

**CHRISTYANE OLIVEIRA LEÃO ALMEIDA**

**Estudo do efeito *springback* em aços DP 600, DP 780 e DP 800 para aplicações na indústria automobilística**

**Christyane oliveira leão almeida**

**Estudo do efeito *springback* em aços DP 600, DP 780 e DP 800 para aplicações na indústria automobilísticas**

Dissertação apresentado à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais Metálicos.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira.

Guaratinguetá - SP  
2020

A447c Almeida, Christyane Oliveira Leão  
Estudo do efeito springback em aços DP 600, DP 780 e DP 800 para aplicações na indústria automobilística / Christyane Oliveira Leão Almeida – Guaratinguetá, 2020.  
105 f : il.  
Bibliografia: f. 78-84

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2020.  
Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço de alta resistência. 2. Molas (Mecanismo). 3. Laminação (Metalurgia). I. Título.

CDU 669.14(043)

**CHRISTYANE OLIVEIRA LEÃO ALMEIDA**

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
CURSO: MESTRADO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Ivonete Ávila  
Coordenadora

**BANCA EXAMINADORA:**

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

  
Prof. Dr. ANA PAULA ROSIFINI ALVES CLARO  
UNESP/FEG

  
Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO  
UNIFATEA

## **DADOS CURRICULARES**

### **CHRISTYANE OLIVEIRA LEÃO ALMEIDA**

**NASCIMENTO** 13.11.1985 – Jacaré / S.P.

**FILIAÇÃO** Albertino dos Santos Almeida  
Girlene Oliveira Leão Almeida

**2008/2013** Graduação (Engenharia Mecânica, Engenheira Mecânica)  
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP,  
Campus de Guaratinguetá.

Dedico este trabalho de modo especial, à meus pais Girlene Oliveira Leão e em memória Albertino dos Santos Almeida e ao meu marido Luís Henrique Lopes Lima.

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira que jamais deixou de me incentivar e guiar ao melhor caminho na realização desta pesquisa. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

ao Prof. Dr. Luís Rogério de Oliveira Hein pela orientação e por ajudar no laboratório de Metalografia e Microscopia;

aos professores que contribuíram na revisão da dissertação Prof. Dra. Ana Paula Rosifini Alves Claro, o Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla e o Prof, Dr. Rosinei Batista Ribeiro;

aos professores Daniel Julien B. da S. Sampaio, Teófilo Miguel de Souza do Departamento de Elétrica que me ajudaram desde início do curso de graduação em engenharia mecânica na mesma instituição;

aos técnicos de usinagem e ensaios mecânicos, em especial o Odir Vieira da Silva, da mesma instituição, e o Flávio Felício da Silva, técnico da Fatec de Pindamonhangaba, por sempre estarem a disposição para ajudar, pela amizade e a execução dos trabalhos da melhor forma possível, sem o apoio deles o trabalho não teria acontecido;

à Universidade Federal de Juiz de Fora (UFJF), em Juiz de Fora, Minas Gerais, por autorizar a utilização dos equipamentos no laboratório de Metalografia, bem como a FATEC de Pindamonhangaba, pela autorização na utilização dos equipamentos como o perfilômetro e máquina de ensaio de tração/ dobramento;

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar, em especial, a Jaquelina Inês César;

ao funcionário Antônio Carlos da Silva Monteiro (Formiga) que sempre me ajudou desde a graduação dando apoio nas horas mais difíceis;

a todos (as) secretárias (os) da instituição, em especial à Sonia Regina Ferreira e Silva Andrade do Departamento de Energia e Elétrica, à Maria Aparecida Ribeiro de Vasconcelos do Departamento de Materiais e Tecnologia, à Maria Auxiliadora Neves de Carvalho, a Renata Pereira da Rocha Barbosa e aos secretários (as) da Seção Técnica de pós-graduação. Em especial à Regina Célia Ferreira da Silva Souza da Seção Técnica de graduação da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação, amizade e alegria no atendimento, admiro e têm todo o meu respeito e gratidão, por toda a minha jornada de aprendizagem desde a graduação;

ao apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, Brasil (CAPES). A ajuda financeira foi de extrema importância na fase de adaptação no local e na compra de instrumentos que me ajudaram na realização da pesquisa;

aos funcionários em geral da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, por transformarem a vida de todos ao redor, bem como a própria Instituição, que proporciona a todos os alunos um ensino de qualidade e excelência.

“Tenha coragem de seguir o que seu coração e o que sua intuição dizem. Eles já sabem o que você realmente deseja. Todo resto é secundário”.

Steve Jobs

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001.

## RESUMO

Neste trabalho estudou-se o efeito do springback voltado para as indústrias metal-mecânica, principalmente para a fabricação de automóveis, que por meio da utilização de chapas de aço de alta resistência, diminui o peso do veículo e conseqüentemente a emissão de gases poluentes, especialmente com ganhos de resistência e ductilidade em relação ao seu estado convencional (IF, Mild, BH, CMn, HSLA, FB, IF-HS), além da grande facilidade na conformação a frio e melhor absorção de energia ao impacto. Após o ensaio de dobramento em chapas de aço de alta resistência (HSS), o efeito *springback* foi observado, quantificado e investigado se existe interferência devido à resistência dos aços dual phase (600 MPa, 780 MPa e 800 MPa), de dois ângulos internos de dobra (30° e 90°), da direção de laminação (seção transversal ou longitudinal), da velocidade de puncionamento (4, 8 e 12 mm/minuto) e, por fim, da observação na variação do springback com o tempo. No ensaio de tração, variou-se a direção de laminação (0°, 45° e 90°) para avaliar as propriedades mecânicas do material nas diferentes direções de laminação e se alteram conforme as resistências dos aços dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800). De maneira geral, pode-se concluir principalmente que o springback aumentou com o aumento da resistência do material, pois permanecendo constantes a velocidade de puncionamento (4 mm/min), o ângulo interno de dobra inicial (30 graus) e a direção de laminação (seção longitudinal), os valores de Springback resultaram em 7,24 graus para o aço DP 600, 8,17 graus para o aço DP 780 e 16,70 graus para o aço DP 800. Permanecendo constantes a resistência do material (DP 800), o ângulo interno de dobra inicial (30 graus) e a direção de laminação (seção longitudinal), verifica-se que os valores de springback aumentaram com o aumento da velocidade de puncionamento, 16,7 graus (4 mm/min), 17,2 graus (8 mm/min) e 16,9 graus (12 mm/min). Para o aço DP 600, velocidade de puncionamento de 12 mm/min, seção longitudinal, o valor de springback aumentou com a diminuição do ângulo interno de dobra inicial, para 90 graus (7,95 graus de springback) e para 30 graus (4,81 de springback). As propriedades mecânicas dos aços dual phase, bem como o springback alteram com a direção de laminação, por exemplo, a tensão limite de escoamento na seção longitudinal resultou em 440 MPa, na seção transversal resultou em 470 MPa e em 45 graus em relação a direção de laminação resultou em 430 MPa.

**PALAVRAS-CHAVE:** Springback. Aços avançados de alta resistência. Aços dual phase DP 600, DP 780 e DP 800.

## ABSTRACT

In this work, we studied the effect of elastic return aimed at the metal-mechanic industries, mainly for car manufacturing, which through the use of high-strength steel sheets, reduces the vehicle weight and consequently the emission of polluting gases, especially with strength and ductility gains compared to its conventional state (IF, Mild, BH, CMn, HSLA, FB, IF-HS), as well as its easy cold forming and better energy absorption on impact. After the high strength steel sheet (HSS) bending test, the springback effect was observed, quantified and investigated if there is interference due to the variation of the two types of biphasic steels (600 MPa, 780 MPa and 800 MPa), internal bending angles (30 ° and 90 °), rolling direction (30 ° and 90 °), punching speed (4, 8 and 12 mm / minute) and, finally, observation of the elastic return variation with time. In the tensile test, the rolling direction (0 °, 45 ° and 90 °) was varied to evaluate the mechanical properties of the material in the different rolling directions and change according to the strength of biphasic steel (DP 600, DP 780 and DP 800). In general, it can be concluded mainly that the elastic return increased with increasing material strength, since the punching speed (4mm / min), the initial bending internal angle (30 degrees) and the rolling direction remained constant (longitudinal section), Springback values resulted in 7,24 degrees for DP 600 steel, 8,17 degrees for DP 780 steel and 16,70 degrees for DP 800 steel. Remaining material strength constant (DP 800), the initial bending internal angle (30 degrees) and the rolling direction (longitudinal section), springback values increased with increasing punching speed, 16,7 degrees (4 mm/min), 17,2 degrees (8 mm/min) and 16,9 degrees (12 mm/min). For DP 600 steel, punching speed 12 mm/min and longitudinal section, the springback value increased with decreasing internal bending angle from 90 degrees (7,95 degrees elastic return) to 30 degrees (4,81 elastic return). The mechanical properties of biphasic steel as well as the elastic return change with the rolling direction, for example, the yield stress in the longitudinal section resulted in 440 MPa, in the cross section resulted in 470 MPa and 45 degrees relative to the direction of lamination resulted in 430 MPa.

**KEYWORDS:** Springback. High Strength Steel (HSS). Dual Phase Steel DP 600, DP 780 and DP 800.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Estrutura AHSS para veículos do projeto ULSAB .....	22
Figura 2 – Desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência para a indústria automobilística desde 1975.....	27
Figura 3 – Comparação entre os aços em relação ao limite de resistência à tração (MPa) e ao alongamento total (%)......	27
Figura 4 – Representação esquemática da morfologia da microestrutura bifásica e a comparação entre as curvas tensão convencional versus deformação convencional.....	28
Figura 5 – Diagrama de fases Fe-C .....	29
Figura 6 – Processo de produção do aço dual phase e do aço TRIP .....	30
Figura 7 – Flexão cilíndrica apresentada na Conferência Numisheet (2002).....	31
Figura 8 – a) e b) esquema de dobramento guiado, c) ângulo de dobramento .....	32
Figura 9 – Cálculo da anisotropia.....	33
Figura 10 – Valores típicos de anisotropia normal (R) para vários materiais de chapas metálicas .....	35
Figura 11 – Fluxograma da metodologia utilizada na avaliação do efeito Springback.....	41
Figura 12 – Máquina de corte de Controle Numérico Computacional (CNC).....	43
Figura 13 – Máquina de corte serra fita vertical modelo RMF 400-S.....	43
Figura 14 – Seccionamento das amostras em um material de acordo com norma ASTM.....	44
Figura 15 – Embutidora a quente .....	44
Figura 16 – Gravador vibrador com ponta de aço temperado .....	45
Figura 17 – a) Máquina de lixamento automática e b) manual respectivamente .....	46
Figura 18 – Estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, com ampliação de 50x .....	47
Figura 19 – Ultrassom usado na limpeza da amostra .....	48
Figura 20 – a) Microscópio óptico OLYMPUS BX51M, b) acoplado a um PC, UFJF.....	50
Figura 21 – Microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, UNESP .....	50
Figura 22 – Seccionamento dos corpos de prova para ensaio de tração (CNC).....	52
Figura 23 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração .....	52
Figura 24 – Detalhe da amostra durante o ensaio de tração .....	53
Figura 25 – Ensaio de dobramento a três pontos.....	54
Figura 26 – Total de corpos de prova testado para cada resistência de aço dual phase .....	55

Figura 27 – Tamanho amostral estimado, Software Minitab 19 .....	56
Figura 28 – Distância entre os apoios fixado em 14 mm, usinado pela empresa Takaimec, na cidade de Jacareí, SP.....	57
Figura 29 – Inclinômetro digital de base magnética: a) referencial ao eixo X; b) ângulo interno de dobra de 30 graus; c) ângulo interno de dobra de 90 graus .....	58
Figura 30 – Cálculo do deslocamento de descida no eixo Y do punção .....	58
Figura 31 – O cálculo da medida do ângulo de Springback e a conformação de três pontos ao ar respectivamente .....	59
Figura 32 – Microdurômetro Vickers/Knoop Wilson Instruments, modelo 401 MVD .....	60
Figura 33 – Ensaio de microdureza Vickers pré - ensaio de dobramento realizada para cada resistência do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).....	60
Figura 34 – Ensaio de microdureza Vickers pós - ensaio de dobramento realizada para cada resistência do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800) .....	61
Figura 35 – Propriedades mecânicas do aço DP 600 variando-se a direção de laminação .....	63
Figura 36 – Propriedades mecânicas do aço DP 780 variando-se a direção de laminação .....	64
Figura 37 – Propriedades mecânicas do aço DP 800 variando-se a direção de laminação .....	66
Figura 38 – Comparação das propriedades mecânica do ensaio de tração para o aço dual phase variando-se apenas a resistência, na mesma direção de laminação .....	66
Figura 39 – Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 600.....	70
Figura 40 – Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 780.....	70
Figura 41 – Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 800.....	70
Figura 42 – Efeito Springback (DP 600 a 0 SL): a) 30 <sup>0</sup> b) 90 <sup>0</sup> respectivamente .....	71
Figura 43 – Efeito <i>Springback</i> (DP 600 a 90 SL): a) 30 <sup>0</sup> b) 90 <sup>0</sup> respectivamente .....	71
Figura 44 – Efeito <i>Springback</i> (DP 780 a 0 SL): a) 30 <sup>0</sup> b) 90 <sup>0</sup> respectivamente .....	71
Figura 45 – Efeito Springback (DP 780 a 90 SL): a) 300 b) 900 respectivamente.....	72
Figura 46 – Efeito <i>Springback</i> (DP 800 a 0 SL): a) 30 <sup>0</sup> b) 90 <sup>0</sup> respectivamente .....	72
Figura 47 – Efeito <i>Springback</i> (DP 800 a 90 SL): a) 30 <sup>0</sup> b) 90 <sup>0</sup> respectivamente .....	72
Figura 48 – Comparação entre as resistências dos aços dual phase - Springback (graus) x Tempo (dias).....	73
Figura 49 – Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 600, ao se comparar a velocidades de puncionamento –	

Springback (graus) x Tempo (dias). .....	74
Figura 50 – Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 780, ao se comparar a velocidades de puncionamento – Springback (graus) x Tempo (dias). .....	74
Figura 51 – Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 800, ao se comparar a velocidades de puncionamento – Springback (graus) x Tempo (dias). .....	75
Figura 52 – Teste de hipótese de Tukey para velocidades de puncionamento.....	76
Figura 53 – Teste de hipótese de Tukey para o tempo de observação do springback.....	77
Figura 54 – Teste de hipótese de Tukey para as resistências do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800) .....	80
Figura 55 – Amostras do aço DP 600 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos .....	81
Figura 56 – Amostras do aço DP 780 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos .....	82
Figura 57 – Amostras do aço DP 800 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos .....	82
Figura 58 – Amostras do aço DP 600 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós ensaio de dobramento a três pontos .....	84
Figura 59 – Amostras do aço DP 780 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós o ensaio de dobramento a três pontos .....	85
Figura 60 – Amostras do aço DP 800 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós do ensaio de dobramento a três pontos .....	85
Figura 61 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 da superfície com ampliação (a) 500x; (b) 1000x.....	88
Figura 62 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção longitudinal com ampliação (c) 500x; (d) 1000x.....	89
Figura 63 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção transversal com ampliação (e) 500x; (f) 1000x .....	89
Figura 64 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na superfície com ampliação (g) 500x; (h) 1000x .....	90
Figura 65 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção longitudinal com ampliação (i) 500x; (j) 1000x .....	90

Figura 66 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção transversal com ampliação (k) 500x; (l) 1000x .....	91
Figura 67 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na superfície com ampliação (m) 500x; (n) 1000x .....	91
Figura 68 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção transversal com ampliação (q) 500x; (r) 1000x .....	92
Figura 69 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção longitudinal com ampliação (o) 500x; (p) 1000x .....	92
Figura 70 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na superfície com ampliação (o) 500x; (p) 1000x .....	93
Figura 71 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção transversal com ampliação (o) 500x; (p) 1000x .....	93
Figura 72 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção longitudinal com ampliação (e) 500 x; (f) 1000x .....	94
Figura 73 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção transversal com ampliação (g) 500 x; (h) 1000x.....	94
Figura 74 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção longitudinal com ampliação (i) 500x; (j) 1000x .....	95
Figura 75 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção transversal com ampliação (k) 500x; (l) 1000x .....	95

