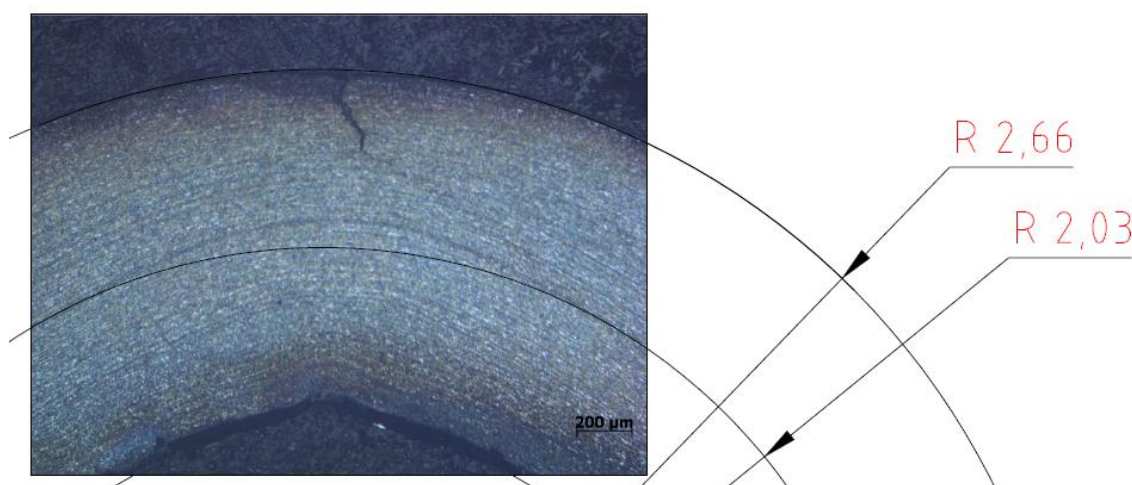
Figura 83: Linha neutra revelada por meio de ataque com Nital 2% em uma amostra de aço DP980 dobrada com punção de 0,3 mm de raio e deslocamento do punção de 5,5 mm



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 81, é mostrado um exemplo da utilização do AutoCad como uma ferramenta para medir indiretamente a linha neutra para a amostra de aço DP980 ensaiada com o punção de 0,3 mm de raio e um deslocamento de 5,5 mm de profundidade. Observa-se que, para esta amostra, a deformação em um raio pequeno de dobramento foi tão intensa que provocou a perda da circularidade da linha neutra, isto é, o círculo de raio 2,03 mm não coincide com a linha neutra na região próxima ao punção, sujeita ao maior esforço de dobramento.

Figura 84: Medição indireta da linha neutra para uma amostra submetida ao dobramento com o punção de 0,3 mm de raio e um deslocamento do punção de 5,5 mm



Fonte: Produção do próprio autor

Na Tabela 15, são apresentados os valores medidos e calculados para a linha neutra nas amostras de aço DP980 ensaiadas com os punções de 0,3 mm e 5 mm de raio. Os valores teóricos foram calculados a partir da equação (2.3). O raio interno (R_i) e externo (R_o) foram medidos com o projetor de perfil para cada amostra ensaiada nas diversas condições. Os valores medidos indiretamente foram obtidos com o auxílio do AutoCad.

Tabela 15: Comparativo entre os valores medidos e calculados teoricamente para a posição da linha neutra em amostras ensaiadas por dobramento com os punções de 0,3 mm e 5 mm de raio

Raio do Punção (mm)	Ângulo (%)	Teórico (mm)	Medido (mm)
0,3	150	0,66	0,62
0,3	133	0,67	0,59
0,3	117	0,69	0,63
0,3	102	0,69	0,63
5	120	0,67	-----
5	90	0,66	0,65
5	60	0,66	0,65
5	30	0,64	0,63

Fonte: Produção do próprio autor

Observa-se que houve uma boa aproximação entre os valores medidos e calculados para o punção de 5 mm de raio. Para a amostra dobrada com ângulo de 120°, não foi possível medir indiretamente a posição da linha neutra, uma vez que a pequena deformação imposta ao corpo de prova não permitiu revelar a linha neutra por meio de um ataque químico com Nital 2%.

Para o punção com 0,3 mm de raio, houve diferença significativa entre os valores medidos e os valores calculados para os dobramentos, principalmente, para o deslocamento de 3,5 mm.

4.6 MICRODUREZA VICKERS

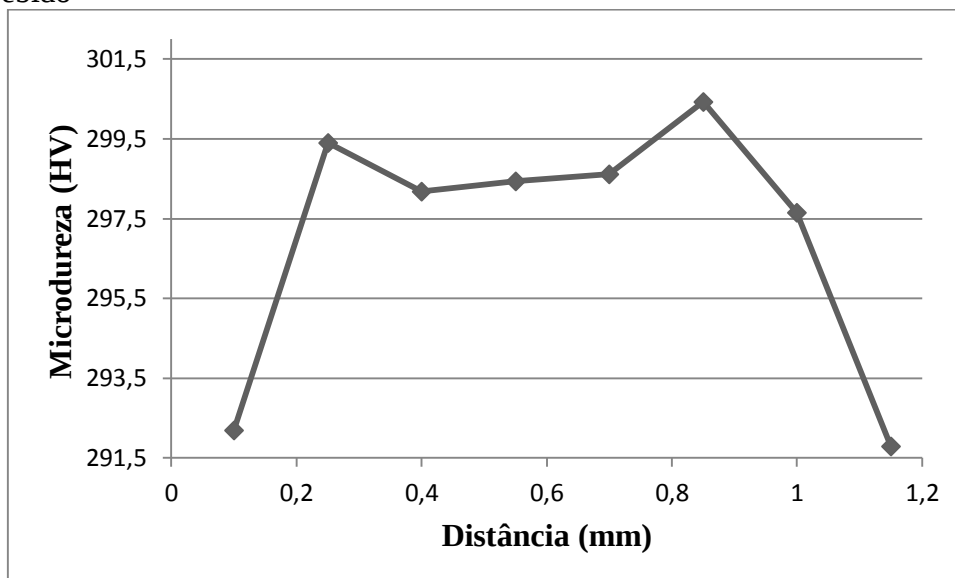
4.6.1 Microdureza do aço DP980 na condição como recebido

Foram efetuadas medições de microdureza Vickers com carga de 500 gf e cinco repetições para cada medida na amostra extraída no sentido paralelo ao de laminação. Este ensaio teve por finalidade averiguar a variação da resistência ao longo da espessura da chapa. Conforme identificada na Figura 52, a microestrutura bandada no sentido de laminação pode introduzir heterogeneidades no material e, portanto, o comportamento mecânico da chapa pode variar ao longo da espessura.

Na Figura 82, está representada a variação de microdureza Vickers ao longo da espessura da chapa de aço DP 980. Verifica-se que na superfície externa, isto é, para a distância de 0,1 mm, a dureza é aproximadamente 3% menor em relação ao centro. Para as distâncias de 0,25 a 1,15 mm, a microdureza varia de 291,8 a 300,4 HV. Esta oscilação pode estar associada a pequenas alterações no tamanho de grão e fração volumétrica de martensita.

Existem diversas características microestruturais que poderiam auxiliar na compreensão da variação nas propriedades mecânicas ao longo da espessura da chapa. Algumas características microestruturais que podem afetar as propriedades mecânicas são: tamanho de grão, fração volumétrica da martensita e teor de carbono na martensita. Essas características são afetadas pela composição química, temperaturas aplicadas no processamento termomecânico e taxa de resfriamento. Uma vez que a empresa não forneceu o histórico do processamento do material, não é possível inferir de que maneira esses parâmetros afetam a formação da microestrutura.