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Dimensões geométricas do modelo de flexão cilíndrica livre apresentado (Numisheet 2002) .....	31
Tabela 2 – Índices de anisotropia do aço DP 600.....	34
Tabela 3 – Índices de anisotropia do aço DP 780.....	34
Tabela 4 – Índices de anisotropia do aço DP 800.....	34
Tabela 5 – Composição Química do Aço Dual Phase 600, 780 e 800 .....	41
Tabela 6 – Distância entre os suportes para cada espessura de aço (norma ASTM E290) .....	56
Tabela 7 – Propriedades Mecânicas do aço DP 600.....	63
Tabela 8 – Propriedades Mecânicas do aço DP 780.....	64
Tabela 9 – Propriedades Mecânicas do aço DP 800.....	64
Tabela 10 – Cálculo da anisotropia do aço DP 600.....	68
Tabela 11 – Cálculo da anisotropia do aço DP 780.....	68
Tabela 12 – Cálculo da anisotropia do aço DP 800.....	69
Tabela 13 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para as velocidades de puncionamento.....	76
Tabela 14 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para o tempo de observação do valor <i>springback</i> .....	77
Tabela 15 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para variação dos ângulos pré-determinados (30 e 90 graus) .....	78
Tabela 16 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para direção de laminação (0SL e 90SL) .....	79
Tabela 17 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para as resistências do aço (DP 600, DP 780 e DP 800) .....	79
Tabela 18 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 600, antes do ensaio de dobramento .....	81
Tabela 19 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 780, pré ensaio de dobramento.....	82
Tabela 20 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 800, pré ensaio de dobramento.....	83
Tabela 21 – Comparação da microdureza Vickers antes e após ensaio de dobramento a três pontos .....	84
Tabela 22 – Teor das fases presentes no aço DP 600.....	87
Tabela 23 – Teor das fases presentes no aço DP 780.....	87

Tabela 24 – Teor das fases presentes no aço DP 800.....	88
---	----

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	Aços avançados de alta resistência ( <i>Advanced high strength steels</i> )
ASTM	American Society for Testing and Materials
CNC	Máquina de corte de Controle Numérico Computacional
DP	Dual Phase
HSS	High-Strength Steel
NBR	Norma Brasileira Registrada
PES	Porsche Engineering Services, Inc
PIB	Produto interno bruto
SL	Direção da laminação
ULSAB	Ultra Light Steel Auto Body
0 SL	Seção longitudinal
45 SL	45 graus da direção da laminação
90 SL	Seção transversal

## LISTA DE SÍMBOLOS

G	comprimento útil
W	largura
T	espessura
R	raio do filete
L	comprimento total
A	comprimento da área reduzida
B	comprimento da seção de aderência
C	largura da seção de aderência
t	espessura da chapa de aço
d	distância entre os apoios
$\sigma_e$	limite de resistência ao escoamento
$\varepsilon_T$	deformação total
HV	microdureza Vickers
cdp	corpo de prova
F	carga em Kgf do indentador
l	média aritmética das duas diagonais $l_1$ e $l_2$
$t^*$	tempo
v	velocidade de puncionamento mm/min
Al	Alumínio
C	Carbono
Ca	Cálcio
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Mn	Manganês
Mo	Molibidênio
Ni	Níquel
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
Ti	Titânio

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>21</b>
1.1	OBJETIVO GERAL.....	23
1.2	OBJETIVO ESPECÍFICO.....	23
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>25</b>
2.1	AÇO DUAL PHASE .....	25
2.2	PRODUÇÃO DO AÇO DUAL PHASE .....	27
2.3	CONFERÊNCIA NUMISHEET (2002) .....	30
2.4	ENSAIO DE DOBRAMENTO A TRÊS PONTOS.....	31
2.5	ANISOTROPIA .....	32
2.6	TEMPO DE OBSERVAÇÃO DO EFEITO SPRINGBACK .....	35
2.7	A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE PUNÇIONAMENTO NO EFEITO SPRINGBACK.....	36
2.8	A INFLUÊNCIA DA DIREÇÃO DA LAMINAÇÃO NO EFEITO SPRINGBACK.....	37
2.9	A INFLUÊNCIA DO ÂNGULO INTERNO DE DOBRA NO EFEITO SPRINGBACK.....	38
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>40</b>
3.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	42
<b>3.1.1</b>	<b>Seccionamento</b> .....	<b>42</b>
<b>3.1.2</b>	<b>Embutimento</b> .....	<b>44</b>
<b>3.1.3</b>	<b>Identificação das amostras</b> .....	<b>45</b>
<b>3.1.4</b>	<b>Lixamento</b> .....	<b>45</b>
<b>3.1.5</b>	<b>Ultrassom de limpeza</b> .....	<b>47</b>
<b>3.1.6</b>	<b>Polimento</b> .....	<b>48</b>
<b>3.1.7</b>	<b>Ataque químico</b> .....	<b>48</b>
<b>3.1.8</b>	<b>Microscopia Óptica pré e pós o ensaio de dobramento a três pontos</b> .....	<b>49</b>
3.1.8.1	Software Image J .....	50
3.2	ENSAIOS MECÂNICOS.....	51
<b>3.2.1</b>	<b>Ensaio de tração</b> .....	<b>51</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Ensaio de dobramento a três pontos</b> .....	<b>53</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Ensaio de microdureza Vickers pré e pós o ensaio de dobramento a três pontos</b> .....	<b>59</b>

<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	62
4.1	ENSAIOS MECÂNICOS.....	62
<b>4.1.1</b>	<b>Ensaio de Tração</b> .....	62
4.1.1.1	Propriedades mecânica do aço DP 600 .....	62
4.1.1.2	Propriedades mecânica do aço DP 780 .....	63
4.1.1.3	Propriedades mecânica do aço DP 800 .....	65
4.1.1.4	Comparação entre as resistências dos aços dual phase (DP 600, DP780 e DP 800).....	66
4.1.1.5	Anisotropia .....	67
<b>4.1.2</b>	<b>Ensaio de dobramento a três pontos</b> .....	69
4.1.2.1	A velocidade de puncionamento (4 para 8 mm/min e 8 para 12 mm/min) .....	75
4.1.2.2	Período de observação deste efeito durante 6 dias .....	76
4.1.2.3	O ângulo interno de dobra inicial pré-determinado (30 graus e 90 graus) .....	78
4.1.2.4	Direção da laminação (seção longitudinal e transversal) .....	78
4.1.2.5	Resistências dos aços dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).....	79
<b>4.1.3</b>	<b>Ensaio de microdureza Vickers</b> .....	80
4.1.3.1	Antes do ensaio de dobramento a três pontos.....	80
4.1.3.2	Pós ensaio de dobramento a três pontos .....	83
<b>4.1.4</b>	<b>Microscopia óptica</b> .....	86
4.1.4.1	Antes do ensaio de dobramento a três pontos.....	88
4.1.4.2	Pós-ensaio de dobramento a três pontos.....	93
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	96
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	98
	<b>BIBLIOGRAFIA CONSULTADA</b> .....	103

## 1 INTRODUÇÃO

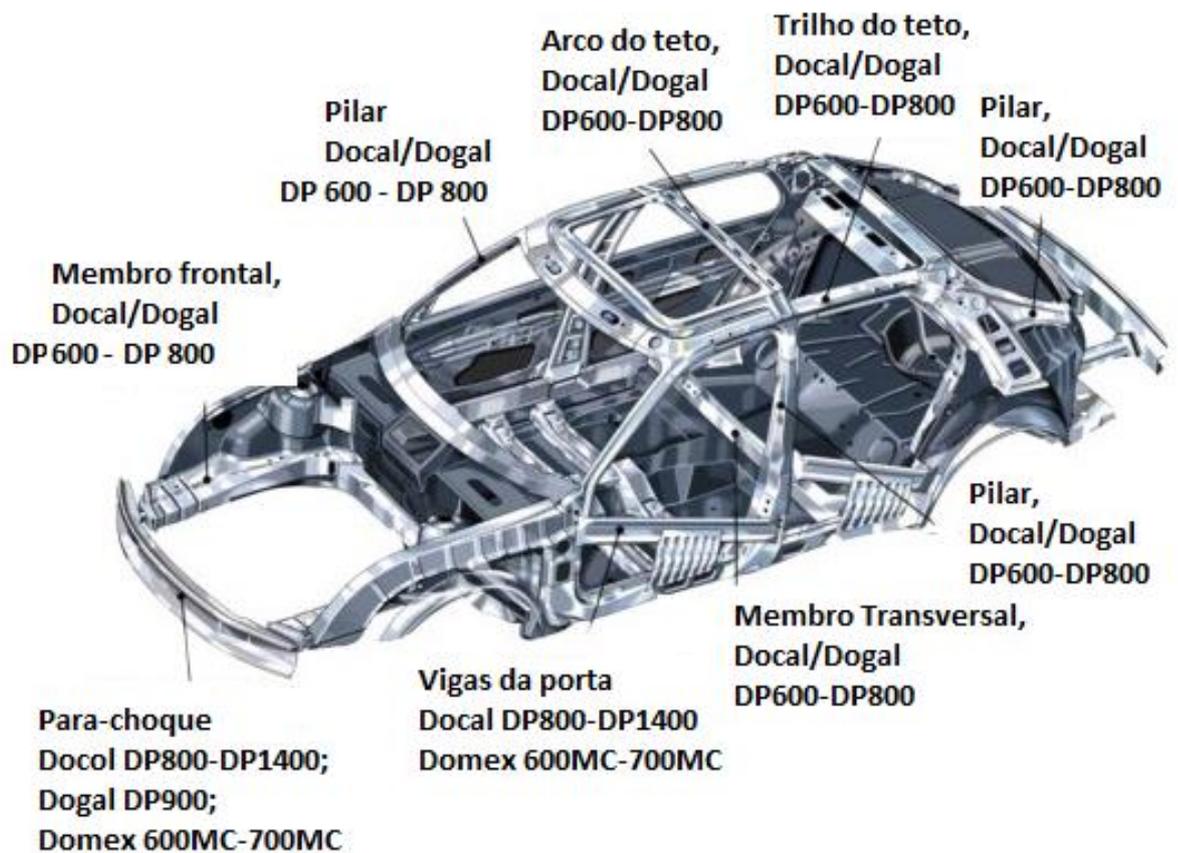
Nas últimas décadas, a indústria automobilística brasileira continua evoluindo rapidamente. Nas últimas décadas, pode-se perceber este avanço pela evolução tecnológica dos processos produtivos, da inovação e desenvolvimento que chegam aos condutores de veículos. De acordo com a Associação Nacional de Fabricantes de Veículos Automotores – ANFAVEA, a produção brasileira total de autoveículos em 2018 correspondeu a uma fabricação de 2.879.809 unidades (ANFAVEA, 2019).

Segundo o Ministério do Desenvolvimento (2019), Indústria e Comércio Exterior, o setor automotivo tem importante participação na estrutura industrial mundial. No Brasil, representa cerca de 22,0% no PIB Industrial e de 4,0% no PIB Total. Devido aos seus encadeamentos, é um setor cujo desempenho pode afetar significativamente a produção de vários outros setores industriais. A produção mundial de veículos em 2016 foi de 72,1 milhões de unidades, dos quais 1,77 milhões foram produzidos no Brasil, o que o classifica como 10º maior produtor mundial de veículos, atrás da China, Estados Unidos, Japão, Alemanha, Índia, Coreia do Sul, México, Espanha e Canadá. No que tange ao tamanho do mercado, em igual ano o Brasil comercializou 2,05 milhões de veículos, atrás da China (28 milhões), Estados Unidos (17,8 milhões), Japão (4,9 milhões), Alemanha (3,7 milhões, Índia (3,6 milhões), Reino Unido (3,1 milhões) e França (2,4 milhões), apresentando-se no Ranking mundial de 2016 o 10º maior produtor e no mercado interno o 8º, gerando empregos diretos e indiretos totalizando 1,3 milhão de pessoas. Com o auxílio destes dados estatísticos, pode-se perceber a importância deste setor no país e em escala mundial. (Ministério do Desenvolvimento, Indústria e Comércio Exterior, 2019).

Existe um grande investimento de projetos automobilísticos sustentáveis (diminuição de CO<sub>2</sub>). Assim, as modernas melhorias dos automóveis apresentam soluções construtivas mais leves, confortáveis e seguras, sem deixar de assegurar os requisitos de rigidez, resistência ao choque e absorção de energia. Desde 1994, já existia uma grande preocupação em se diminuir o peso dos veículos sem a perda da ductilidade e da resistência do material. Um grande exemplo foi a indústria siderúrgica, que por meio do Consórcio Ultra Light Steel Auto Body (ULSAB), contratou a Porsche Engineering Services, Inc. (PES) para conduzir a fase 1 do projeto ULSAB e determinar um material de aço mais leve para estrutura de veículos, diminuindo a espessura das chapas de aço e alterando o material para aços de alta resistência. A Figura 1 ilustra as aplicações automotivas típicas de AHSS, incluindo reforços para pára-

choques, caixas de colisão e vigas de impacto de portas. Em setembro de 1995, a atenção da indústria automobilística mundial estava focada no estudo dos resultados da Fase 1. Os resultados também afetaram o crescimento do Consórcio ULSAB para 35 empresas siderúrgicas associadas, representando 18 nações no mundo todo. A fase 2 terminou na primavera de 1998 com a criação do hardware de demonstração ULSAB que aprovou o conceito da Fase 1 que não é apenas viável, mas que o desempenho e as metas foram excedidas em 60% para a rigidez torcional, 48% para a rigidez de flexão e 50% para a frequência comparando com a fase 1 do aço em estudo. A redução do peso do veículo manteve-se em 25% comparada à fase anterior, enquanto a análise de colisão mostrou excelentes resultados para os eventos de análise de colisão selecionados, incluindo a falha de deslocamento. Os resultados mostram que é possível reduzir o peso de estruturas dos veículos com variações mínimas do custo do material.

Figura 1 - Estrutura AHSS para veículos do projeto ULSAB.



Fonte: Olsson et. al. (2006).

A redução de peso é muito importante para reduzir as emissões de CO<sub>2</sub> em veículos. Ao reduzir o peso de um carro em 1 kg, as emissões de CO<sub>2</sub>, reduzem em 20 kg após 170 000 km de condução. Usando aços avançados de alta resistência (AHSS), é possível fazer peças estruturais e de absorção de energia com paredes mais finas, reduzindo assim, o peso total do carro.

Este trabalho é um estudo do efeito do *springback* na conformação das chapas de aço de alta resistência. Utiliza-se este tipo de aço em estruturas de veículos e o mesmo é *Dual Phase*, ou seja, em sua microestrutura possui duas fases em maior teor, a ferrita e a martensita. Foi quantificado este efeito em relação as resistências dos aços dual phase DP 600, DP 780 e DP 800, com espessuras 1,46 mm; 1,20 mm e 1,98 mm respectivamente, variando-se alguns parâmetros de ensaio, como a velocidade do punção no eixo y no ensaio de dobramento, a variação do efeito *springback* com o tempo, a direção da laminação e o ângulo interno de dobra pré-determinado para analisar a interferência neste efeito.

## 1.1 OBJETIVO GERAL

Pesquisar o efeito do retorno elástico na conformação de chapas de aço (Dual Phase) de elevada resistência.

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para realizar o objetivo geral foi importante alcançar objetivos específicos como:

1. Caracterizar as propriedades mecânicas dos aços de alta resistência, dual phase (*dual-phase*), por meio dos ensaios mecânicos para obter principalmente limite de resistência à tração, o limite de escoamento e o alongamento.
2. Quantificar e qualificar as fases presentes nos aços dual phase (*dual-phase*), caracterizando a microestrutura destes para correlacionar com as propriedades mecânicas do material;
3. No ensaio de dobramento a três pontos em formato “U”, foi necessário quantificar o grau do *springback* no material em estudo, esta avaliação foi feita pela diferença do ângulo interno de dobramento inicial e final para que fosse possível avaliar e correlacionar os parâmetros de ensaio como a direção de laminação, ângulo final de dobramento, a

influência da variação da resistência do material, velocidade do punção no eixo y no ensaio de dobramento e se esse mesmo ângulo interno varia com o tempo.

4. Correlacionar as características microestruturais de cada aço e as alterações geométricas resultantes do processo de conformação (efeito *springback*), analisando a influência do ângulo interno de dobra na microestrutura e microdureza Vickers do material na região da dobra;
5. Comparar a seção longitudinal e transversal da chapa quanto à microestrutura e microdureza;
6. Analisar a influência dos efeitos do *Springback* nas diferentes resistências do material (chapas) nas dimensões obtidas e ângulos de dobra;

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 AÇO *DUAL PHASE*

Para entendermos a evolução dos aços *dual phase*, é de grande importância relembrarmos fatos históricos e a importância do investimento em soluções para as limitações em cada época. Em 1769, fabricou-se o modelo pioneiro, construído pelo engenheiro francês Nicolas-Joseph Cugnot, o primeiro carro movido a vapor. A máquina, planejada originalmente para transportar peças de artilharia do exército francês, podia levar até quatro pessoas – mas não ultrapassava os 3 km/h. Em 1807, os primeiros carros movidos por um motor de combustão interna a gás combustível apareceram. Em 1850, o inventor belga Étienne Lenoir criou um motor a explosão que usava gás como combustível. Essa inovação, aperfeiçoada pelo engenheiro alemão Nikolaus Otto, substituiria o motor a vapor e seria fundamental para a evolução do automóvel o que levou à introdução em 1885, do primeiro meio de transporte a fazer uso de um motor a gasolina para se locomover, o automóvel continha somente três rodas e foi criado por um alemão de nome Karl Benz.

Os primeiros automóveis em aço possuíam design quadrado, devido a inadequada estampabilidade das chapas de aço, bem como limitações dos processos industriais em refinamentos de grãos e conformação. A partir de então teve início a corrida pela produção e venda de automóveis, iniciada por uma empresa francesa conhecida pelo nome de Panhard et Levassor. No ano de 1892, o conhecido Henry Ford fabricou seu primeiro carro, o Ford, na América do Norte. Em 1906, no início do século 20, os carros a gasolina ainda conviviam com os modelos a vapor. Em uma corrida nos Estados Unidos, um veículo a vapor fabricado pelos irmãos Stanley, dois construtores americanos, estabeleceu um novo recorde mundial de velocidade: 204 km/h. Em 1908, o período chamado de Revolução Industrial, o americano Henry Ford criou a linha de montagem, barateando os veículos ao padronizar sua produção. “O Ford T pode ser adquirido em qualquer cor, desde que seja preto”, dizia ele. Em 1920, metade dos carros do mundo seria do modelo Ford T.

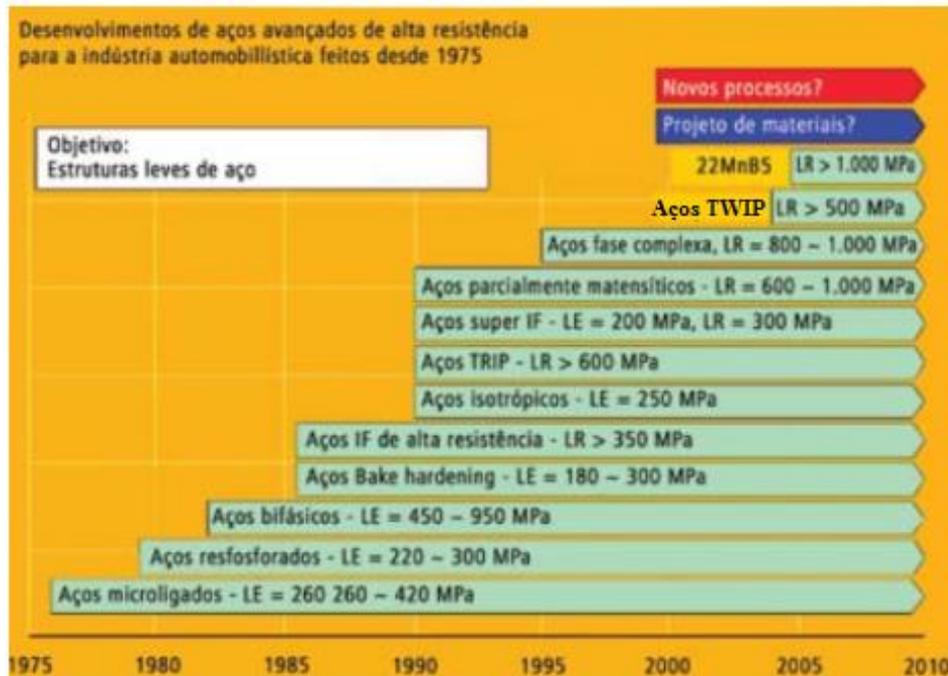
Em 1950, as indústrias automobilísticas pressionavam as usinas a evoluir tecnologicamente, para que a produção fosse econômica e houvesse alta estampabilidade nos aços, surgiu, assim, o predomínio de um estilo automotivo exuberante curvilíneo, apelidado de rabo-de-peixe, carros antigos, com carroceria alongada, devido ao formato extravagante da região posterior dos automóveis daquela época. Surgida em 1948 e extinta em 1965, a barbatana, os rabos de peixe, era o estilo mais popular de Detroit nos anos 50. Melhor que

qualquer outro recurso visual, marcou o exagero da opulência econômica dos EUA. No final da década de 1970, surgiu o aço *dual phase*, que, como seu nome dá a entender, apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia somada a 15 a 20% de martensita (GORNI, 2008).

Em 1973, período conhecido como a primeira crise do petróleo, uma crise econômica e comercial de proporções mundiais desencadeada pelos maiores países produtores de petróleo, em geral, localizados no Oriente Médio. O grande aumento do preço do petróleo impôs a redução do seu consumo e uma das formas de se alcançar este objetivo foi com a diminuição do peso dos automóveis. Assim, surgiram os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou mais conhecido como *High Strength Low Alloy* – (HSLA), com micro-adições de Nb, Ti e V, microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação, conseqüentemente, com maior resistência mecânica. Entretanto, houve perda na estampabilidade nos produtos. O aço *dual phase* minimizou a perda da estampabilidade com o aumento da resistência. A crise do petróleo terminou em 1985, porém as exigências das indústrias automobilísticas sobre diminuição do preço, manutenção dos produtos e maior conforto para os consumidores continuaram. Em 1990, com o mercado competitivo em escala global, a siderurgia mundial buscou novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas, cuja a evolução pode ser apreciada na Figura 2. Ainda nesse ano, todos esses aços foram englobados em uma mesma família, designada Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steels – AHSS) (GORNI, 2008).

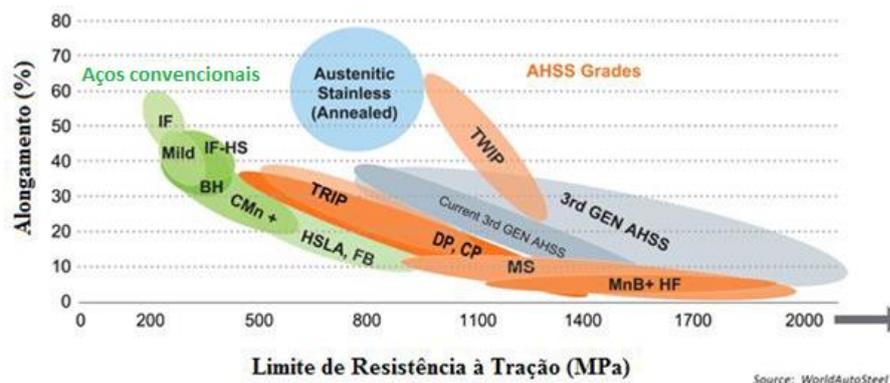
A resposta para a alta competitividade e o atendimento às restrições ao consumo de energia e aos danos ao meio ambiente foram as chapas de aços avançados de alta resistência. Os aços *Dual Phase* se caracterizam por conciliarem, de maneira otimizada, resistência e conformabilidade. Essa ductilidade provém de sua microestrutura, que associa fases extremamente duras (martensita ou bainita) dispersas em uma matriz ferrítica pura. Essa característica assegura uma boa aptidão à repartição de deformações e, por conseguinte, uma boa estampabilidade. A Figura 3 compara aços avançados de alta resistência com os aços convencionais utilizados na indústria automotiva em relação ao alongamento total (%) e a resistência à tração (MPa). Pode-se observar na imagem que quando um aço apresenta uma boa resistência mecânica, geralmente apresenta uma ductilidade baixa, entretanto os aços *dual phase*, em estudo neste trabalho, apresentam uma boa combinação dessas propriedades extremamente importantes, uma vez que irão ser utilizados principalmente em estruturas de veículos automotivos.

Figura 2 - Desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência para a indústria automobilística desde 1975.



Fonte: Gorni (2008).

Figura 3 – Comparação entre os aços em relação ao limite de resistência à tração (MPa) e ao alongamento total (%).



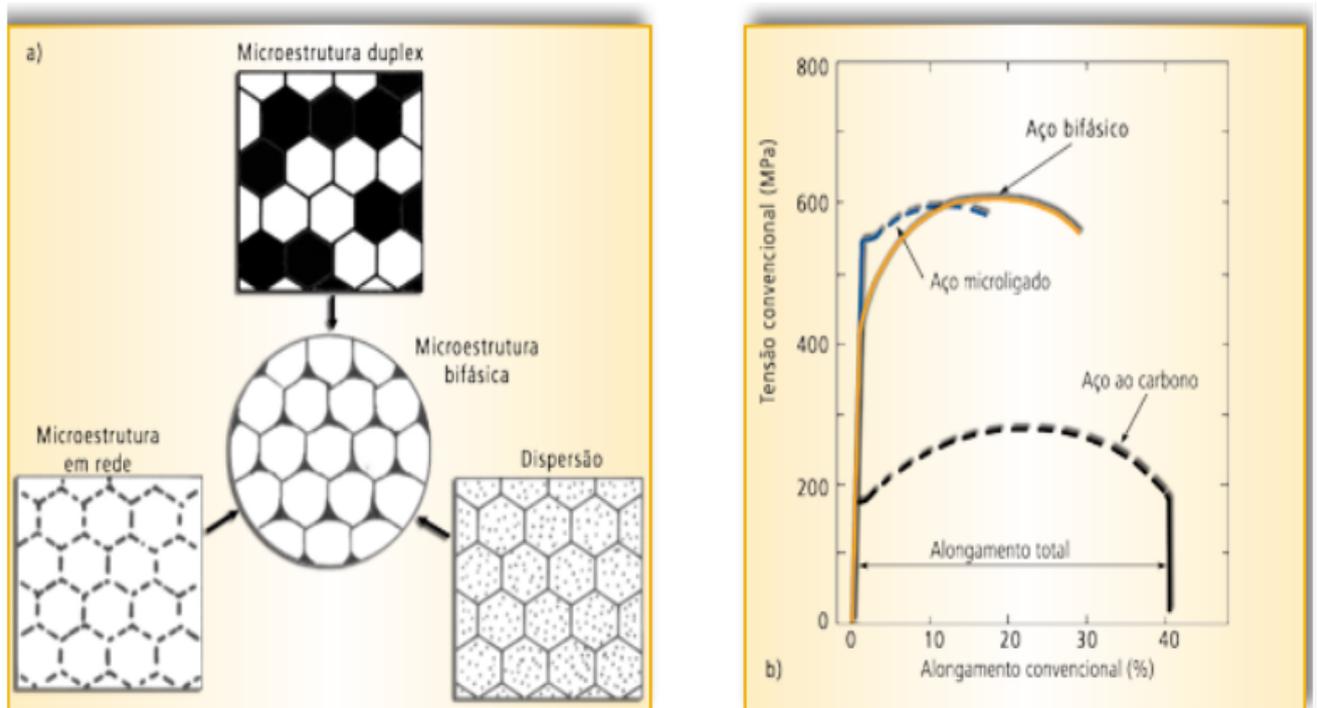
Fonte: World Auto Steel (2019)

## 2.2 PRODUÇÃO DO AÇO DUAL PHASE

Os aços dual phase são produzidos por meio de tratamento térmico de têmpera na zona crítica, ou seja, campo onde as fases ferrita e austenita se encontram em equilíbrio. O processo básico para obtenção das fases martensita e ferrita consiste aquecer o aço até temperaturas entre as linhas  $A_1$  e  $A_5$ , situa-se na região de coexistência da ferrita e austenita, nesta faixa de temperatura, a austenita se enriquece de carbono adquirindo, assim, composição

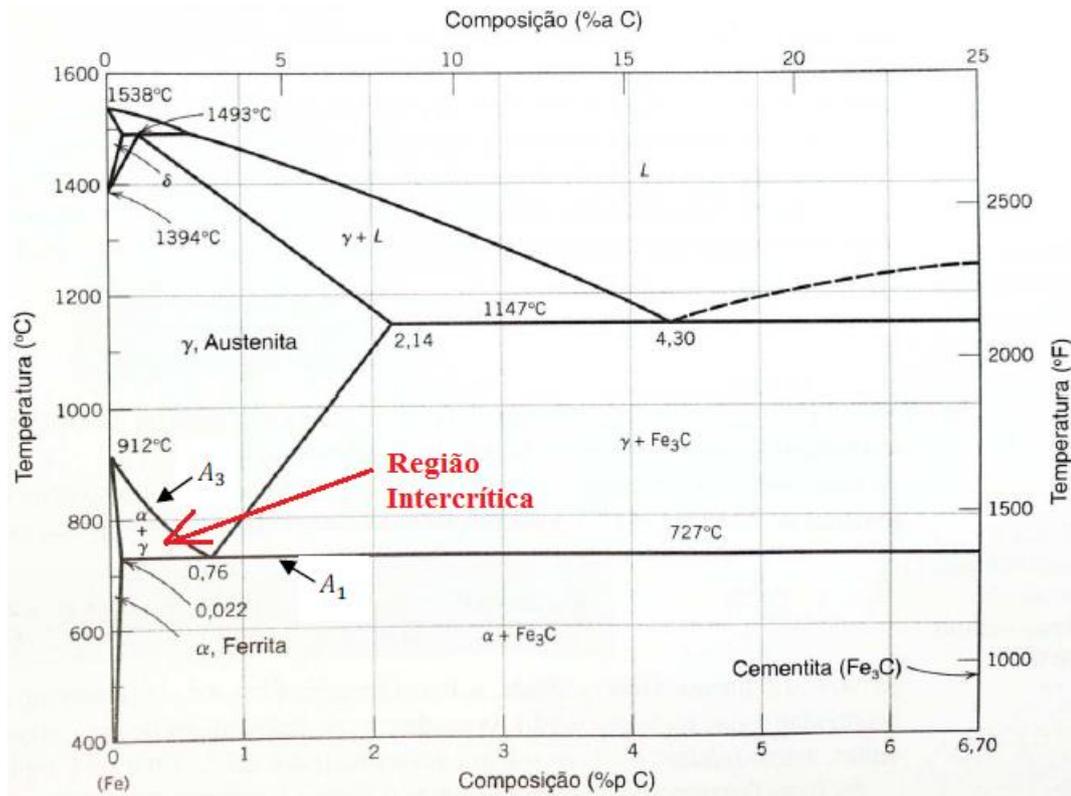
suficiente para que se transforme em martensita (Figura 4) ao resfriar rapidamente, como pode ser observado na Figura 5. Por meio deste resfriamento rápido (têmpera) até uma temperatura próxima à temperatura ambiente, parte da austenita gerada no aquecimento se transforma em martensita dando origem a microestrutura por ferrita (fase macia) e martensita (fase dura). Esta configuração microestrutural caracteriza os aços Dual Phase. Diferentes procedimentos de tratamentos térmicos podem ser realizados para se obter microestruturas bifásicas em aços de baixo carbono. Em qualquer que seja o processo, um ponto em comum a todos é que deve haver o resfriamento rápido a partir da zona crítica para se obter tal microestrutura. Logo, a morfologia das fases presentes na microestrutura bifásica depende da rota escolhida para a sua obtenção (Callister, 2008; Baptista, et.al. 2007).

Figura 4 - Representação esquemática da morfologia da microestrutura bifásica e a comparação entre as curvas tensão convencional versus deformação convencional.



Fonte: Gorni *et al.* (1980).

Figura 5 – Diagrama de fases Fe-C.



Fonte: Callister (2008).

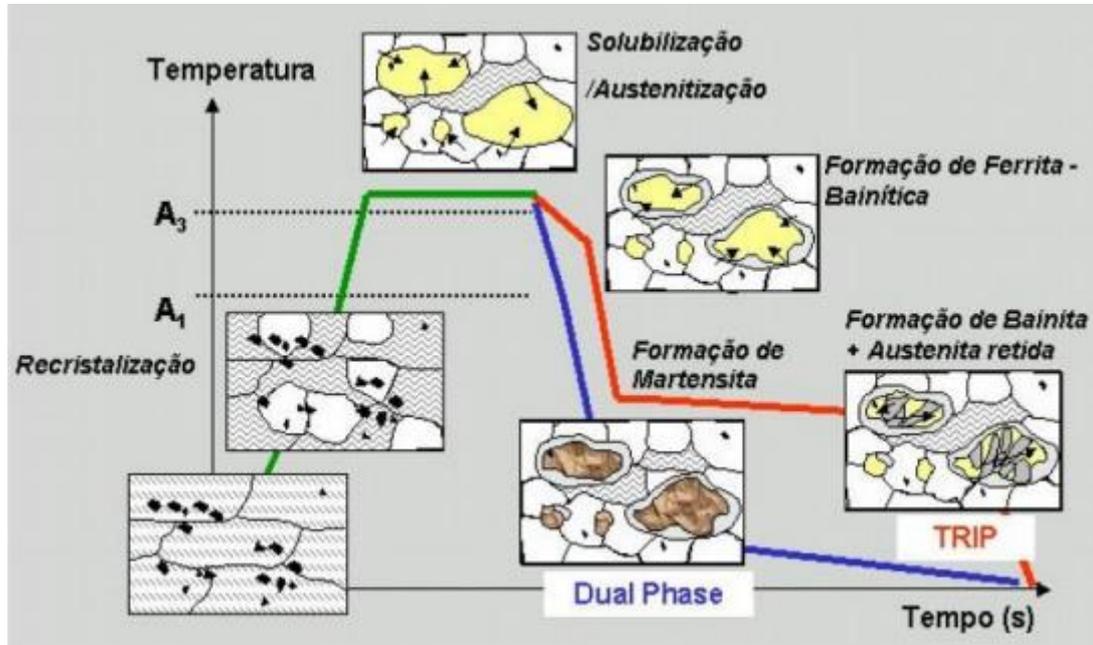
Os aços TRIP são aqueles que adquirem maior plasticidade mediante a ocorrência de transformação de fase induzida geralmente por deformação plástica. No caso, a sigla TRIP em inglês significa “Transformation Induced Plasticity”. Do ponto de vista microestrutural, estes aços são obtidos da austenização parcial ou total, seguida de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura de transformação bainítica. Durante o tratamento isotérmico, parte da austenita é transformada em bainita, enquanto outra parcela da austenita residual se transforma em martensita, durante a têmpera em água (Jacques et. al, 2001).