Figura 85: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para o aço DP980 na condição como recebido



Fonte: Produção do próprio autor

Para comprovar estatisticamente que existe uma diferença significativa entre os valores de dureza medidos na superfície da amostra 0,1 mm e as durezas medidas a 0,25 mm, como pode ser observado na Figura 82, foi utilizada a ferramenta análise teste t: duas amostras em par para médias, uma vez que as medições foram efetuadas na mesma amostra.

Tabela 16: Análise teste t para os valores de dureza Vickers a 0,1 mm e 0,25 mm da superfície de uma amostra no sentido longitudinal do aço DP980

	0,1	0,25
Média	292,19	299,41
Variância	5,33	4,88
Observações	10	10
Correlação de Pearson	-0,32	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	9	
Stat t	-6,23	
P(T<=t) uni-caudal	7,67E-05	
t crítico uni-caudal	1,83	
P(T<=t) bi-caudal	0,00015	
t crítico bi-caudal	2,26	

Fonte: Produção do próprio autor

Os resultados calculados pelo software Excel estão resumidos na Tabela 16. Os dados confirmam que há diferença de dureza entre as distâncias da superfície de 0,1 mm e 0,25 mm, uma vez que o resultado P bicaudal de 0,00015 é menor do que o erro da análise de 0,05,

portanto matematicamente está comprovado o aumento de dureza em relação à superfície da amostra. De acordo com Gan et al. (2006), este aumento de dureza está associado com o bandejamento da microestrutura provocado pelo alto teor de manganês.

Na Tabela 17, são apresentados resultados de microdureza Vickers publicados em trabalhos recentes por pesquisadores que trabalharam com aço DP 980. Constata-se uma boa aproximação entre os resultados obtidos no presente trabalho com os obtidos por Zhang et al. (2016) e Matsuno et al. (2016).

Tabela 17: Resultados de microdureza Vickers para o aço DP980 em publicações recentes

Publicações	Microdureza Vickers
DP980 Zhang (2016)	298
DP980 Matsuno (2016)	301
DP980 Martins (2015)	341

Fontes: Adaptado de Zhang et. al. (2016); Matsuno et. al. (2016); Martins (2015)

4.6.2 Microdureza Vickers para as amostras submetidas ao ensaio de dobramento com punção de 5 mm de raio

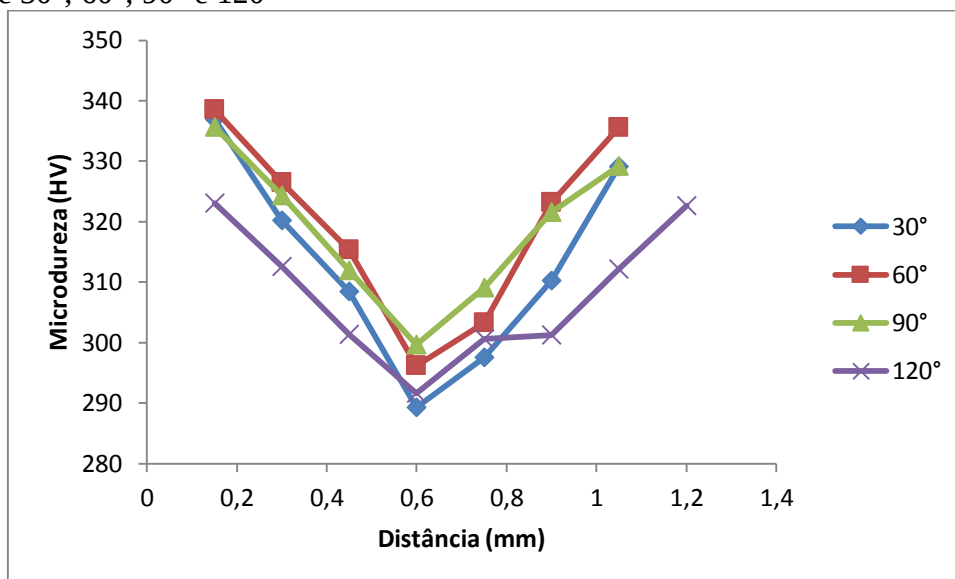
As amostras ensaiadas com o punção de 5 mm de raio para produzir os ângulos internos de dobramento de 30°, 60°, 90° e 120° foram seccionadas ao longo da direção de laminação para a análise metalográfica e medição da microdureza Vickers, com carga de 500 gf, ao longo da espessura da chapa. Foram efetuadas medidas a partir da superfície com uma distância de 0,15 mm entre cada leitura, sendo realizadas cinco medidas para cada distância.

Na Figura 83, estão representados os resultados de microdureza Vickers em função da distância em relação à superfície da chapa. Percebe-se que a operação de dobramento produz um encruamento da microestrutura do material, uma vez que houve um aumento significativo da dureza em comparação com os resultados obtidos para o material na condição de como recebido da empresa. Os resultados de dureza variaram de 323 HV para um ângulo de dobramento de 120° para uma dureza de 338,5 HV para o ângulo de 60°, o que resulta em um aumento de dureza de 8,2% a 13,4% em relação à condição de como recebido. A curva para o ângulo de 90° apresenta o comportamento esperado, exibindo uma dureza maior na superfície externa da chapa (região de tração), com uma diminuição progressiva da dureza até atingir a linha neutra, na qual a microestrutura não sofre deformação e apresenta uma dureza igual a do material de partida a uma distância de 0,7 mm da superfície. Em seguida, a dureza volta a aumentar à medida que se aproxima da superfície em contato com o punção (região de

compressão). Esperava-se que o maior encruamento ocorresse para o ângulo mais severo de dobramento (30°), mas isso não foi confirmado pelos resultados, o que pode estar relacionado com a mudança na condição geométrica do ensaio mostrada na Figura 67. Por causa do grande deslocamento do punção, o raio interno das amostras dobradas para os ângulos de 60° e 30° foi igual ao raio do punção. Os raios internos medidos foram de 5,63 mm para o dobramento de 60° e de 5,36 mm para o dobramento de 30° . A equivalência dos resultados para essas duas condições de ensaio está relacionada com essa proximidade entre os raios internos.

A partir da análise da Figura 83, verifica-se que para as quatro condições de dobramento as menores durezas estão, conforme o esperado, na região próxima à linha neutra.

Figura 86: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para os ângulos de dobramento interno de 30° , 60° , 90° e 120°



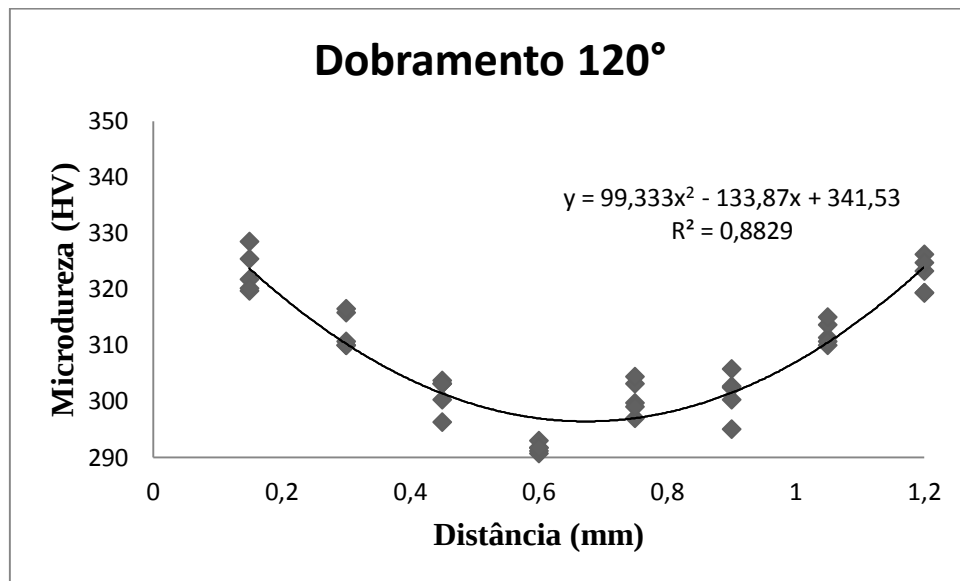
Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 84 são mostradas as curvas de perfil de dureza ao longo da espessura da chapa para as quatro condições de dobramento ensaiadas com o punção de 5 mm: a) 120° , b) 90° , 60° e 30° . Os dados experimentais de dureza para cada distância da superfície ao longo da espessura, em cada condição de ensaio, foram ajustados por uma função polinomial de segundo grau. Por meio da equação de segundo grau, é possível determinar o valor da dureza para diferentes pontos ao longo da espessura da amostra. Foi estabelecido o parâmetro de correlação linear (R^2) para medir o ajuste dos dados experimentais com a curva polinomial. Observa-se que os dados que ficaram fora da curva ajustada foram os da região central que não sofreram encruamento (linha neutra). Por meio da curva polinomial, é possível determinar a posição da linha neutra pelo cálculo do ponto de mínimo da curva, que representaria a distância de menor