A ductilidade à temperatura ambiente depende do tempo de permanência na faixa de transformação bainítica, assim como da mistura de martensita, bainita e austenita retida dispersa na matriz ferrítica, obtida mediante a austenitização parcial. Certamente, a transformação bainítica, durante o processo isotérmico de obtenção de aços TRIP, permite o enriquecimento de carbono de parte substancial de austenita, que permanece estável após resfriamento até a temperatura ambiente (ELISEI et. al, 2008).

Conforme pode ser observado na Figura 6, a diferença no processo de produção dos aços dual phase e aços TRIP está na curva de resfriamento. Para os aços dual phase essa curva

é mais rápida, ou seja, a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para evitar a formação de perlita e bainita e garantir a formação de martensita.

Figura 6 – Processo de produção do aço dual phase e do aço TRIP.

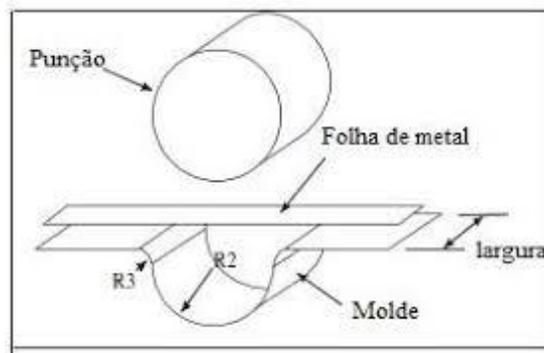


Fonte: Kantoviski, (2005) apud Bleck,(2002).

### 2.3 CONFERÊNCIA NUMISHEET 2002

O presente trabalho se baseou no ensaio de flexão utilizado como referência na 5ª Conferência Internacional e Seminário sobre Simulação Numérica 3D (Numisheet, 2002). Trata-se da conformação de chapas no ensaio de flexão cilíndrica livre (Figura 7) em que foram coletados os seguintes dados: ângulos internos do corpo de prova após a deformação ou após o *springback* e as distâncias das deformações ao longo das coordenadas cartesianas. Na Tabela 1, pode-se observar as dimensões geométricas adotadas pelo ensaio do modelo de flexão cilíndrica livre apresentado em Numisheet 2002.

Figura 7 – Flexão cilíndrica apresentada na Conferência Numisheet (2002).



Fonte: NUMISHEET (2002).

Tabela 1 - Dimensões geométricas do modelo de flexão cilíndrica livre apresentado (Numisheet 2002).

<b>Parâmetros do modelo</b>	<b>(mm)</b>
Raio do punção	23,5
Raio do molde R2	25
Rebordo do molde R3	4
Largura das ferramentas	50
Comprimento inicial da chapa de aço	120
Espessura da chapa de aço	1
Largura da chapa de aço	30
Golpe do punção	28,5

Fonte: NUMISHEET (2002).

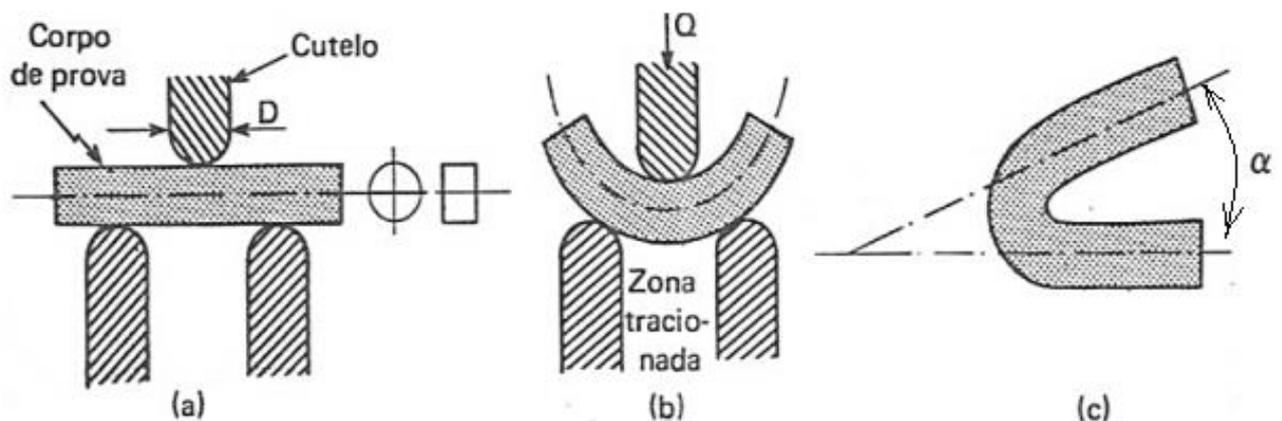
#### 2.4 ENSAIO DE DOBRAMENTO A4.1.1 TRÊS PONTOS

O ensaio de dobramento consiste em dobrar, ou ainda, deformar um corpo de prova até um determinado ângulo pré-determinado ( $\alpha$ ) por meio do punção de diâmetro D. Essa deformação predominantemente plástica ocorre pela aplicação de uma força, com uma determinada velocidade de puncionamento, até que o mesmo obtenha o ângulo escolhido ( $\alpha$ ). O corpo de prova é um material dúctil de seção transversal constante retangular, circular ou tubular apoiado em suportes em duas extremidades afastados a uma distância especificada por uma norma em função das dimensões do corpo de prova. Se houver trincas ou fissuras na região deformada e caso não seja atingido o ângulo pré-determinado no ensaio, o resultado do ensaio é inválido. O ângulo de dobramento determina a severidade do ensaio, geralmente de 30°, 90°, 120° e 180°. Quanto mais severo é o ângulo escolhido no ensaio de dobramento, maior o diâmetro do punção para facilitar o dobramento. Neste trabalho, como foram escolhidos 30 e 90 graus, foram utilizados o mesmo diâmetro do punção (10 mm).

O tipo de ensaio realizado neste trabalho foi o dobramento guiado conforme pode ser visto na Figura 8. Para evitar o escorregamento, aconselha-se colocar um aço usinado temperado ao redor dos apoios, assim minimiza o número de ensaios a ser realizados. O ensaio de dobramento é qualitativo com indicação da ductilidade do material.

Para barras de aço estruturais e barras soldadas esse ensaio é bastante aplicado, pois barras de aço na construção civil devem suportar dobramentos severos e, em barras soldadas, são usados para qualificar a solda e habilidade técnica dos soldadores. O ensaio de dobramento é realizado em uma máquina universal de ensaios de tração, que permite realizar diferentes ensaios mecânicos. A máquina pode ser hidráulica ou eletromecânica, cada tipo com suas vantagens, a hidráulica tem maior capacidade total de aplicação de carga, enquanto a eletromecânica permite maior controle sobre a velocidade de aplicação da carga. O punção de diâmetro  $D$  é responsável pela aplicação da carga, que varia de acordo com a intensidade do ensaio em função do material e espessura do CP (Ensaio de dobramento, 2018).

Figura 8: a) e b) esquema de dobramento guiado, c) ângulo de dobramento



Fonte: Adaptado do ensaio de dobramento (2018).

## 2.5 ANISOTROPIA

As propriedades mecânicas de uma chapa de aço se alteram em relação a direção de laminação, devido ao processo de conformação realizado. Esta diferença das propriedades mecânicas nas diferentes direções de laminação é chamada de anisotropia. A mesma acontece quando ocorre uma orientação preferencial dos grãos no metal após uma deformação

mecânica, além da existência de um alinhamento de vazios, inclusões, segregações ou de uma segunda fase precipitada também por trabalho mecânico.

O índice de anisotropia  $R$  pode ser calculado pela razão da deformação na largura e a deformação na espessura no teste de um corpo de prova padrão antes e após a realização do ensaio de tração. Após a conformação, o valor de  $R$  pode ser calculado pela equação (1).

$$R = \frac{E_w}{E_t} = \frac{\ln \frac{W_f}{W_o}}{\ln \frac{t_f}{t_o}} \quad (1)$$

Onde:  $W_o$ ,  $W_f$  são as larguras inicial e final respectivamente,

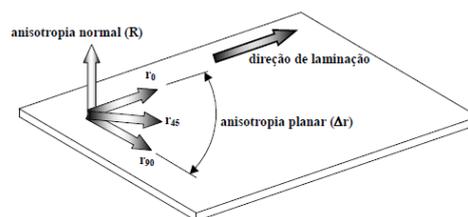
$t_o$  e  $t_f$  são as espessuras inicial e final, respectivamente,

$\varepsilon_w$  e  $\varepsilon_t$  são as deformações na largura e espessura, respectivamente.

O corpo de prova deve ser seccionado em várias direções em relação à direção de laminação:  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , como pode ser visto na Figura 9. Destes ensaios retiram-se os valores de  $R_o$ ,  $R_{45}$  e  $R_{90}$ . A variação de  $R$  dentro do plano da chapa é chamada de anisotropia planar, dada pela equação (2):

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

Figura 9 – Cálculo da anisotropia



Fonte: Menezes *et. al.* (2015) adaptada de Reis (2002).

A principal maneira de determinação de  $R$  é na direção normal à superfície da chapa laminada. O valor de  $\bar{R}$  é denominado anisotropia normal ou média e é dado pela equação (3):

$$\bar{R} = \frac{R_o + R_{90} + R_{45}}{4} \quad (3)$$

Se o material independe das direções de medida dentro da chapa, este é chamado isotrópico e o coeficiente  $R$  tem valor 1. Para  $R > 1$  ocorre uma resistência ao afinamento da chapa e, portanto, uma alta resistência da tensão biaxial. Para  $R < 1$ , a tendência é o

afinamento da chapa, não apresentam boa estampabilidade, devido ao fato de que uma deformação na espessura será maior que na largura, para uma mesma sollicitação mecânica. Nos materiais para estampagem profunda, por exemplo, um alto valor de anisotropia normal é desejado, bem como valores baixos para a anisotropia planar, porque proporcionam maior resistência ao afinamento da chapa (Tigrinho, 2011 e Menezes *et. al.*, 2015).

Segundo Menezes, M. S. *et. al.*, 2015, a anisotropia do aço DP 600, calculada em seu trabalho, segundo o ensaio de tração seguiu a relação  $R^{45} > R^0 > R^{90}$ , com  $R=1,00$  e  $\Delta R = -0,17$  (Tabela 2). Essa mesma relação na diferença dos valores de anisotropia em relação a direção da laminação, foi encontrada neste trabalho. Os valores de R foram menores que 1, porém próximos a 1 e como os valores de anisotropia planar ( $\Delta R$ ) foram muito baixos, proporciona uma maior resistência ao afinamento da chapa. A literatura apresenta valores da anisotropia para aços DP 780 e DP 800, conforme a Tabela 3 e 4, respectivamente.

Tabela 2 - Índices de anisotropia do aço DP 600.

<b>DP 600</b>					
	<b>R<sub>0</sub></b>	<b>R<sub>45</sub></b>	<b>R<sub>90</sub></b>	<b>R</b>	<b>ΔR</b>
Ensaio de tração	0,98	1,05	0,899	0,996	-0,117
Menezes, M. S. <i>et. al.</i> , 2015	0,96	1,08	0,88	1	-0,17
Altan T <i>et. al.</i> , 2010	0,942	1,01	1,08	1,0105	0,001
Tigrinho, LMV; 2011	0,68	1,04	1	0,94	-0,02

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 3 - Índices de anisotropia do aço DP 780.

<b>DP 780</b>					
	<b>R<sub>0</sub></b>	<b>R<sub>45</sub></b>	<b>R<sub>90</sub></b>	<b>R</b>	<b>ΔR</b>
Ensaio de Tração	0,961222	1,023756	0,873208	0,970486	-0,10654
Yu, X.; Chen, J. J.; Chen, J. J., 2016	0,6791	1,1574	0,7167	0,8175	-
Souto, NM, 2011	1,07	0,8	1,07	0,935	0,27
Nasser <i>et al.</i> , 2019	0,843	1,108	0,931	0,998	-0,221

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 4 - Índices de anisotropia do aço DP 800.

<b>DP 800</b>					
	<b>R<sub>0</sub></b>	<b>R<sub>45</sub></b>	<b>R<sub>90</sub></b>	<b>R</b>	<b>ΔR</b>
Ensaio de Tração	0,955	0,9777	0,8973	0,9462	-0,017
Brandão, E. F., 2015	0,961	0,941	0,881	0,931	-0,02

Fonte: Próprio autor (2019).

Para casos de estampagem, de portas de automóveis, por exemplo, as diferentes propriedades mecânicas observadas no plano da chapa conduzem o material a sofrer um fenômeno conhecido como orelhamento. A formação de “orelhas” no produto estampado é um fato comum que deve ser evitado, já que leva à necessidade de utilização de mais material para a conformação. O orelhamento é uma consequência da anisotropia planar, sendo que quando esta for igual a zero este fenômeno não é visualizado. Para  $\Delta R > 0$ , o orelhamento irá ocorrer em  $0^\circ$  ou  $90^\circ$ . Se  $\Delta R < 0$ , esta formação de “orelhas” ocorre próximo a  $45^\circ$ . Apesar da variação observada na comparação com outros autores, estes valores ainda podem ser considerados baixos (Menezes *et al.*, 2015).

Na Figura 10 pode-se comparar os valores típicos de anisotropia normal (R) para vários materiais de chapas metálicas. Para aços laminados a frio, a anisotropia planar resulta em valores entre 1,0 e 1,35. Neste trabalho os valores de anisotropia normal foram próximos de 1,0, confirmando o tipo de processamento realizado nas chapas de aço em estudo.

Figura 10 - Valores típicos de anisotropia normal (R) para vários materiais de chapas metálicas.

Zinco	0.2
Aço laminado a quente	0.8-1.0
Aço laminado a frio	1.0-1.35
Ligas de Alumínio	0.6-0.8
Cobre e latão	0.8-1.0
Ligas de Titânio	4-6

Fonte: SLIDE EEL USP (2019).

## 2.6 TEMPO DE OBSERVAÇÃO DO EFEITO SPRINGBACK

Rongting Li *et al.*, 2018, observou e estudou o efeito springback do aço dual phase DP600 com diferentes frações de volume de fase. É revelado após o descarregamento do teste de tração que os valores de retorno instantâneo do DP600 aumentam com o aumento da fração do volume de martensita (Rongting *et al.*, 2018).

Sabe-se que as ligas de alumínio sofrem springback dependente do tempo após conformação. Esse comportamento foi atribuído a maiores tensões residuais relativas à tensão de escoamento no alumínio. Para determinar se os aços avançados de alta resistência (AHSS) com alta resistência à tração e módulo de Young, também exibem dependência de tempo,

foram realizados os testes com três aços dual phase (DP 600, DP 800 e DP 980), um aço de plasticidade induzida por transformação (TRIP 780) e três aços tradicionais (DQSK, AKDQ e HSLA). As ligas AHSS mostraram retorno dependente do tempo. Semelhante às ligas de alumínio, a mudança inicial de forma foi proporcional ao tempo para os primeiros dias ou semanas, após as quais a taxa de variação foi menor. O springback dependente do tempo para os aços avançados de alta resistência (AHSS) foi aproximadamente 1/3 da observada no alumínio ligas em condições similares. As simulações de springback mostraram que os módulos de Young afetam tanto o springback inicial, bem como springback dependente do tempo significativamente. (Lim *et al.*, 2012)

## 2.7 A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE PUNÇONAMENTO NO EFEITO SPRINGBACK

O efeito da velocidade do punção experimental e numérica na quantidade de springback nas chapas de aço da carroceria foram analisadas por meio de testes de flexão em U. Estes testes e a análise de elementos finitos das chapas de aço DP780, foi possível avaliar o retorno em diferentes velocidades do punção com a geometria adotada no problema de referência NUMISHEET '93. Para o teste de flexão em U, realizado na máquina de modelo INSTRON8801 com auxílio de um gabarito de flexão em U recém-projetado, realizou-se testes de flexão em U em diferentes velocidades do punção. Resultados experimentais mostram que a quantidade de springback do aço DP780 aumenta à medida que a velocidade do punção aumenta. As contribuições deste artigo estão resumidas da seguinte forma: A quantidade de retorno do aço DP780 é maior que o do SPCC, a quantidade de retorno aumenta à medida que o perfurador a velocidade aumenta. Os autores concluem que para melhorar a precisão dimensional de uma peça formada, é necessário investigar o efeito da velocidade do punção no comportamento de retorno do material. Simulações numéricas de ensaios de flexão em U no caso de velocidade do punção de 0,07 e 70 mm/s para ambos os aços folhas foram conduzidas e os parâmetros de retorno foram analisados usando o modelo de endurecimento que é capaz de prever o comportamento de endurecimento por tensão/compressão de ambas as chapas de aço. A distribuição do estresse tangencial no espaço em branco foi investigada para descobrir diferentes comportamentos de retorno do SPCC e DP780 com várias velocidades do punção (Choi M. K., Huh H., 2014).

O retorno de chapas metálicas na conformação a quente é fortemente influenciado pela temperatura, velocidade de conformação e relaxamento da tensão. No trabalho do autor Saito

et. al., 2017, investigou-se experimentalmente o springback de uma chapa de aço de resistência 980 MPa em flexão V e U temperaturas variando da temperatura ambiente a 973 K. Na flexão V e U, a quantidade de springback diminuiu com aumento de temperatura, especialmente em temperaturas acima de 573K. O springback foi muito reduzido pela menor velocidade de formação. Esses fenômenos correspondem diretamente ao comportamento viscoplástico do material a temperatura elevada (Saito *et al.*, 2017).

## 2.8 A INFLUÊNCIA DA DIREÇÃO DA LAMINAÇÃO NO EFEITO SPRINGBACK

O artigo dos autores Buang et. al., 2018, apresenta uma investigação sobre o efeito do springback em testes de flexão nos aços dual phase (DP590). O deslocamento e a espessura do punção estão entre os fatores que afetam o comportamento do springback. Vários parâmetros como: o raio do punção (5 mm), folga do punção (70 mm), espessura da amostra (1 mm e 2 mm), punção curso/curso (25%, 50%, 75%, 100%) a partir de 20 mm de profundidade, velocidade do punção (2 mm / min) e orientação da direção de laminação na chapa de aço, seção longitudinal (0°), diagonal (45°) e seção transversal (90°). A partir da análise do punção no teste de flexão em V, a espessura e a orientação do corte da chapa são fatores significativos que afetam o fenômeno de springback. O resultado deste experimento pode ser útil para engenheiros de projeto e engenheiros de fabricação para melhorar ou prever o comportamento de springback e também entender as propriedades do material do AHSS para eliminar o springback e alcançar um produto de qualidade. Os autores concluem que (Buang *et al.*, 2018):

- O efeito do punção no ângulo interno de dobra final: foi observado com o aumento do punctionamento de 25% a 100%, o springback foi aumentando para todas as espessuras. Também foi observado com o aumento da espessura do aço DP590, o springback foi aumentando para todos os testes.
- Efeito da orientação: o valor do springback era diferente quanto a direção de laminação, nas diferentes orientações 0°, 45° e 90°. Quanto maior o ângulo de direção de laminação, maiores valores springback.
- Efeito da espessura: a espessura do material também influencia no valor de springback. Quanto maior a espessura do material, maior o springback.

Com base nas conclusões da dissertação de Almeida, 2015, pode-se afirmar que parâmetros externos como sentido de laminação, ângulos de dobra e acabamento superficial do material (ausência de rebarbas) a ser estampado em matriz com formato “V” somados com

parâmetros internos como estrutura cristalina e composição, impactam diretamente na qualidade final da peça. Desta forma, para alcançar melhor resultado na qualidade do produto é necessária uma comunicação constante entre o projeto, métodos e processos e operação, pois nestas etapas existem informações importantes e específicas e que muitas vezes são desconhecidas ou não observadas nas demais etapas, não possibilitando desta forma um nivelamento da qualidade dos itens estampados em matrizes com formato “V” (Almeida, 2015).

## 2.9 A INFLUÊNCIA DO ÂNGULO INTERNO DE DOBRA NO EFEITO SPRINGBACK.

Conforme estudos de SILVA et. al., 2016, conclui-se que, com relação ao efeito de springback, este é maior de acordo com: maior taxa de módulo de resiliência, dimensões menores das amostras, diâmetro menor dos grãos, o que proporciona uma maior resistência mecânica de acordo com a equação de Hall-Petch. Os resultados da técnica EBSD mostraram que o grau de desorientação diminui após flexão mecânica do aço, para que os grãos tentem se alinhar na mesma direção, diminuindo a diferença entre as possíveis orientações cristalográficas. Isso foi confirmado ao olhar para os mapas gerados a partir dos índices de Miller, que mostraram que após a flexão, havia um equilíbrio nas cores indicativas de orientações cristalográficas. Finalmente, no caso do aço DP 780, os grãos da superfície espessa, que foram deformados antes da flexão do ar, tornaram-se subestruturados após a flexão do ar (Silva et al., 2016).

Os resultados de Silva, 2012 mostram que o efeito *springback* no aço dual phase, devido à sua alta resistência mecânica, apresenta as maiores taxas de *springback* e causa uma diminuição na “razão de aspecto” dos grãos que sofreram conformação mecânica e tentaram retornar às suas formas originais. Aços de baixo carbono e endurecíveis após a pintura, não sofrem efeito *springback* suficiente para causar alteração na forma dos grãos, sendo que a variação da “razão de aspecto” depende da combinação do alongamento e resistência mecânica destes aços. No aço dual phase, a razão de aspecto é diretamente proporcional ao ângulo interno de dobramento, pois ao diminuir tal ângulo, ocorre um aumento no efeito *springback* o que provoca uma diminuição na razão de aspecto. Portanto, no aço dual phase, a variação da razão de aspecto independe da sua capacidade de alongamento dos grãos, pois numa severa diminuição do ângulo interno de dobramento o que causa uma elevada razão de aspecto durante a conformação mecânica, esta mesma razão diminui após o efeito *springback*,

sendo que tal efeito aumenta com a diminuição do ângulo interno devido ao elevado índice de limite de escoamento (Silva, 2012).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

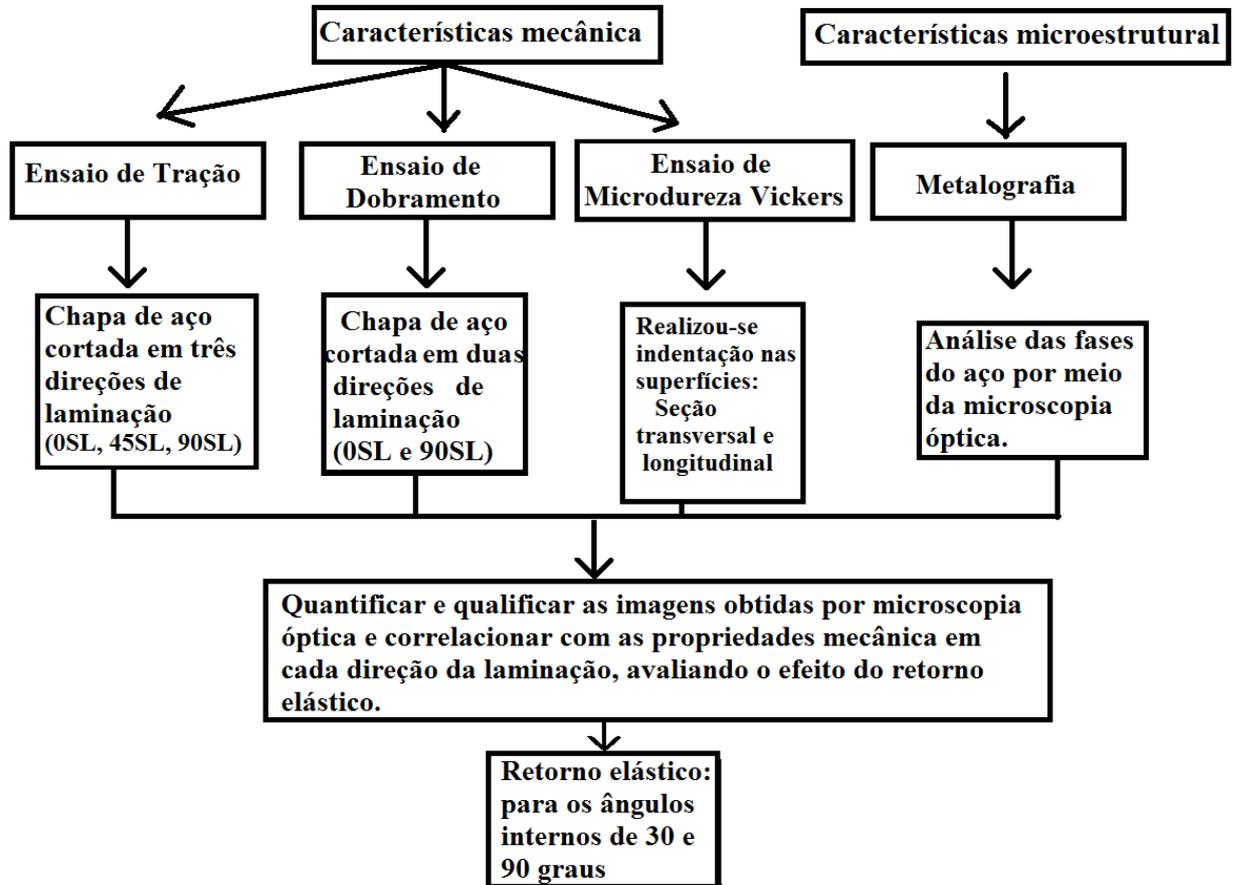
Foram os três tipos de aço de alta resistência, dual phase, fornecidos pela empresa ARCELOR MITTAL, em forma de chapas com dimensões 240 x 240 mm.

Este material possui como características uma boa ductibilidade e uma excelente resistência quando comparado aos aços convencionais. A composição química dos aços conforme as respectivas resistências são apresentadas na Tabela 5, conforme especificação fornecida pelo fabricante.

A caracterização mecânica do material a conformar revela-se importante na medida em que se procura saber a formabilidade ao se alterar alguns parâmetros de conformação e avaliar a influência da anisotropia. Assim, foram realizados, ensaios mecânicos de tração uniaxial com chapa de aço de alta resistência para aços dual phase variando-se a resistência do material DP 600 (*Dual Phase 600*), DP 780 (*Dual Phase 780*) e DP 800 (*Dual Phase 800*) e a direção de laminação ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ), para a obtenção da curva tensão-deformação. Realizaram-se ensaios de microdureza Vickers na segunda etapa conforme a norma ASTM E 384 - 11. Por fim, na última etapa do trabalho, foi realizado ensaio de dobramento com os corpos de prova seccionados na seção longitudinal e transversal para os ângulos internos de dobra de 30 e 90 graus neste mesmo material para observar o springback com a variação do tempo (Figura 11).

Cada etapa é importante para o estudo do aço dual phase e o efeito do springback neste material ao se variar os parâmetros de conformação, seccionamento em relação a direção de laminação e o tempo de observação, cujo objetivo é obter valores do springback para posteriormente, em trabalhos futuros, serem usados no modelo de simulação numérica.

Figura 11 – Fluxograma da metodologia experimental na avaliação do efeito Springback.



Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 5 - Composição Química do Aço Dual Phase

Elemento de Liga	% em Peso (DP 600)	% em Peso (DP 780)	% em Peso (DP 800)
Carbono (C)	0,1	0,14	0,15
Silício (Si)	0,2	0,22	0,25
Manganês (Mn)	1,9	2,2	2,4
Fósforo (P)	0,02	0,02	0,03
Enxofre (S)	0,005	0,005	0,006
Cromo (Cr)	0,344	0,267	0,268
Alumínio (Al)	0,03	0,031	
Cálcio (Ca)	0,0035	0,0035	
Titânio (Ti)		0,02	
Molibidênio (Mo)		0,115	0,12
Cobre (Cu)			0,025
Molibidênio (Mo)			0,12
Níquel (Ni)			0,011

Fonte: Empresa Arcelor Mittal (2019)

Os materiais em estudo processados por laminação a frio tem composição química conforme Tabela 5, baseados no catálogo do fabricante. Percebe-se que no aço DP 800, a concentração de carbono (C), manganês (Mn) e molibdênio (Mo) apresentaram teores mais elevados ao se comparar com os aços DP 600 ou DP 780. Quanto maior o teor de carbono (C) e manganês (Mn), além do tipo de processamento termomecânico dos aços dual phase, resultam na maior formação de martensita dificultando a conformabilidade. O Ti atua principalmente pelo refino do tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da placa antes de sua laminação a quente. Os precipitados desse elemento possuem baixa solubilidade, particularmente o TiN, que se mantém estável mesmo no aço líquido. Já o V possui alta solubilidade na austenita e, por esse motivo, endurece o material por precipitação interfásica (dentro do grão ferrítico) na ferrita, principalmente.

### 3.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As etapas na preparação das amostras para metalografia baseou-se na norma ASTM E 3-11 (2017), em que a caracterização microestrutural dos aços de alta resistência foi realizada de acordo com as técnicas convencionais de metalografia, que possuem as etapas de seccionamento de amostras, embutimento a quente com resinas, lixamento com lixas d'água, polimento, ataque químico e, por fim, a análise em microscópio óptico, respectivamente. As etapas foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Laboratório de Usinagem no Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP.

A técnica de Metalografia que segue as etapas descritas no parágrafo anterior analisa uma superfície polida, com o objetivo de obter uma superfície plana para atacar quimicamente a superfície selecionada por um reagente químico específico com o objetivo de obter imagens da microestrutura do material em estudo com auxílio do microscópio óptico. Foi realizada análise metalográfica dos materiais com objetivo de avaliar a microestrutura, morfologia dos grãos e quantificar a fração volumétrica das fases presentes no aço.

#### 3.1.1 Seccionamento

A preparação dos corpos de prova dos aços avançados de alta resistência DP600, DP780 e DP800 como recebido do fabricante seguiu o procedimento padrão, partindo de máquinas de corte de Controle Numérico Computacional (CNC) para o seccionamento dos corpos de prova do ensaio de dobramento e ensaio de tração, como pode ser observado na Figura 12, e

máquina de corte serra fita vertical modelo RMF 400-S (Figura 13), fabricada pela ROMARFRA, para o seccionamento do corpo de prova no ensaio metalográfico para obtenção das imagens metalográficas, no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP. As amostras para análise de microscopia óptica, foram confeccionadas nas dimensões de 10 mm de comprimento por 10 mm de largura. As espessuras do aço conforme a sua resistência: DP 600, DP 780 e DP 800 com 1,46 mm; 1,20 mm e 1,98 mm respectivamente.

Figura 12 - Máquina de corte de Controle Numérico Computacional (CNC).



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 13 - Máquina de corte serra fita vertical modelo RMF 400-S.

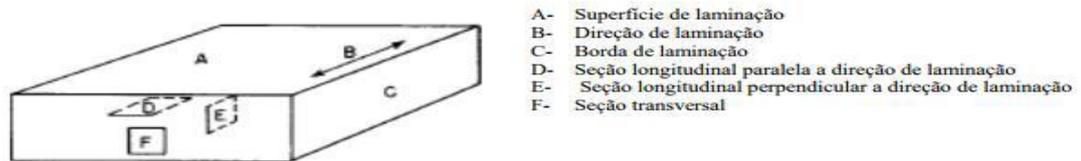


Fonte: Próprio autor (2019).

Os cortes foram feitos em três direções diferentes em relação a laminação para cada resistência do aço avançado de alta resistência, como recebido pelo fabricante, como pode ser visto na Figura 14. Os cortes das amostras foram realizadas a partir de uma chapa de aço de alta resistência, na área superficial (A), na direção transversal (F) e corte na direção longitudinal (E) ou na mesma direção da laminação. As quantidades de amostras para as três

direções de corte em três tipos de resistências do mesmo aço dual phase totalizaram-se nove amostras.

Figura 14 – Seccionamento das amostras em um material de acordo com norma ASTM E 3.