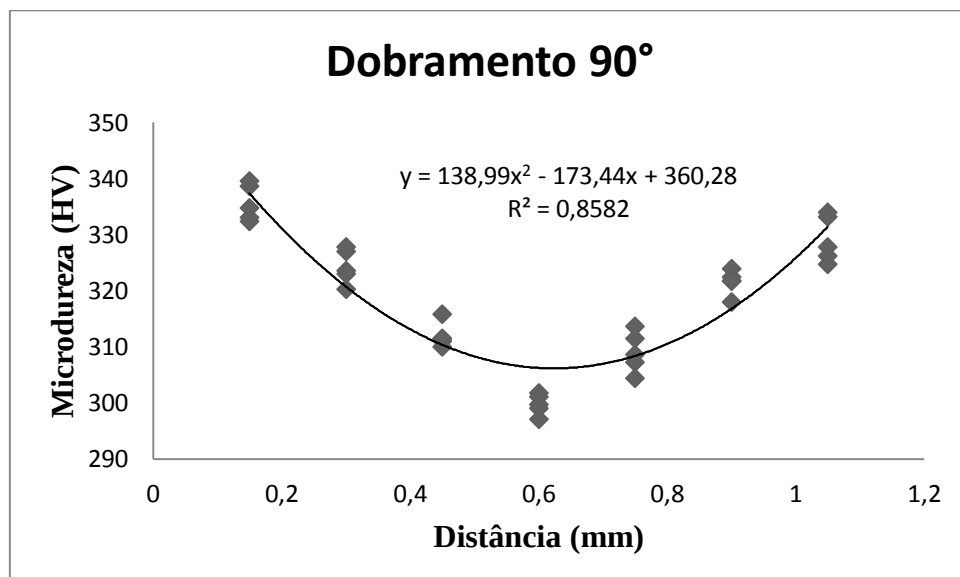
dureza, equivalente à condição do material assim como recebido. Os valores das linhas neutras calculados para as amostras foram: 0,67 mm para o dobramento de 120°, 0,63 mm para 90°, 0,62 mm para 60° e 0,64 mm para 30°. Esses valores representaram uma boa aproximação com os valores calculados e medidos indiretamente (Tab. 15).

Figura 87: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 5 mm. a) 120°, b) 90°, c) 60° e d) 30°

(continua)



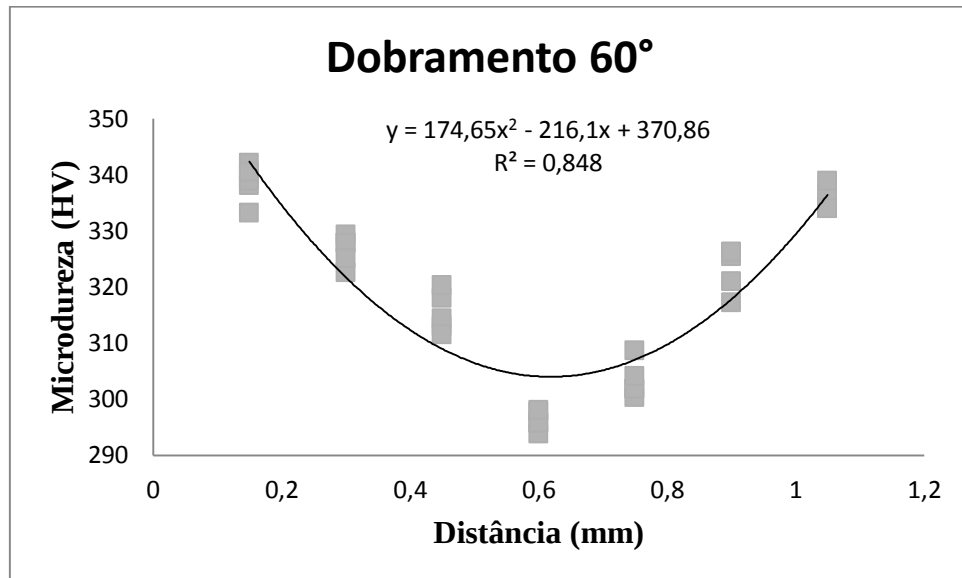
(a)



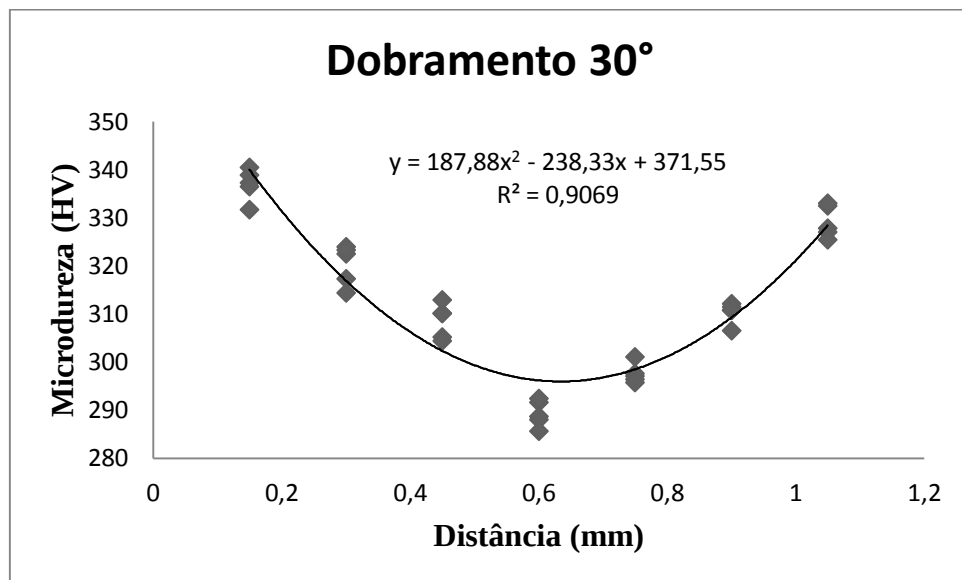
(b)

Figura 88: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 5 mm. a) 120°, b) 90°, c) 60° e d) 30°

(conclusão)



(c)



(d)