Fonte: Norma ASTM E 3 (2017).

### 3.1.2 Embutimento

Após o seccionamento, foi realizado o embutimento a quente com a resina fenólica (baquelite) com controle da pressão próxima de 100 kgf/cm<sup>2</sup>, temperatura máxima de 150° C e tempo fixo de 4 minutos para o resfriamento, para facilitar o manuseio das amostras ou uma adequada manipulação durante o lixamento e o polimento, por se tratar de pequenas dimensões de corpos de prova. O embutimento foi realizado no equipamento marca AROTEC e modelo PRE 30Mi, do Laboratório de Metalografia do DMT/FEG/UNESP (Figura 15). O objetivo principal do embutimento dos corpos de prova é facilitar o manuseio das mesmas quando a forma e o tamanho são difíceis para serem trabalhados durante as etapas subsequentes de preparação e observação metalográfica, além das amostras embutidas se encaixarem perfeitamente na máquina automática de polimento ou lixamento mostrada.

O uso de vaselina sólida e grampos de fixação de aço inoxidável fornecidos pela STRUERS foi importante para facilitar o embutimento e melhor posicionamento das amostras no interior da resina.

Figura 15 – Embutidora a quente.



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.1.3 Identificação das amostras

Para a identificação das amostras foi necessário o gravador de 7200 ppm (pulsos por minuto), 220 V, da marca Dremel. O gravador Dremel Engraver é uma ferramenta específica para gravações, muito fácil de usar, além de ser pequena, prática e leve. É possível fazer desde os traços finos e rasos até traços mais grossos e fundos nas amostras, devido ao controle da força. Essa ferramenta possui um design ergonômico que proporciona conforto na hora do uso. A ponta do gravador é constituída por aço temperado (Figura 16).

Por se tratar de um grande número de amostras, as amostras foram identificadas por esta ferramenta, quanto à resistência, o tipo de aço (*dual phase*) analisado (DP 600, DP 780 e DP 800), bem como a seção de seccionamento da chapa de aço em estudo (longitudinal, transversal e superficial) e o número da amostra (1, 2, 3, 4, ...).

Figura 16 – Gravador vibrador com ponta de aço temperado.



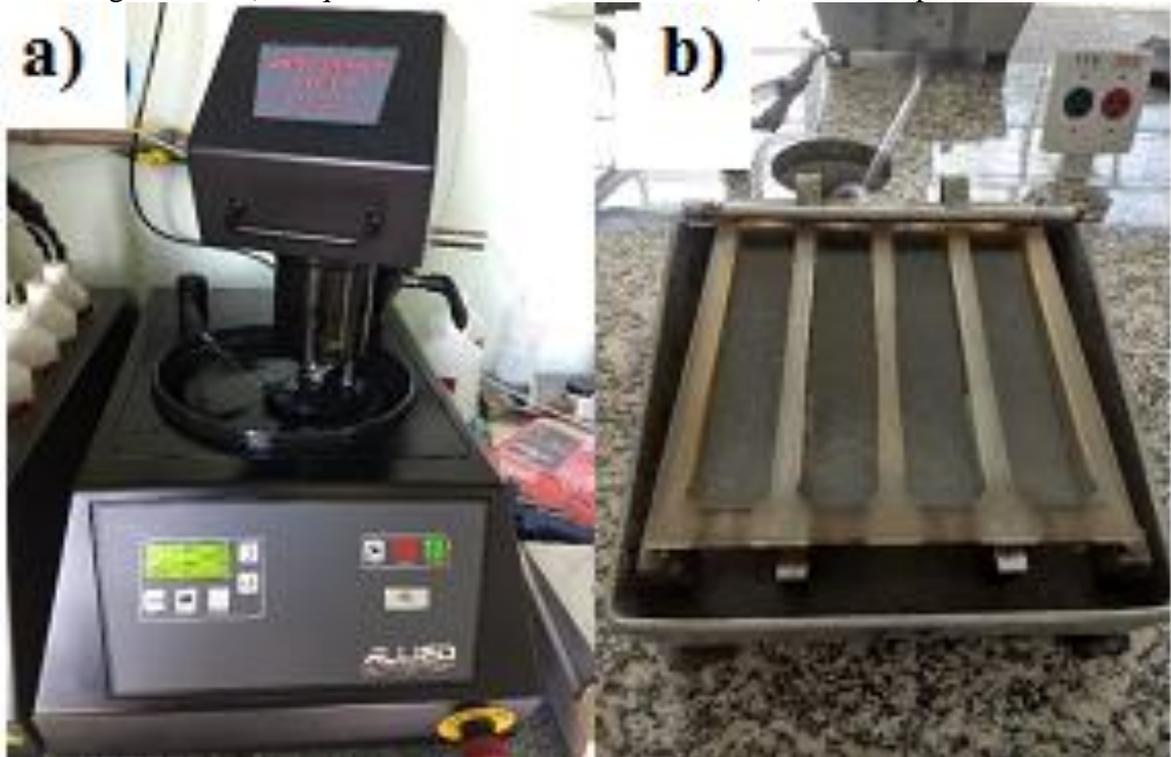
Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.1.4 Lixamento

Seguindo a sequência para a preparação das amostras metalográficas, o lixamento foi automatizado por meio da máquina MetPrep 3™ grinding and polishing, do fabricante Allied High Tech Products, INC, com rotação de 300 RPM e força de 8 N em cada amostra, a qual é ideal para o lixamento e polimento de um alto volume de amostras, conforme pode ser visto na Figura 17. Poucas amostras também foram feitas na máquina de lixamento manual da STRUERS no DMT/FEG/UNESP, com lixas de granulometria cada vez menores, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior. A granulometria das lixas d'água seguiu a sequência de 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000,

1200, 1500 e 2000, respectivamente, com a finalidade de remover os riscos e as deformações que foram causadas pelo processo de seccionamento do material, bem como adquirir uma superfície mais plana possível. A limpeza entre a mudança de uma lixa para outra, foi feita em água corrente, secagem com ar frio forçado e álcool etílico para remoção de impurezas. A avaliação qualitativa da superfície lixada foi controlada por meio de um estereomicroscópio modelo STEMI 2000 – marca ZEISS, com magnificação de 50x (Figura 18).

Figura 17 – a) Máquina de lixamento automática e b) manual respectivamente.



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 18 – Estereomicroscópio STEMI 2000 – ZEISS, com ampliação de 50x.



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.1.5 Ultrassom de limpeza

Para solucionar os problemas que acarretariam a limpeza manual, quase sempre deficiente, emprega-se um aparelho de limpeza ultrassônica (Figura 19). O equipamento é identificado como Lavadora Ultrassônica Inox Sander de 60Hz manual e 40 kHz de frequência do ultra-som com consumo de 120 W. Possui temporizador eletrônico microprocessado, fusível de proteção, ciclo de trabalho automático de 5 à 40 min (controle de tempo de trabalho indicado por leds) e a cuba é em aço inox 304. Este aparelho provoca a microrremoção de impurezas presentes nas amostras.

Assim, além da limpeza das amostras por ar seco, foi utilizado o ultrassom durante um máximo de 5 minutos antes de iniciar o polimento e durante as trocas de lixas. A limpeza destina-se à remoção de qualquer micro-impureza na amostra. A mesma foi posicionada lateralmente no béquer em solução de água e detergente, seguido de álcool. Para pó ou sujeira, usam-se água ou água +10% álcool. No recipiente de ultrassom, fora do béquer, encontra-se o solvente, a água, e dentro do béquer a solução com as amostras submerso no líquido, posicionado lateralmente, e este submetido à energia vibratória de frequência ultrassônica. A vibração provoca a cavitação no interior do líquido com a conseqüente formação de microbolhas. Estas microbolhas provocam a minuciosa limpeza da peça.

Figura 19 – Ultrassom usado na limpeza da amostra.



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.1.6 Polimento

Após este procedimento de limpeza no ultrassom, realizou-se o polimento (Figura 17 a) na máquina automática MetPrep 3™ grinding and polishing, do fabricante Allied High Tech Products, INC, com rotação de 300 RPM e força de 8 N em cada amostra e pano de polimento OP-NAP, a mesma máquina utilizada na etapa de lixamento. No processo, durante o polimento, misturou-se água destilada e suspensão de sílica coloidal, com o objetivo de remover todos os riscos provenientes da etapa de lixamento e obter uma superfície plana e espelhada com alta refletividade. Após o polimento, a limpeza das amostras foi feita misturando-se água com detergente no algodão e logo depois esfregado delicadamente na amostra, seguido de secagem com ar frio forçado.

### 3.1.7 Ataque químico

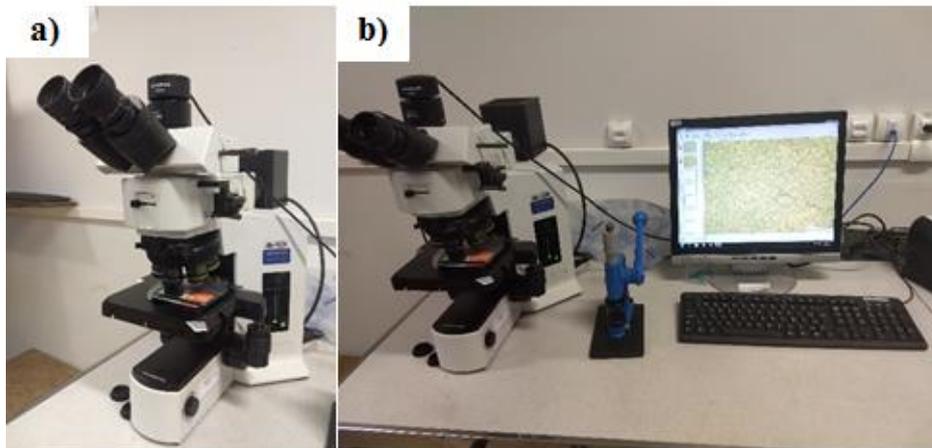
O Nital é constituído de 1 a 5 ml de  $\text{HNO}_3$  (ácido nítrico) e 99 a 95 ml de etanol (álcool etílico). Para Metalografia normalmente utiliza-se uma concentração de 2%. Este reagente é recomendado na revelação de estruturas de baixo e médio teor de carbono quando necessitamos de acentuado contraste entre perlita, cementita e ferrita (Colpaert, 2008) (Silva, 1977).

Na sequência, fez-se o ataque químico por imersão da superfície da amostra, embutida em baquelite, nos reagentes (Nital 2% - 2 mL HNO<sub>3</sub> e 98 mL de álcool etílico) com tempo aproximado de 15 segundos, sendo sua ação interrompida com uso de água corrente e secagem com jato de ar frio. A avaliação qualitativa da superfície da amostra foi realizada com o microscópio de bancada em iluminação campo claro e ampliação de 500 e 1000 vezes para caracterizar e analisar quantitativamente e qualitativamente a microestrutura do aço (Figuras 20 e 21).

### **3.1.8 Microscopia Óptica pré e pós o ensaio de dobramento a três pontos**

Após o ataque químico, as imagens das amostras foram registradas com auxílio do microscópio óptico, na forma como recebido do fabricante, conforme a identificação das amostras quanto a seção (transversal, longitudinal e superficial) para cada resistência dos aços dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800) na amostra atacada, utilizando-se uma ampliação de 500x e 1000x. Foram obtidas as imagens na dobra, após ensaio de dobramento a 0 e 90 graus da direção longitudinal, para avaliar as modificações ocorridas após a conformação nesta região. A obtenção das imagens metalográficas foi realizada no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) no Departamento de Materiais e Tecnologia - FEG/UNESP. As imagens foram adquiridas em campo claro, utilizando um microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, usando-se o software AXIO VISIO – ZEISS (Figura 20). Foi utilizado também o microscópio óptico marca OLYMPUS, modelo BX51M, acoplado a um PC, no laboratório de Metalografia, na Universidade Federal de Juiz de Fora, na cidade de Juiz de Fora, no estado de Minas Gerais (Figura 21).

Figura 20 – a) Microscópio óptico OLYMPUS BX51M, b) acoplado a um PC, UFJF.



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 21 - Microscópio óptico NIKON MODELO EPIPHOT 200, acoplado a um PC e a uma câmera digital AXIO CAM 1CC3 ZEISS, UNESP



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.1.8.1 Software Image J

O Image J é um software Java desenvolvido para computadores e disponibilizado de forma gratuita aos usuários que precisam editar, processar, observar, salvar e imprimir imagens. O software é destinado ao processamento de imagens. O mesmo foi criado por Wayne Rasband e seus colaboradores do National Institute of Health. O processamento das imagens foi feito utilizando-se o software Image J. É capaz de trabalhar com imagens 8-bit, 16-bit e 36-bit nos formatos TIFF, GIF, JPEG, BMP, DICOM e FITS.

As fases presentes na microestrutura do material na imagem selecionada, foi quantificada pela ferramenta *Threshold*, a qual é a mais importante ferramenta de medição de características complexas/descontínuas numa imagem. A separação de pixels com valores de intensidade diferentes depende dos intervalos selecionados, manipulando os valores de *Hue* (seleção colorimétrica), *Saturation* (quantidade de cinzento na cor) e *Brightness* (quantidade de branco e preto misturados na cor), permitindo desta forma a seleção de zonas que seriam difíceis de selecionar recorrendo apenas a ferramentas de seleção manual. (McNaughton, A. 2010). As ferramentas *enhance contrast*, *normalize* e *equalize histogram* padronizaram as imagens selecionadas com a mesma luminosidade e escala de tons de cinza com a utilização.

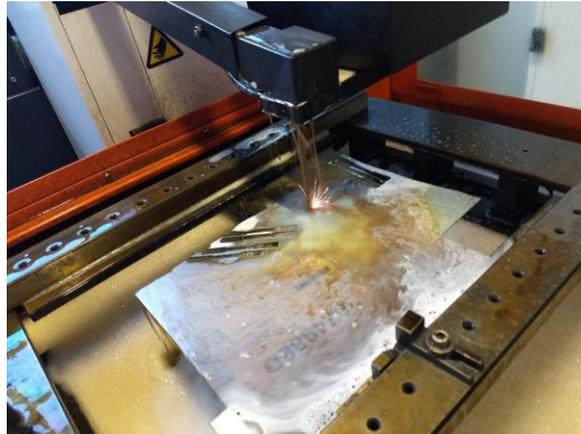
Por meio da ferramenta *analyse particles*, foi identificado o tamanho em pixels a partir do qual a quantificação deveria começar, corrigindo a porcentagem onde as regiões na imagem ficaram com difícil visualização. O *smooth* efetua a sobreposição de pixels vizinhos, facilitando o *Color thresholding*, o *set scale* e o *measure* permitem a definição de escalas e medição das áreas selecionadas possibilitando a obtenção de valor tangíveis após a sua seleção. (Ferreira, T. & Rasband, W. 2012). Foi selecionada a opção *exclude on edges* a fim de eliminar os grãos presentes nas bordas da imagem durante a análise. Todas estas ferramentas possuem um especial interesse para a quantificação percentual das fases presentes no aço em estudo, permitindo a comparação e o correlacionamento com a propriedade mecânica do material.

## 3.2 ENSAIOS MECÂNICOS

### 3.2.1 Ensaio de tração

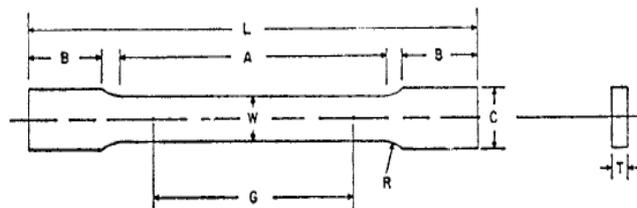
Para o ensaio de tração, os corpos de prova foram seccionados na máquina de eletroerosão a fio (Figura 22), Controle Numérico Computacional (CNC), e baseou-se conforme a norma ASTM E8/E8M-13, com as dimensões mostradas na Figura 23. Os corpos de prova são de aços de alta resistência, dual phase, DP 600, DP780 e DP 800 obtidos de chapas laminadas. A máquina de eletroerosão a fio localiza-se no Laboratório de Usinagem no Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP.

Figura 22 - Seccionamento dos corpos de prova para ensaio de tração (CNC).



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 23 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.



Dimensions	
Subsize Specimen	
6 mm	
[0.250 in.] Wide	
mm [in.]	
G—Gauge length (Note 1 and Note 2)	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width (Note 3 and Note 4)	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness (Note 5)	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	6 [0.250]
L—Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	100 [4]
A—Length of reduced section, min	32 [1.25]
B—Length of grip section, min (Note 9)	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	10 [0.375]

Fonte: Norma ASTM E8/E8M-13 (2018).