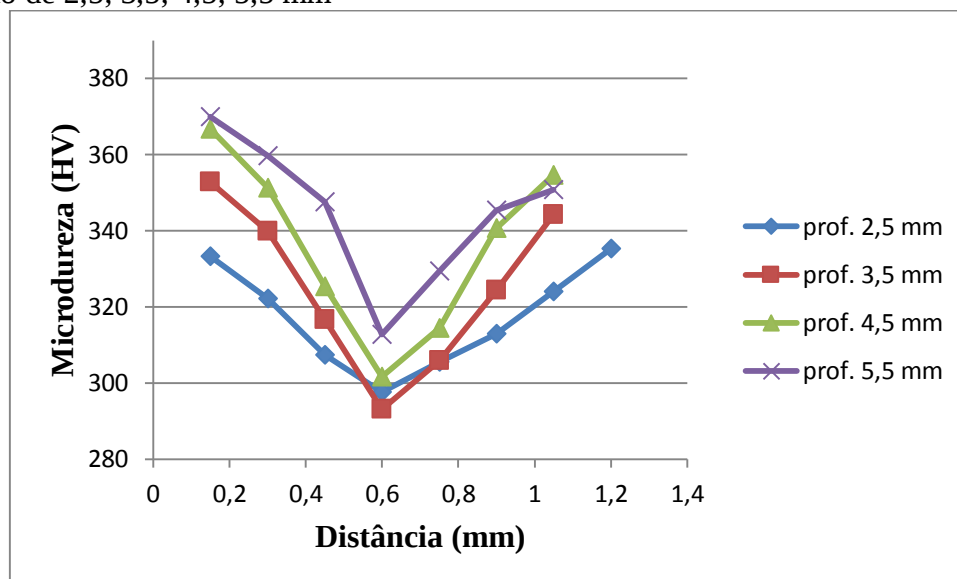
Fonte: Produção do próprio autor

4.6.3 Microdureza Vickers para as amostras submetidas ao ensaio de dobramento com punção de 0,3 mm de raio

Na Figura 85, são apresentados os resultados de variação de dureza em função da distância para as amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm de raio. Constata-se o aumento de dureza à medida que a profundidade de penetração do punção é maior. Nota-se que os valores

médios da dureza na superfície externa da chapa variam de 333,3 HV para uma penetração do punção de 2,5 mm a 370 HV para um deslocamento de 5,5 mm, no qual ocorre a identificação de trincas no corpo de prova. Portanto, percebe-se que, em relação à dureza do material na condição de como recebido, houve uma variação de dureza de 13,6% a 26,3%. As curvas apresentam um comportamento esperado, com uma diminuição da dureza da superfície externa da amostra até a linha neutra (região de tração). A partir dessa distância em relação à superfície, há um novo aumento na dureza à medida que se aproxima a região do corpo de prova que está em contato com o punção (região de compressão). Foi confirmado um aumento de dureza mais efetivo para o punção de 0,3 mm quando comparado com o punção de raio de 5 mm.

Figura 89: Microdureza (HV) em função da distância (mm) para as profundidades de penetração do punção de 2,5; 3,5; 4,5; 5,5 mm



Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 86, são mostradas as curvas de perfil de dureza ao longo da espessura da chapa para as quatro condições de dobramento ensaiadas com o punção de 0,3 mm e deslocamentos de: a) 2,5 mm, b) 3,5 mm, c) 4,5 mm e d) 5,5 mm. De maneira análoga à análise dos resultados de dureza para o punção de raio de 5 mm, os dados experimentais de dureza ao longo da espessura, para cada condição de ensaio, foram ajustados por uma função polinomial de segundo grau. Novamente, as curvas não mostraram uma boa aproximação com as medidas de dureza efetuadas na região central da espessura da chapa.

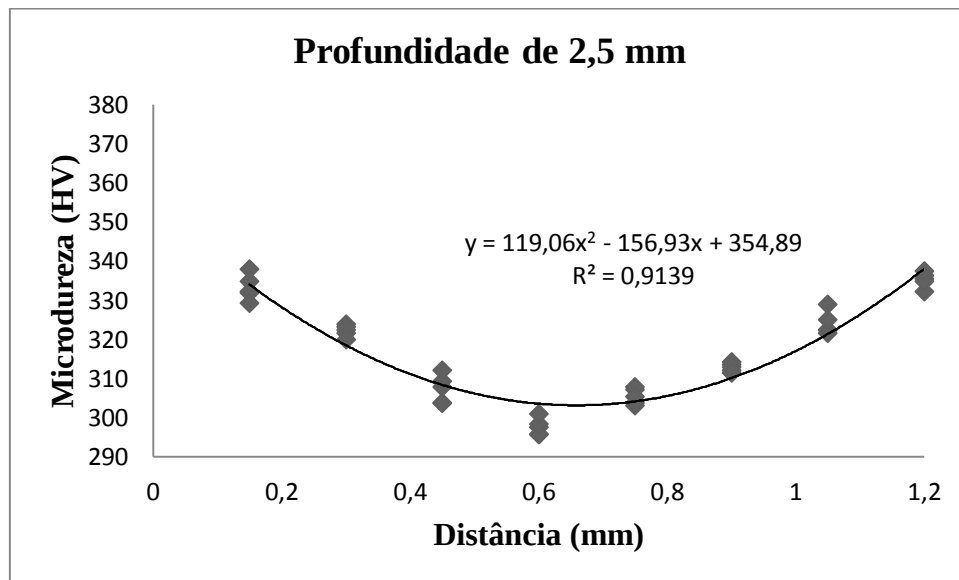
Os valores obtidos para a linha neutra por meio da resolução da equação de segundo grau foram: 0,66 mm para o deslocamento de 2,5 mm, 0,64 mm para o deslocamento de 3,5 mm, 0,63 mm para o deslocamento de 4,5 mm e 0,67 mm para o deslocamento de 5,5 mm. Esses

valores ficaram próximos aos valores medidos indiretamente com o AutoCad e, relativamente distantes dos valores previstos pelo cálculo teórico.

Os resultados obtidos para o corpo de prova ensaiado com a penetração de 5,5 mm evidenciaram um baixo parâmetro de correlação ($R^2 = 0,73$), bem abaixo dos valores alcançados para as outras condições de ensaio. Esta foi a condição crítica de ensaio na qual o corpo de prova trincou. A metalografia (Figura 75) revelou uma microestrutura muito encruada cujo efeito pode ser percebido na Figura 86d, pelos altos valores de dureza atingidos.

Figura 90: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm, para os deslocamentos de: a) 5,5 mm , b) 4,5 mm, c) 3,5 mm e d) 2,5 mm

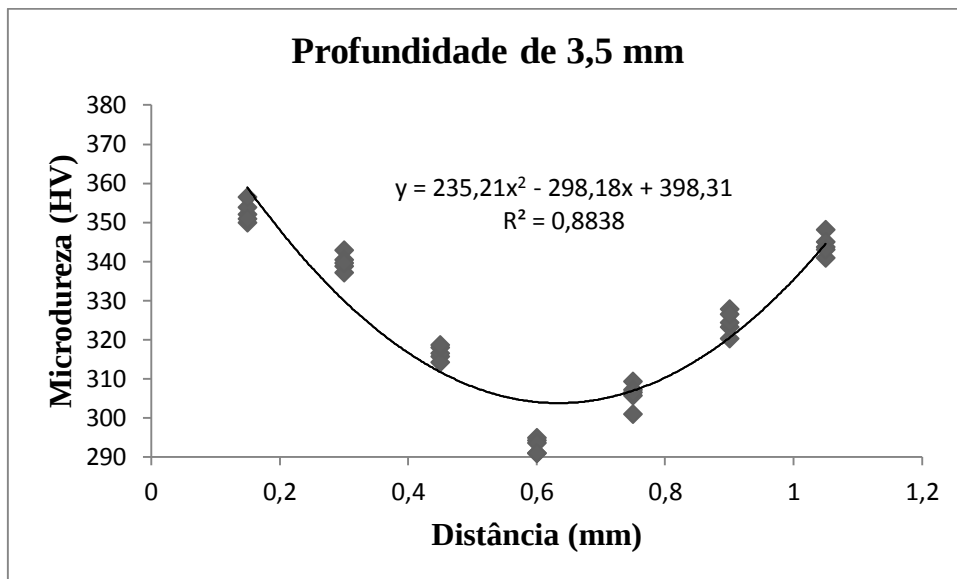
(continua)



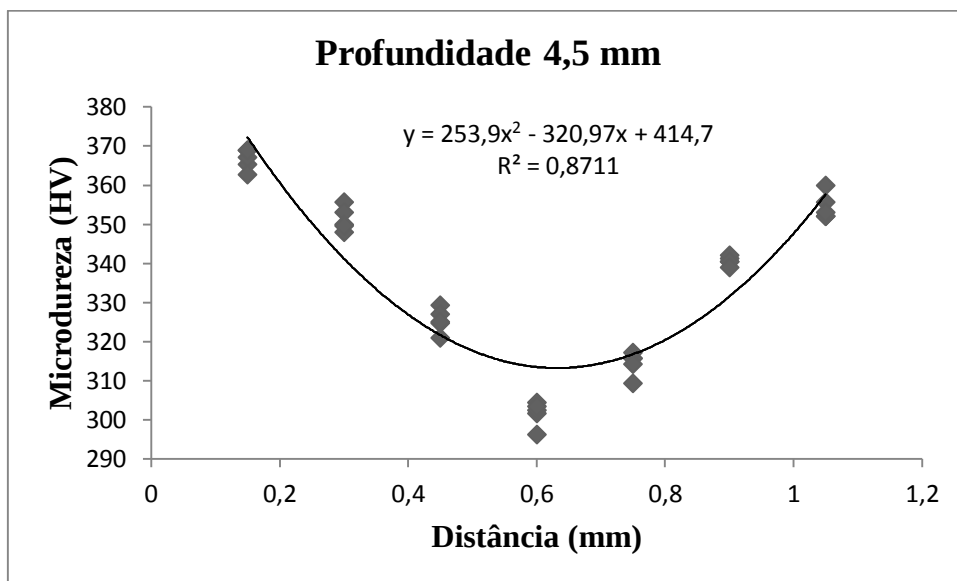
(a)

Figura 91: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm, para os deslocamentos de: a) 5,5 mm , b) 4,5 mm, c) 3,5 mm e d) 2,5 mm

(continuação)



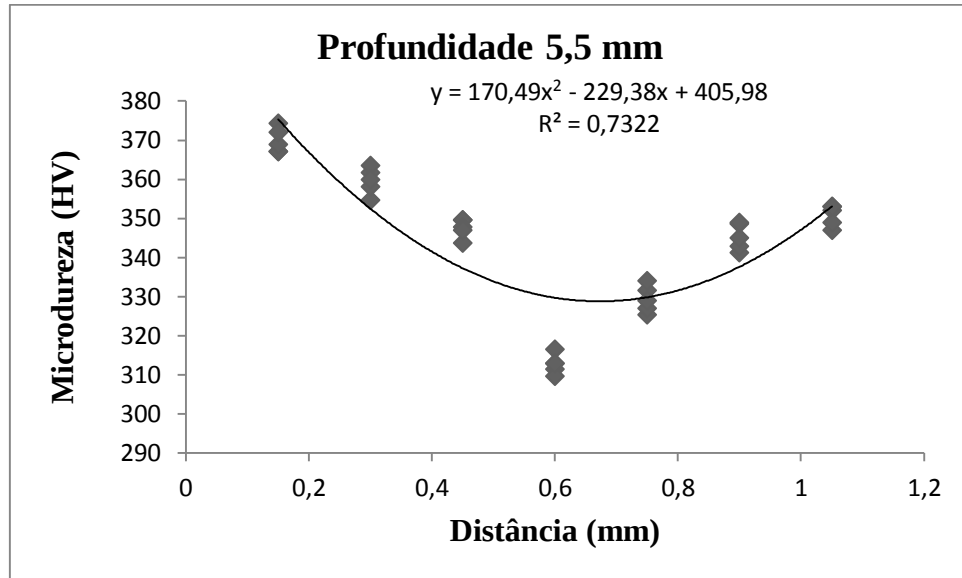
(b)



(c)

Figura 92: Curvas ajustadas por função polinomial para o perfil de dureza ao longo da espessura para as amostras ensaiadas com o punção de 0,3 mm, para os deslocamentos de: a) 5,5 mm , b) 4,5 mm, c) 3,5 mm e d) 2,5 mm

(conclusão)



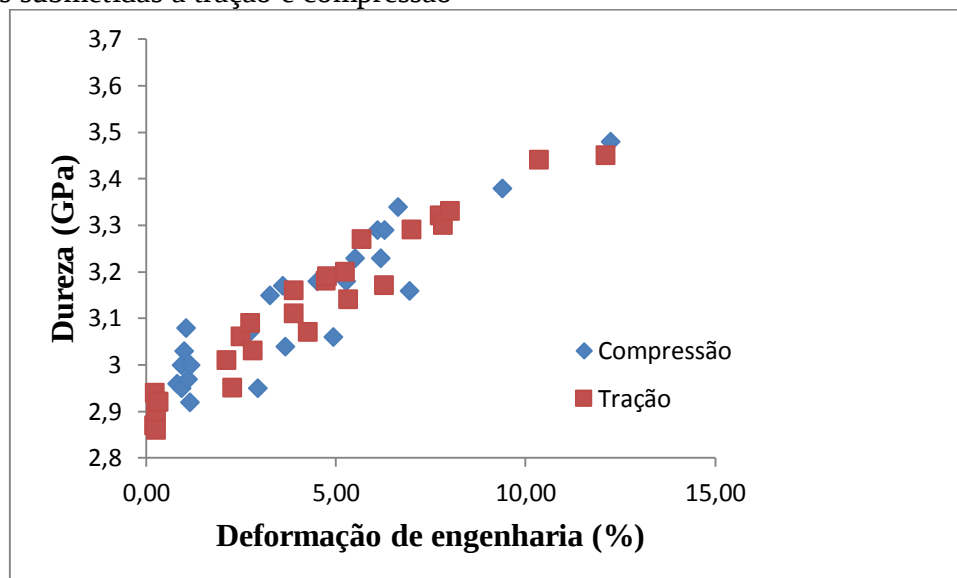
(d)

Fonte: Produção do próprio autor

Na Figura 87, é estabelecida uma comparação entre os valores de dureza obtidos para a região externa do corpo de prova, submetida à tração, e a região interna, sujeita à compressão durante o dobramento. Esse gráfico mostra as durezas obtidas na parte submetida à tração e compressão em função da deformação de engenharia.

Foi verificada uma boa coincidência entre os resultados obtidos para tração e compressão nas diferentes condições de ensaio efetuadas com os raios de 0,3 mm e 5 mm. Para comprovar a similaridade entre os resultados nos dois campos das amostras, foi utilizada a ferramenta estatística teste t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes (Tab. 18). Uma vez que o valor p bicaudal foi de 0,95, maior que o fator de erro de 0,05, pode-se afirmar que os valores de tração e compressão se equivalem.

Figura 93: Comparação para as diversas condições de dobramento dos valores de dureza para as regiões submetidas a tração e compressão



Fonte: Produção do próprio autor

Tabela 18: Análise teste t para os valores de dureza obtidos nas regiões de tração e compressão para as diversas condições de dobramento

	<i>Variável 1</i>	<i>Variável 2</i>
Média	3,121923077	3,1192
Variância	0,029824154	0,024966
Observações	26	25
Variância agrupada	0,02744465	
Hipótese da diferença de média	0	
gl	49	
Stat t	0,058681695	
P(T<=t) uni-caudal	0,476722153	
t crítico uni-caudal	1,676550893	
P(T<=t) bi-caudal	0,953444306	
t crítico bicaudal	2,009575237	

Fonte: Produção do próprio autor

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho, os objetivos específicos propostos inicialmente foram alcançados. Foram efetuadas a caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de um aço bifásico (DP980) na condição de laminado a frio e recozido, com aplicação na indústria automobilística. Tendo como base os resultados obtidos para os diversos ensaios, as seguintes considerações podem ser apresentadas:

Em relação à composição química e aos ensaios de tração, pode-se constatar que o aço bifásico (DP980) exibiu resultados dentro do previsto pela norma técnica, catálogo do fabricante e coerentes com os dados publicados por diversos pesquisadores em artigos recentes. Em virtude da resistência mecânica, da ordem de 1000 MPa, este material pode ser classificado como de estampabilidade moderada. O baixo teor de carbono (0,159%), obtido na análise de composição química, está associado a melhor soldabilidade e condições de estampagem. O baixo teor de elementos, presentes na liga, representa uma tentativa de diminuição de custos e aumento da temperabilidade para assegurar a alta fração volumétrica de martensita. O resultado de alongamento total em tração, de 15% para a direção 90°, foi substancialmente superior ao prescrito pela norma e catálogo do fabricante e demonstra a tendência do aumento da estampabilidade para aços de alta resistência. Para os parâmetros de estampagem: R_{0° , R_{45° , R_{90° , anisotropia média ($\bar{R}$) e anisotropia planar (ΔR), os resultados obtidos no presente trabalho também se mostraram próximos aos valores determinados por outros autores.