A máquina de ensaio de tração utilizada é a marca Kratos (Figura 24), modelo 1KCL3-USB, disponibilizada pela Faculdade de Tecnologia FATEC, na cidade de Pindamonhangaba, calibrada com a norma NBR ISSO/IEC 17025 em 13/07/2018 pela Panantec ATMI, certificado n° 5841,18.

Figura 24 – Detalhe da amostra durante o ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.2.2 Ensaio de dobramento a três pontos

Para o ensaio de dobramento a três pontos, os corpos de prova foram seccionados com as dimensões: 80 mm de comprimento e 30 mm de largura, na máquina de corte de Controle Numérico Computacional (CNC), localizado no Laboratório de Usinagem no Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP. O ensaio mecânico baseou-se pelo ensaio de flexão cilíndrica livre (unconstrained cylindrical bending) apresentados na Conferência de Numisheet 2002.

A máquina de ensaio de dobramento, foi a mesma máquina utilizada para o ensaio de tração, marca Kratos (Figura 25), modelo 1KCL3-USB, disponibilizada pela Faculdade de Tecnologia FATEC, na cidade de Pindamonhangaba, calibrada com a norma NBR ISSO/IEC 17025 pela Panantec ATMI, certificado nº 5841,18.

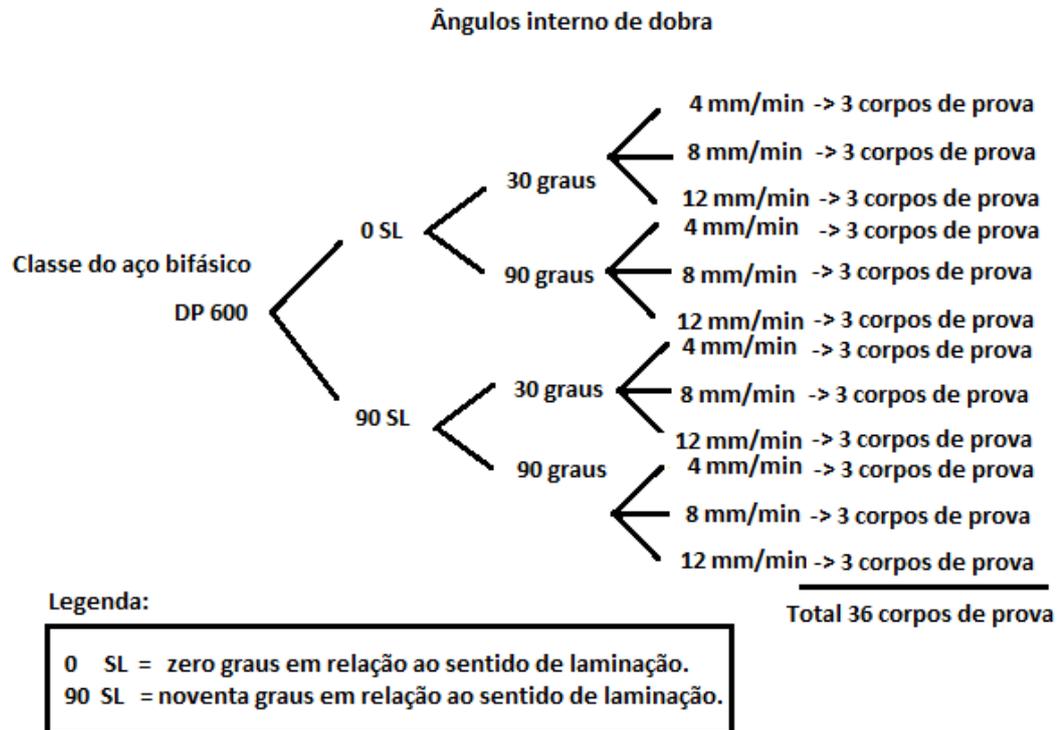
Figura 25 – Ensaio de dobramento a três pontos.



Fonte: Próprio autor (2019).

Para cada resistência de aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800), o seccionamento da chapa de aço foi realizado em relação a direção de laminação (0 e 90 graus). Para cada direção de laminação (0 ou 90 graus), foi testado um ângulo interno de dobra (30 e 90 graus). Para cada ângulo interno de dobra (30 ou 90 graus), foi utilizado três velocidades de punção (4, 8 e 12 mm/min). Para isso, foi necessário no mínimo 3 corpos de prova para cada velocidade de punção (Figura 26).

Figura 26 – Total de corpos de prova testado para cada resistência de aço dual phase.



Fonte: Próprio autor (2019).

Na Figura 26, é possível visualizar também como foi contabilizado o mínimo dos corpos de prova necessário, além dos parâmetros avaliados no ensaio de dobramento. É importante lembrar que para cada velocidade de punção, foi observado durante 5 dias a variação do springback. O exemplo na Figura 26 é apenas para uma resistência do aço dual phase (DP 600), esta ilustração se repete igualmente para as outras duas resistências dos aços dual phase (DP 780 e DP 800).

Para estimar o tamanho da amostra total para a realização dos ensaios foi utilizado a ferramenta do tamanho amostral do software Minitab 19 (Figura 27), com a distribuição de probabilidade de Poisson para uma média inicial de 108 amostras, com nível de confiança de 95%, intervalo de confiança bilateral, margem de erro de 1,5. O resultado calculado, conforme o método adotado, foi estimado 187 corpos de prova para a realização do ensaio de dobramento. Assim, foram confeccionados no total 187 corpos de prova para 3 repetições em cada velocidade de punção para as resistências dos aços dual phase, podendo descartar 2 corpos de prova em cada velocidade de punção.

Figura 27 – Tamanho amostral estimado, Software Minitab 19.

Método		Margem de erro	Tamanho das amostras
Parâmetro	Média	1,4	215
Distribuição	Poisson	1,5	187
Média	108	1,6	165
Nível de confiança	95%	1,7	146
Intervalo de confiança	Bilateral		

Fonte: Software Minitab (2019).

Lembrando que o ensaio foi feito em adaptação ao método de flexão cilíndrica livre, no qual o corpo de prova é submetido o punção com uma determinada velocidade de descida sobre um corpo cilíndrico e as velocidades escolhidas para o controle do deslocamento do punção no eixo y para este ensaio foram de 4, 8 e 12 mm/min. Para cada velocidade foram realizadas três repetições do ensaio de dobramento (Figura 26).

O punção foi usinado pela empresa Takamec, na cidade de Jacareí, com a dimensão do raio de 5 mm e a distância entre os suportes do molde foi calculado conforme a espessura de cada placa do aço dual phase. A equação (4) para o cálculo da distância entre os apoios foi baseada na norma da ASTM E290. Como pode ser visto na Tabela 6, foi escolhida a distância entre os apoios de  $C = 14$  mm e fixada para todos os ensaios (Figura 27), uma vez que a mesma está dentro do intervalo permitido pela norma ASTM E290 sobre a variação da distância entre os apoios.

$$C = [2 \times (\text{raio do punção}) + 3 \times (\text{espessura da chapa})] \pm (\text{espessura da chapa}) / 2 \quad (4)$$

Tabela 6 – Distância entre os suportes para cada espessura de aço (norma ASTM E290).

Aço	Espessura t (mm)	Espaço entre os apoios d (mm)
DP 600	1,46	13,65 a 15,11
DP 780	1,20	13 a 14,2
DP 800	1,98	14,95 a 16,93

Fonte: Próprio autor (2019).

O aço (Figura 28) utilizado para fixar a distância entre os apoios foi muito importante para todos os ensaios, pois evitou o escorregamento dos suportes e conseqüentemente a perda dos corpos de prova na descida vertical do punção ao dobrar os corpos de prova até o ângulo interno de dobra pré determinado em estudo (30 ou 90 graus), principalmente para o ângulo mais crítico onde ocorria muito escorregamento do suporte (30 graus).

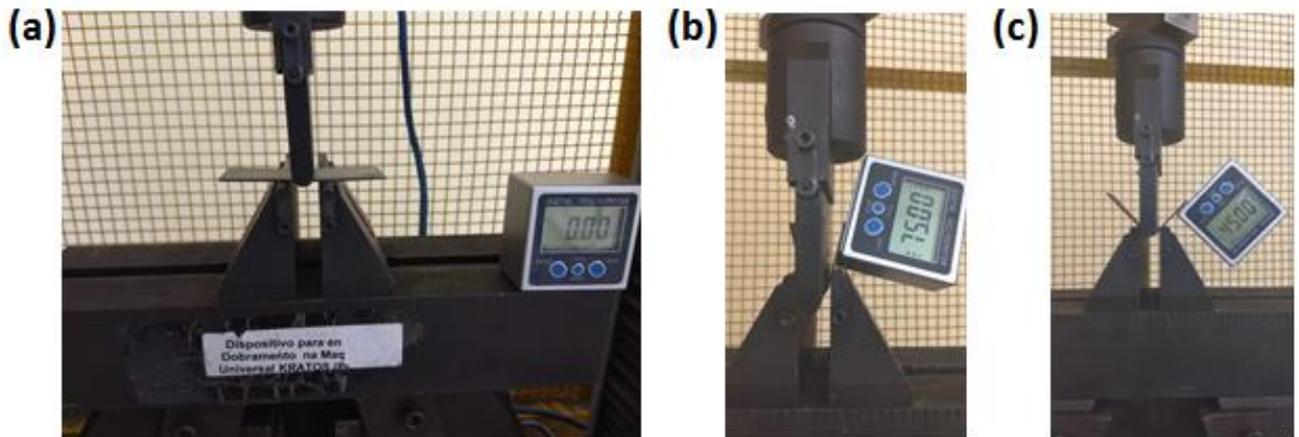
Figura 28 – Distância entre os apoios fixado em 14 mm, usinado pela empresa Takaimec, na cidade de Jacareí, SP.



Fonte: Próprio autor (2019).

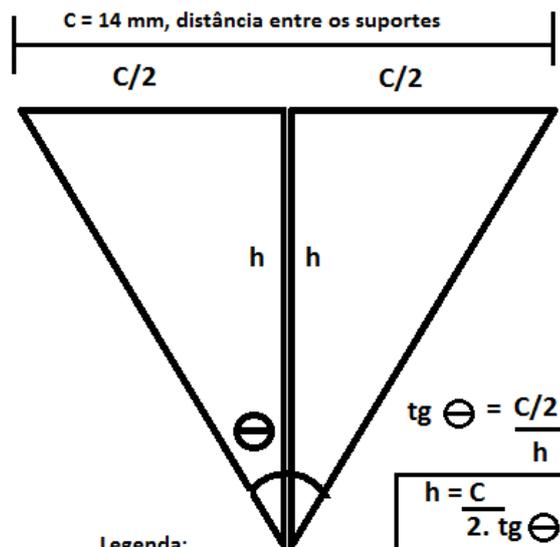
Para a medição do ângulo inicial de dobra foi utilizado um Inclinação digital de base magnética, com resolução de 0,05 graus e precisão próxima de 0,2 graus. A base magnética era fixada no corpo de prova quando o punção encostava no mesmo. O referencial do equipamento é em relação ao eixo X (Figura 29 a). Assim, ao marcar no Inclinação o ângulo de dobra no valor de 75 graus (Figura 29 b) e 45 graus (Figura 29. c), o ângulo interno de dobra indicava 30 graus e 90 graus respectivamente. Esses valores de ângulo interno de dobra foram escolhidos por oferecerem desde uma deformação moderada a 90° até uma deformação mais severa aos 30°, além disso, esses valores de ângulos são mais referenciados na literatura, permitindo assim a comparação com o referencial teórico. A distância de deslocamento do punção também foi calculada por uma função geométrica (Figura 30), a qual aumentou a precisão de um ângulo interno de dobramento quando atingisse um valor pré-determinado (30 ou 90 graus).

Figura 29 – Inclínômetro digital de base magnética: a) referencial ao eixo X; b) ângulo interno de dobra de 30 graus; c) ângulo interno de dobra de 90 graus.



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 30 – Cálculo do deslocamento de descida no eixo Y do punção.



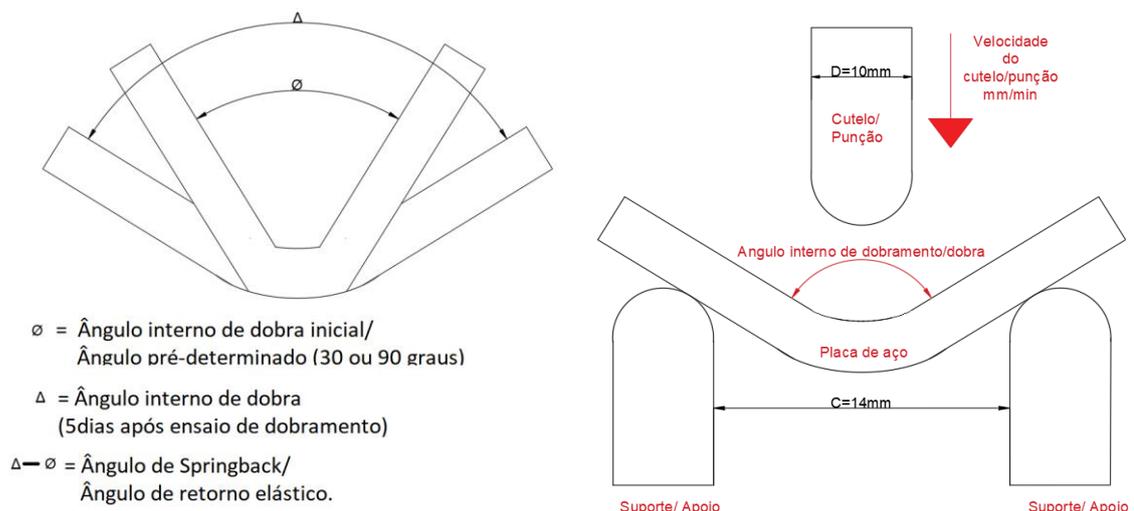
Legenda:  
 $C = 14 \text{ mm}$  (distância entre os apoios).  
 $\ominus = 15 \text{ graus}$  (para ângulo de dobra de 30 graus).  
 $\ominus = 45 \text{ graus}$  (para ângulo de dobra de 90 graus).

Fonte: Próprio autor (2019).

O cálculo do ângulo de *springback* foi ilustrado na Figura 31, subtraindo-se o ângulo interno de dobra final (5 dias após a medição inicial) do ângulo interno de dobra inicial pré-determinado (30 ou 90 graus). Torna-se importante mencionar que do punção foi retirado do material vinte segundos após alcançar o dobramento no ângulo interno pré-determinado (30 e 90 graus) e, nesse instante, foi feita a medição do novo ângulo interno de dobra para verificar se houve *springback*. Depois da aplicação da carga, ocorreu a primeira medição a 20 segundos

após o ensaio e essas medições continuaram a ser feitas para os períodos de 24h, 48h, 72h, 96h e 120h (5 dias).

Figura 31 – O cálculo da medida do ângulo de *Springback* e a conformação de três pontos ao ar respectivamente.



Fonte: Próprio autor (2019).

### 3.2.3 Ensaio de microdureza Vickers pré e pós o ensaio de dobramento a três pontos

Foi realizado o ensaio da microdureza Vickers (norma E 384-11), que usualmente se refere a indentações estáticas provocadas por cargas menores ou iguais que 1 Kgf. Neste ensaio, foi utilizado uma carga de 1 Kgf com tempo de indentação de 10 segundos. O indentador é uma pirâmide de diamante Vickers. O procedimento de teste é muito semelhante ao do teste padrão Vickers. A diferença nesse procedimento está na utilização de uma escala microscópica, com instrumentos de precisão mais alta. O ensaio de microdureza Vickers foi realizado no Laboratório de Usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia FEG/UNESP com auxílio de um microdurômetro Vickers/Knoop Wilson Instruments, modelo 401 MVD, peso 36 kg, 50/60 Hz, 60VA (Figura 32). Neste equipamento, os valores de microdureza Vickers são calculados automaticamente de acordo com a equação (5).

$$HV = \frac{2F \sin\left(\frac{136}{2}\right)}{d^2} \cong 1,854 \frac{F}{d^2} \quad (5)$$

- F= é a carga em kgf;
- l = é a média aritmética das duas diagonais , l<sub>1</sub> e l<sub>2</sub> em mm e

- HV = é a dureza Vickers.