O comportamento do expoente de encruamento exibe dois estágios distintos, para baixa e alta deformação, está de acordo com o esperado para aços bifásicos com fração volumétrica de martensita superior a 50%. As duas técnicas empregadas para a determinação do expoente de encruamento: linearização da curva tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira apresentaram uma boa aproximação entre si e estão coerentes com os valores obtidos por outros pesquisadores para o aço bifásico DP980.

A análise da fratura, dos corpos de prova submetidos a tração, por microscopia eletrônica de varredura demonstrou que, mesmo com uma resistência mecânica da ordem de 1000 MPa, o aspecto da fratura é dúctil, em virtude da predominância de alvéolos equiaxiais nas fotomicrografias.

A análise quantitativa, por contagem de interceptos, das fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) definiram uma fração volumétrica de martensita de aproximadamente 51,4% de martensita. Esta concentração está de acordo com outros trabalhos citados, uma vez que frações maiores de martensita influenciariam negativamente no teor de C

da martensita, prejudicando, assim, a resistência do material. A comparação entre a fração de ferrita obtida por contagem de interceptos nas imagens obtidas por MEV e por meio automatizado das imagens capturadas por microscopia óptica, apresentou uma excelente aproximação para o algoritmo Huang do software ImageJ. Na amostra extraída na direção paralela ao sentido de laminação da chapa, a ferrita exibe uma morfologia de grãos alongados no sentido de laminação e apresentou uma distribuição bimodal de tamanho, grãos alongados e alinhados com tamanho superior a $1,5\ \mu\text{m}$ e ferrita refinada com tamanho inferior a $1,5\ \mu\text{m}$.

Os ensaios de dobramento com os dois punções utilizados, com raios de 0,3 mm e 5 mm, provocaram diferentes comportamentos de retorno elástico nas amostras. Foi constatado que o punção de 0,3 mm de raio exige uma maior força de dobra e, após a conformação, o retorno elástico é consideravelmente menor. Para o punção de 5 mm de raio o maior ângulo de retorno elástico foi de $17,7^\circ$ enquanto o maior retorno elástico provocado pelo uso do punção de 0,3 mm de raio foi de $6,6^\circ$. Evidenciou-se a tendência, para o punção de 5 mm, de diminuição dos valores do ângulo de *springback* à medida que aumenta o ângulo interno de dobramento, de 60° para 120° . Para o punção com 0,3 mm de raio, foi observado um comportamento oposto, diminuição do ângulo de *springback* para dobramentos mais severos.

Apesar dos menores índices de retorno elástico, para o punção com 0,3 mm de raio, verificou-se a fratura por cisalhamento quando o ângulo de dobramento foi de 102° . A análise da fratura por microscopia eletrônica de varredura revelou que o mecanismo predominante de falha foi a nucleação de vazios na ferrita e a sua propagação pela interface ferrita/martensita.

A posição da linha neutra foi determinada por meio de cálculo teórico, medição indireta pelo uso do AutoCad e por meio do perfil de dureza ao longo da espessura. A hipótese teórica era o aumento da distância da linha neutra em relação à superfície externa da peça para a situação de dobramento sobre um punção de pequeno raio. Tal fato não foi confirmado pelos resultados experimentais, que não mostraram diferença significativa para a posição da linha neutra com os punções utilizados nos ensaios.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Caracterizar a resistência ao estiramento do aço DP980 por meio do ensaio de expansão de furo.
- Variar a relação R/t e os tipos de dobramento para quantificar o efeito dessas variáveis no retorno elástico.
- Efetuar uma análise pormenorizada na microestrutura após os dobramentos para relacionar as alterações microestruturais com o efeito do retorno elástico.

REFERÊNCIAS

ALHARBI, K.; GHADBEIGI, H.; EFTHYMIADIS, P.; ZANGANEH, M.; CELOTTO, S.; DASHWOOD, R.; PINNA, R. Damage in dual phase steel DP1000 investigated using digital image correlation and microstructure simulation. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**. Bristol, v. 23, n. 8, p.1-17, 2015.

ALLAM, T.M.A. **Direct hot rolled dual phase weathering steel**. 2015. 186f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Técnica da Renânia do Norte - Vestfália, Aachen, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11**: standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/8M-16a**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-13**: standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 290-14**: standard test methods for bend testing of material for ductility. West Conshohocken, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E407-07**: standard practice for microetching metals and alloys. West Conshohocken, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 517-18**: standard test method for plastic strain ratio r for sheet metal. West Conshohocken, 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E562-11**: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken, 2011.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics**: fundamentals and applications. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2005. 609p.

ASM Handbook. **Fractography**. 9. ed. Cleveland: ASM International, 1992. v. 12, 857p.

ASM Handbook. **Metalworking**: sheet forming. 9.ed. Cleveland: ASM International, 2006. v. 14B, p. 295-306.

AVRAMOVIC-CINGARA, G.; OSOSKOVA, Y.; JAIN, M.K.; WILKINSON, D.S. Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels. **Materials Science Engineering A**. Lausanne, v. 516, n. 1, p. 7–16, 2009.

BLECK, W.; PHILOU-ON, K. Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture. In: HALDAR, A. et al. **Microstructure and texture in steels and other materials**. London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 5. ed. Campinas: Editora da Unicamp, 1997. 385p.

CABALLERO, F.G.; SANTOFIMIA, M.J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials & Design**. Surrey, v. 30, n. 6, p. 2077–2083, 2009.

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. **Acta Materialia**, Oxford, v. 59, n. 2, p. 658-670, 2011.

CHENG, G.; ZHANG, F.; RUIMI, A.; FIELD, D.P.; SUN, X. Quantifying the effects of tempering on individual phase properties of dp980 steel with nanoindentation. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v. 667, n. 14, p. 240-249, 2016.

CHOI, J.S.; LEE, J.W.; KIM, J.H.; BARLAT, F.; LEE, M.G.; KIM, D. Measurement and modeling of simple shear deformation under load reversal: Application to advanced high strength steels. **International Journal of Mechanical Sciences**. New York, v. 98, n. 7, p.144–156, 2015.

CHOI, J.S.; LEE, J.; BAE, G.; BARLAT, F.; LEE, M.G. Evaluation of springback for DP980 S rail using anisotropic hardening models. **Journal of The Minerals, Metals & Materials Society**. Warrendale, v.68, n.7, p. 1850-1857. 2016.

DEMERI, M. Y. **Advance high strength steels: science, technology and application**. Cleveland: ASM International, 2013. 301p.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653 p.

FONSTEIN, Nina. **Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing and properties**. Cham: Springer, 2015. 415p.

FUKUGAUCHI, C. **Estudo dos principais parâmetros da caracterização microestrutural de aços de alta resistência utilizando o método de Taguchi**. 2016. 232f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

GAN, W.; BABU, S.S.; KAPUSTKA, N.; WAGONER, R.H. Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Warrendale, v. 37A, n. 11, p. 3221–3231, 2006.

GERBIG, D.; SRIVASTAVA, A.; OSOVSKI, S.; · HECTOR JR.; L.G.; BOWER, A. Analysis and design of dual-phase steel microstructure for enhanced ductile fracture resistance. **International Journal of Fracture**. Alphen Aan Den Rijn, v. 209, n. 1, p. 3-26, 2018.

GHADBEIGIA, H., PINNAA, C., CELOTTOB S.; YATES, J.R. Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**. Lausanne, v. 527, n. 18, p.5026–5032, 2010.

GHASSEMI-ARMAKI, H.; MAAB, R.; BHAT, S. P.; SRIRAM, S.; GREER, J. R.; KUMAR, K. S. Deformation response of ferrite and martensite in dual-phase steel. **Acta Materialia**, Oxford, v. 62, p. 197-211, 2014.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**. São Paulo, p.26-57, dez. 2008.

HAN, Q.-H.; KANG, Y.-L.; ZHAO, X.-M.; LU, C.; GAO, L.-F. Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels. **Journal of Iron and Steel Research International**. Beijing, v.18, n.5, p. 52-58, 2011.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal forming** – mechanics and metallurgy. 3rd Edition. New York: Cambridge University Press, 2007. 312p.

HUDGINS, A.W.; MATLOCK, D.K. The effects of property differences in multiphase sheet steel on local formability. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v. 654, p. 169–176, 2016.

HUDGINS, A.W.; MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G.; VAN TYNE, C.J. Predicting instability at die radii in advanced high strength steels. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 210, n. 5, p. 741–750, 2010.

INGARAO, G.; LORENZO, di R, MICARI, F. Analysis of stamping performances of dual phase steels: A multi-objective approach to reduce springback and thinning failure. **Materials and Design**. Surrey, v. 30, n. 10, p. 4421–4433. 2009.

KAUPPER, M.; MERKLEIN, M. Bendability of advanced high strength steels—A new evaluation procedure. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**. Berna, v. 62, n. 1, p. 247–250, 2013.

KADKHODAPOUR, J.; Butz, A.; RAD, S. Z. Mechanisms of void formation during tensile testing in a commercial, dual-phase steel. **Acta Materialia**. Oxford, v. 59, n. 7, p. 2575–2588, 2011.

KEELER, S.; KIMCHI, M. **Advanced high strength steels: applications guidelines**. Version 6.0. 2017. 314p. Disponível em: <<http://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>>. Acessado em: 17 de maio de 2017.

KIM, J.H.; SUNG, J.H.; PIAO K.; WAGONER, R.H. The shear fracture of dual-phase steel. **International Journal of Plasticity**. Nova York, v. 27, n. 10, p.1658–1676, 2011.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 2. ed. Cleveland: ASM International, 2015. Cap. 12, p. 233-268.

KUANG, S.; KANG, Y. L.; YU, H.; LIU, R. D. Simulation of intercritical austenization of a C-Mn cold rolled dual phase steel. **Materials Science Forum**. Aedermannsdorf, v. 575, p. 1062-1069, 2008.

KUMAR, D. R. Formability analysis of extra-deep drawing steel. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 130, p. 31-41, 2002.

LEE, H.S.; HWANG, B.; 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**. Warrendale, v. 35, n. 8, p. 2371–2382, 2004.

LEVY, B.S.; VAN TYNE, C. J.; An approach to predicting the forming limit stress components from mechanical properties. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 229, p. 758-768, 2016.

LI, S.; HE, J.; GU, B.; ZENG, D.; XIA, Z. C.; ZHAO, Y.; LIN, Z. Anisotropic fracture of advanced high strength steel sheets: Experiment and theory. **International Journal of Plasticity**. New York, v. 103, p. 95-118, 2018.

LIM, H.; LEE, M.G.; SUNG, J.H.; KIM, J.H.; WAGONER, R.H. Time-dependent springback of advanced high strength steels. **International Journal of Plasticity**. New York, v. 29, p.42-59, 2012.

LIU, X.; CAO, J.; CHAI, X.; LIU, J.; ZHAO, R.; KONG, N.; Investigation of forming parameters on springback for ultra high strength steel considering Young's modulus variation in cold roll forming. **Journal of Manufacturing Processes**. Dearborn, v. 29, p. 289-297, 2017.

LOU, Y.; YOON, J.W.; HUH, H.; CHAO, Q., SONG, J-H. Correlation of the maximum shear stress with micro-mechanisms of ductile fracture for metals with high strength-to-weight ratio. **International Journal of Mechanical Sciences**. New York, v. 146, n. 10, p. 583-601, 2018.

LUO, M.; WIERZBICKI, T. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model. **International Journal of Solids and Structures**. New York, v. 47, n. 22, p. 3084–3102, 2010.

MAEDA, T., NOMA, N.; KUWABARA, T.; BARLAT, F.; KORKOLIS, Y. P. Measurement of the strength differential effect of DP980 steel sheet and experimental validation using pure bending test. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 256, n. 6, p. 247-253, 2018.

MAGALHÃES, A. S. **Efeito da Temperatura Intercrítica na Microestrutura e no Comportamento de Aços Bifásicos**. 2015. 134f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J.L.; HU, S.J. **Mechanics of sheet metal forming**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann. 2002. 211p.

MARTINS, S. C. S. **Análise da microestrutura e do comportamento mecânico de aços bifásicos das classes de resistência de 600 MPa e de 1000 MPa revenidos e deformados plasticamente**. 2015. 143f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

MATSUNO, T.; MAEDA, D.; SHUTOH, H.; UENISHI, A.; SUEHIRO, M. Effect of martensite volume fraction on void formation leading to ductile fracture in dual phase steels. **ISIJ International**. Tokyo, v. 54, n. 4, p. 938-944, 2014.

MATSUNO, T.; SATO, K.; OKAMOTO, R.; MIZUMURA, M.; SUEHIRO, M. Synergy effect of shear angle and anisotropic material ductility on hole-expansion ratio of high-strength steels. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 230, p.167–176, 2016.

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

MAZAHARI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; SAEIDI, N. Effects of initial microstructure and thermomechanical processing parameters on microstructures and mechanical properties of ultrafine grained dual phase steels. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 612, p.54-62, 2014b.

MAZAHARI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. Strengthening mechanisms of ultrafine grained dual phase steels Developed by New Thermomechanical Processing. **ISIJ International**. Tokyo, v. 55, n.1, p. 218-226, 2015.

MISHRA, A.; THUILLIER, S. Investigation of the rupture in tension and bending of DP980 steel sheet. **International Journal of Mechanical Sciences**. New York, v. 84, p. 171–181, 2014.

MOVAHED, P.; KOLAHGAR, S.; MARASHI, S. P. H.; POURANVARI, M.; PARVIN, N. The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual steel sheets. **Materials Science and Engineering A**. Lausanne, v. 518, n. 1, p. 1-6, 2009.

MÜLLER, J. W. Possible advantages of a robust evaluation of comparisons. **Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology**. Gaithersburg, v. 105, n. 4, p. 551-555, 2000.

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. 2009. 157f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

NUMISHEET 2002. **Proceedings of the 5th International Conference on Numerical Simulations of 3-D sheet Metal Forming Processes**, D-Y. Yang et al. (eds.), Jeju Island, Korea, 2002. Disponível em:< www.numsheet2002.org>.

OLIVEIRA, R.C. **A expansão de furos de aços dual phase da classe 1000 MPa processados em diferentes condições**. 2015. 62f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

PARK, K. S.; PARK, K. T.; LEE, D. L.; LEE C. S. Effect of heat treatment path on the cold formability of drawn dual-phase steels. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v. 449 - 451, p. 1135 - 1138, 2007.

PERZYŃSKI, K. **Hybrid RCAFÉ model for fracture modelling in multi – phase materials**. 2014. 115f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - AGH Universidade de Ciência e Tecnologia, Cracóvia, 2014.

PIERMAN, A. P.; BOUAZIZ, O.; PARDOEN, T.; JACQUES, P. J.; BRASSART, L. The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels. **Acta Materialia**, Oxford, v. 73, p. 298-311, 2014.

PUSHKAREVA, I. **Evolution microstructurale d'un acier dual phase. Oprimisation de la resistance a l'endommagement**. 2009. 195f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Escola de Minas de Nancy, Universidade de Lorraine, Nancy, 2009.

PUSHKAREVA, I.; SCOTT, C. P.; GOUNÉ, M.; VALLE, N.; REDJAÏMIA, A.; MOULIN A. Distribution of carbon in martensite during quenching and tempering of dual phase steels and consequences for damage properties. **ISIJ International**. Tokyo, v. 53, n. 7, p. 1215–1223, 2013.

PUSHKAREVA, I.; ALLAIN, S.; SCOTT, C.; REDJAÏMIA, A.; MOULIN, A. Relationship between microstructure, mechanical properties and damage mechanisms in high martensite fraction dual phase steels. **ISIJ International**. Tokyo, v. 55, n. 10, p. 2237–2246, 2015.

RÈCHE, D.; STUREL, T.; BOUAZIZ, O.; COL, A.; GOURGUES-LORENZON, A.F. Damage development in low alloy TRIP-aided steels during air-bending. **Materials Science and Engineering A**. Lausanne, v. 528, n. 15, p. 5241–5250, 2011.

ROSENBERG, G.; SINAIÓVÁ, I.; HVIZDOS, P.; JUHAR, L. Development of cold-rolled dual-phase steels with tensile strength above 1000 MPa and good bendability. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Warrendale, v. 46, n. 10, p. 4755-4771, 2015.

RUSS, J. C. **Image processing handbook**. 6ed. Boca Ratón: CRC Press, 2011. 838p.

SANTOS, R. A. **Influência da força pós dobra e da geometria da ferramenta no retorno elástico em processos de dobramento de aços de alta resistência**. 2013. 114f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ International**. Tokyo, v. 41, n. 6, p. 520–532, 2001.

SEYEDREZAI, H.; PILKEY, A. K.; BOYD, J. D. Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel. **Materials and Science Engineering A**. Lausanne, v. 594, p. 178-188, 2014.

SHI, L.; YAN, Z.; LIU, Y.; ZHANG, C.; QIAO, Z.; NING, B.; LI, H. Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual phase steel through intercritical heat treatment. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v. 590, p. 7-15, 2014.

SILVA, E.A. **Estudo do efeito springback em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística**. 2012. 147f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

SILVA, E.A. **Estudo da correlação entre os modelos de encruamento e as características cristalográficas em aços avançados de alta resistência submetidos ao efeito springback**.

2016. 204f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

SILVA, N.A.N. **Influência do tipo e parâmetros de tratamento intercrítico na microestrutura e no comportamento mecânico de aços bifásicos**. 2017. 148f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2017.

SOYARSLAN, C.; GHARBI, M. M.; TEKKAYA, A. E. A combined experimental- numerical investigation of ductile fracture in bending of a class of ferritic- martensitic steel. **International Journal of Solids and Structures**. New York, v. 49, n. 13, p. 1608-1626, 2012.

SUMIKAWA, S.; ISHIWATARI, A.; HIRAMOTO, J.; URABE, T. Improvement of springback prediction accuracy using material model considering elastoplastic anisotropy and Bauschinger effect. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 230, p.1–7, 2016.

SUN, X.; CHOI, K.S, LIU WN, KHALEEL MA. Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization. **International Journal of Plasticity**. New York, v. 25, n. 10, p. 1888–1909, 2009.

TAMARELLI, C. M., AHSS 101 **The evolving use of advanced high strength steels for automotive applications**. Steel Market Development Institute, Materials Science and Engineering. Michigan: 2011. Disponível em: < <http://www.autosteel.org> >. Acesso em: 10 de julho de 2017.

TASAN, C. C.; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, K.; TSUZAKI, K.; RAABE, D. An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. **Annual Review of Materials Research**. Palo Alto, v. 45, p. 391- 431, 2015.

TAYLOR, M. **Effect of microstructure on the fracture response of advanced high strength steels**. 2016. 139f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Colorado School of Mines, Golden, 2016.

TENG, Z.K.; CHEN, X.M. Edge Cracking mechanism in two dual-phase advanced high strength steels. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v.618, p.645–653, 2014.

TERRAZAS, O. R.; FINDLEY, K. O.; VAN TYNE, C. J. Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels. **ISIJ International**. Tokyo v. 57, n. 5, p. 937–944, 2017.

THUILLIER, S.; LE MAOÛT, N.; MANACH, P.Y. Influence of ductile damage on the bending behaviour of aluminium alloy thin sheets. **Materials & Design**. Surrey, v.32, n. 4, p. 2049-2057, 2011.

TIGRINHO, L. M. V. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. 2011. 128f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

TSIPOURIDIS, P. **Mechanical properties of dual phase steels**. 2006. 115f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Técnica de Munique, Munique, 2006.

VANDER VOORT, G. F. **Metallography, principles and practice**. New York: McGraw- Hill, 1999. 752p.

WAGONER, R.H.; KIM, J.H.; SUNG, J.H. Formability of advanced high strength steels. **International Journal of Material Forming**. Paris, v. 2, n. 1, p. 359–362. 2009.

WAGONER, R.H.; LIM, H.; LEE, M. Advanced issues in springback. **International Journal of Plasticity**. New York, v. 45, p. 3-20, 2013.

WANG, W.; LI, M.; HE, C.; WEI, X.; WANG, D.; DUB, H. Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels. **Materials & Design**. Surrey, v. 47, p. 510-521, 2013.

WANG, W.; WEI, X. The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600–1000MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing. **International Journal of Mechanical Sciences**. New York, v. 67, p. 100–107, 2013.

WOJNAR, L. **Image analysis - applications in materials engineering**. Boca Ratón: CRC Press, 2000. 245p.

WU, X., BAHMANPOUR, H.; SCHIMID, K.; Characterization of mechanically sheared edges of dual phase steels. **Journal of Materials Processing Technology**. Amsterdam, v. 212, n. 6, p. 1209-1224, 2012.

XIANG, A.Y.; FENG, R. A die design method for springback compensation based on displacement adjustment. **International Journal of Mechanical Sciences**. New York, v. 53, n. 5, p.399–406, 2011.

YOKOI, T.; SHUTO, H.; IKEDA, K.; NAKADA, N.; TSUCHIYAMA, T.; OHMURA, T.; MINE, Y.; TAKASHIMA, K. Quantification of large deformation with punching in dual phase steel and change of its microstructure – Part I: Proposal of the quantification technique of the punching damage of the dual phase steel. **ISIJ International**. Tokyo, v. 56, n. 11, p. 2068-2076, 2016.

YOON, J. I.; JUNG, J.; JOO, S.-H.; SONG, T. J.; CHIN, K.-G.; SEO, M. H.; KIM, S.-J.; LEE, S.; KIM, H. S. Correlation between fracture toughness and stretch-flangeability of advanced high strength steels. **Materials Letters**. Amsterdam, v. 180, p. 322-326, 2016.

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 and Engineering A**. Lausanne, v. 627, p. 230-240, 2015.

ZHANG, F; RUIMI, 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**. Lausanne, v. 659, p. 93–103, 2016.

ZHOU, J.; GOKHALE, A.; GURUMURTHY, A.; BHAT, S. Realistic Microstructural RVE-Based Simulations of Stress– Strain Behavior of a Dual-Phase Steel Having High Martensite Volume Fraction. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v. 630, p. 107–115, 2015.

APÊNDICE A – DESENHO DO PUNÇÃO COM 0,3 MM DE RAIOS

O punção com 0,3 mm de raio, utilizado para os ensaios de dobramento foi confeccionado de acordo com o desenho abaixo.