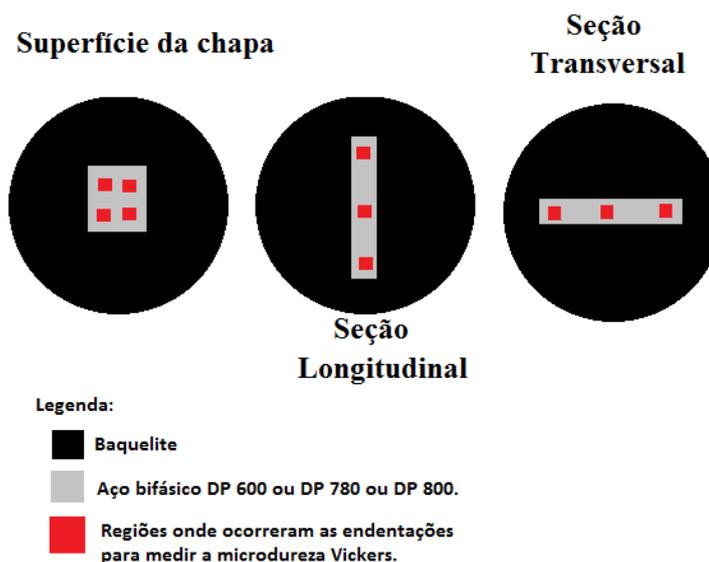
Figura 32 - Microdurômetro Vickers/Knoop Wilson Instruments, modelo 401 MVD



Fonte: Próprio autor (2019).

O ensaio de dureza foi realizado após a realização de todas as etapas metalográficas descritas anteriormente nas amostras dos aços DP 600, DP 780 e DP 800 conforme a sua variação na direção de laminação para cada um dos aços (superfície da chapa, seção transversal e longitudinal), pois a superfície a ser testada geralmente requer um acabamento metalográfico devido ao tipo de ensaio a ser realizado (Figura 33).

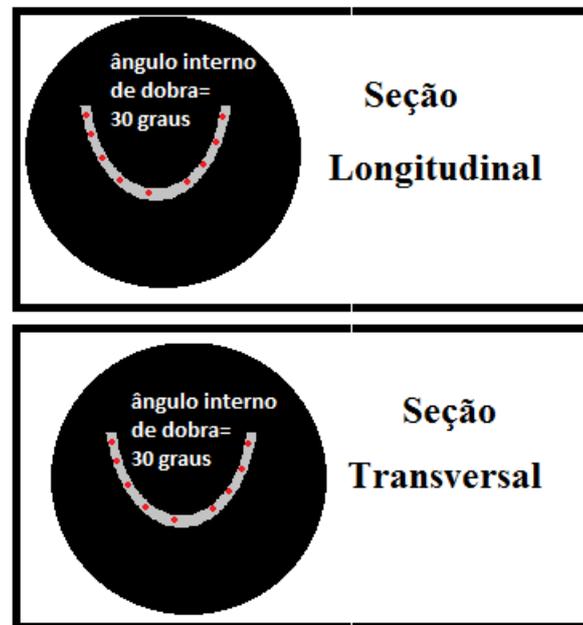
Figura 33 - Ensaio de microdureza Vickers pré - ensaio de dobramento realizada para cada resistência do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).



Fonte: Próprio autor (2019).

Como pode ser visto nas Figuras 33 e 34, a cor vermelha são as regiões onde foram indentadas pela pirâmide de diamante Vickers, mantendo uma distância padrão, para que o cálculo do valor de dureza não interferisse na outra. O mesmo procedimento foi realizado para amostras pós ensaio de dobramento. Na Figura 33, pode-se visualizar as amostras antes do ensaio de dobramento seccionadas na superfície da chapa, na seção longitudinal e transversal. Na Figura 34, são amostras após os ensaios de dobramento para o ângulo interno de dobra pré determinado de  $30^\circ$ , em que apresentará o encruamento maior e, conseqüentemente, uma microdureza Vickers maior.

Figura 34 - Ensaio de microdureza Vickers pós - ensaio de dobramento realizada para cada resistência do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).



Legenda:

- Baquelite
- Aço bifásico DP 600 ou DP 780 ou DP 800.
- Regiões onde ocorreram as endentações para medir a microdureza Vickers.

Fonte: Próprio autor (2019).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 ENSAIOS MECÂNICOS

#### 4.1.1 Ensaio de Tração

Para compreender o efeito do *springback*, é necessário conhecer, primeiramente, as propriedades mecânicas do material e se estas influenciam nesse efeito. Os corpos de prova foram seccionados com as dimensões especificadas pela norma ASTM E8/E8M-13, conforme as dimensões descritas na Figura 23. O seccionamento foi realizado em relação à direção de laminação (SL) da chapa (0, 45 e 90 graus da direção de laminação).

Assim, por meio dos ensaios de tração, foram obtidos gráficos para cada resistência de aço em estudo (DP 600, DP 780 e DP 800) com as respectivas direções de laminação, como pode ser observado nas Figuras 35, 36 e 37 respectivamente.

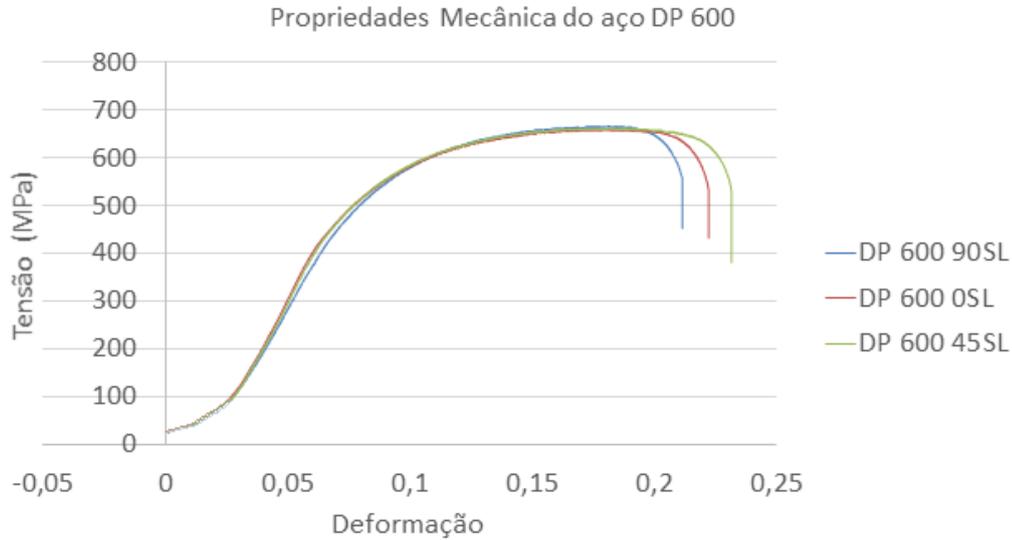
##### 4.1.1.1 Propriedades mecânicas do aço DP 600

Tabela 7 – Propriedades Mecânicas do aço DP 600.

Propriedades Mecânicas	0 SL	45 SL	90 SL
Resistência a Tração (MPa)	662±1	665±2	666±2
Tensão limite de escoamento (MPa)	395±3	388±2	425±4
Deformação total (%)	22 ±1	23 ±1	21 ±1

Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 35 - Propriedades mecânicas do aço DP 600 variando-se a direção de laminação.



Para as três orientações em relação a direção de laminação (0, 45 e 90 graus), foi possível observar (Figura 35) que para os valores de tensão limite de escoamento calculados, o aço dual phase DP 600 apresentou valores próximos de 400 MPa.

Os valores de tensão limite de escoamento apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação, como pode ser visto na Tabela 7, seguindo a ordem decrescente de valores para as três direções como  $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0 > \sigma_e^{45}$ .

Os valores de deformação total obtidos estão dentro dos valores esperados para aços dual phase de alta resistência, porém a ordem dos valores em relação a direção de laminação foi inversa ao se comparar com a ordem dos valores em relação a direção de laminação da tensão limite de escoamento,  $\varepsilon_T^{45} > \varepsilon_T^0 > \varepsilon_T^{90}$  (Tabela 7).

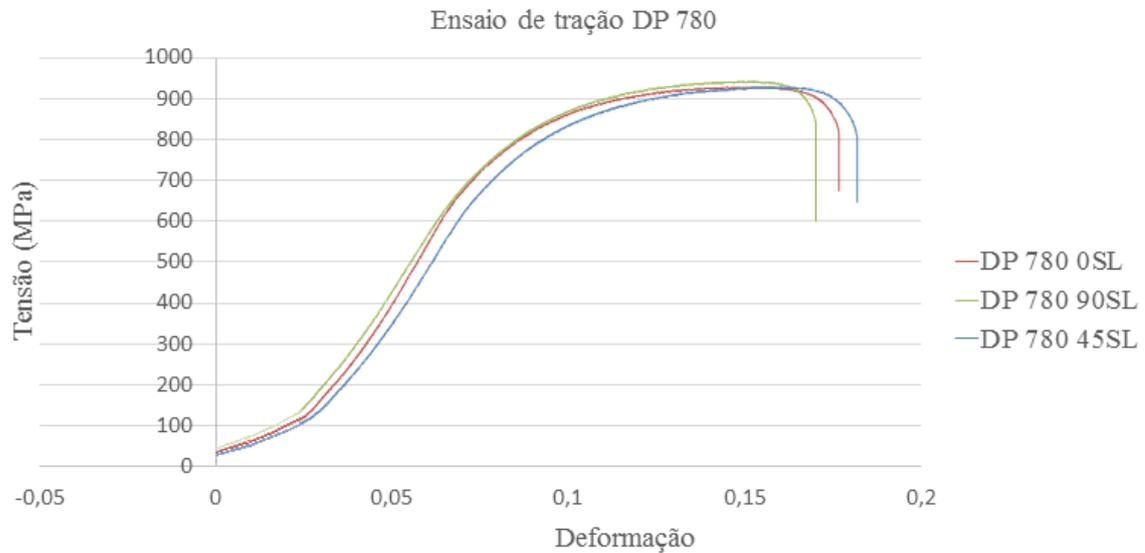
#### 4.1.1.2 Propriedades mecânicas do aço DP 780

Tabela 8 – Propriedades Mecânicas do aço DP 780.

Propriedades Mecânicas	0 SL	45 SL	90 SL
Resistência a Tração (MPa)	934±7	933±5	938±6
Tensão limite de escoamento (MPa)	440±4	430±7	470±5
Deformação total (%)	17±1	18±1	17±1

Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 36 - Propriedades mecânicas do aço DP 780 variando-se a direção de laminação.



Fonte: Próprio autor (2019).

Analisando o aço DP 780 (Figura 36), para as três orientações em relação a direção de laminação (0, 45 e 90 graus), foi possível observar que para os valores de tensão limite de escoamento, apresentaram média de 447 MPa aproximadamente.

Os valores de tensão limite de escoamento também apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação (Tabela 8) seguindo a ordem decrescente de valores para as três direções como  $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0 > \sigma_e^{45}$ .

A ordem dos valores em relação a direção de laminação da deformação total, foi inversa ao se comparar com a ordem dos valores em relação a direção de laminação da tensão limite de escoamento,  $\varepsilon_T^{45} > \varepsilon_T^0 > \varepsilon_T^{90}$  (Tabela 8).

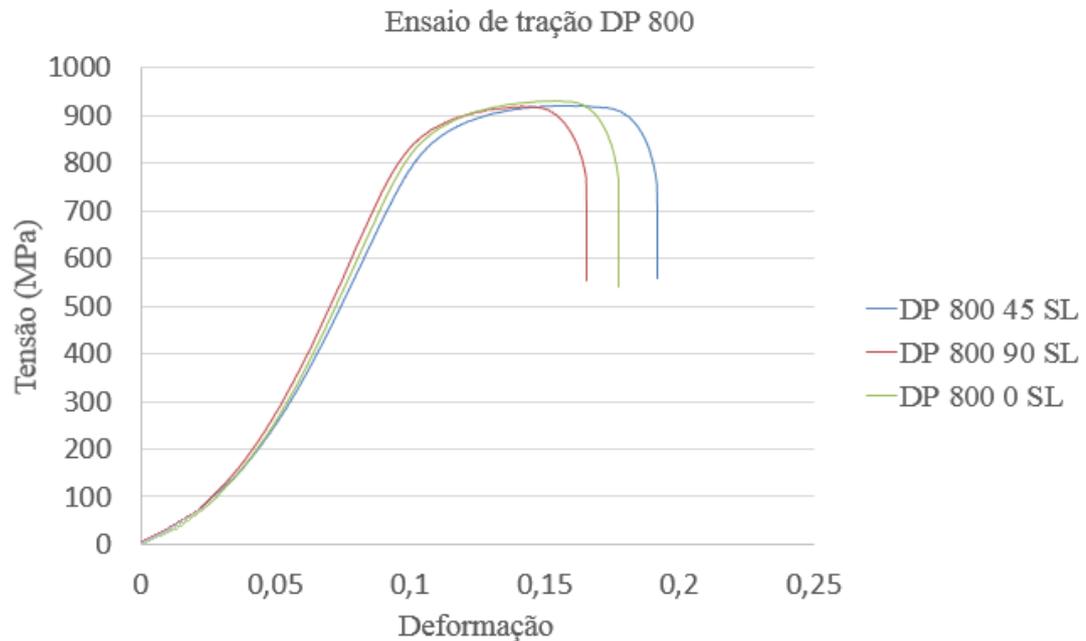
#### 4.1.1.3 Propriedades mecânicas do aço DP 800

Tabela 9 – Propriedades Mecânicas do aço DP 800.

Propriedades Mecânicas	0 SL	45 SL	90 SL
Resistência a Tração (MPa)	925±3	920±2	925±3
Tensão limite de escoamento (MPa)	450±3	440±5	482±3
Deformação total (%)	18 ±1	18 ±1	16 ±1

Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 37 - Propriedades mecânicas do aço DP 800 variando-se a direção de laminação.



Fonte: Próprio autor (2019).

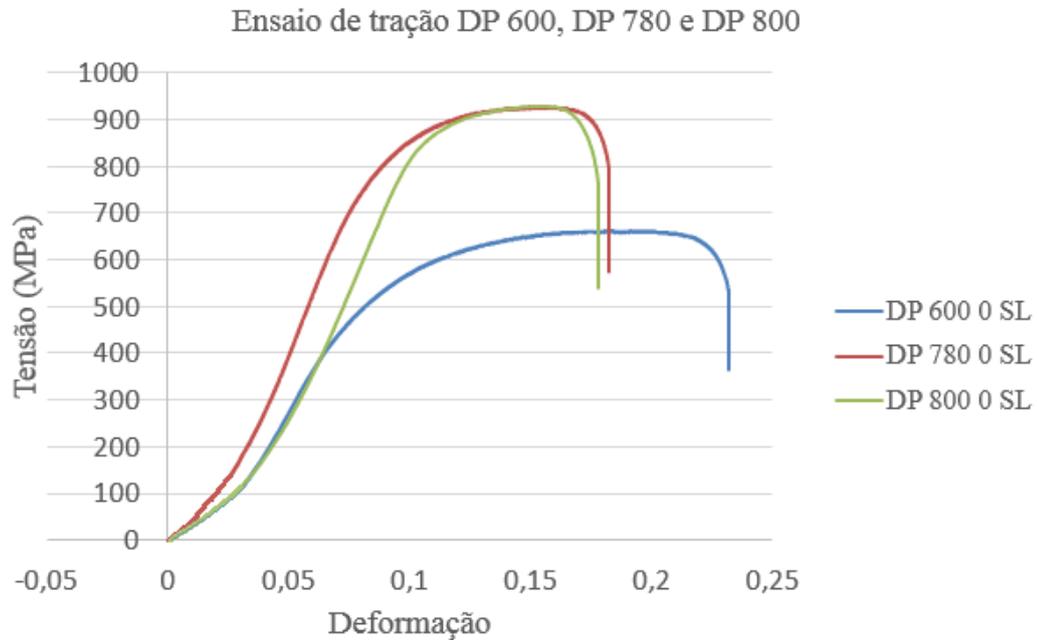
Para as três orientações em relação a direção de laminação (0, 45 e 90 graus), foi possível observar que para os valores de tensão limite de escoamento, o aço dual phase DP 800 apresentou valores próximos de 460 MPa que, em comparação as resistências dos aços dual phase, o aço DP 800 foi o qual apresentou o maior valor.

Assim, como as demais resistências dos aços dual phase explicados anteriormente, os valores de tensão limite de escoamento apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação, como pode ser visto na Tabela 9, seguindo a ordem decrescente de valores para as três direções como  $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0 > \sigma_e^{45}$  (Figura 37), o mesmo observado pelos aços dual phase de resistências anteriores DP 600 e DP 780.

A ordem dos valores em relação a direção de laminação da deformação total (Tabela 9) foi inversa ao se comparar com a ordem dos valores em relação a direção de laminação da tensão limite de escoamento,  $\epsilon_T^{45} > \epsilon_T^0 > \epsilon_T^{90}$ , o mesmo observado pelos aços dual phase de resistências anteriores DP 600 e DP 780.

#### 4.1.1.4 Comparação entre as resistências dos aços dual phase (DP 600, DP780 e DP 800)

Figura 38 – Comparação das propriedades mecânica do ensaio de tração para os aços dual phase variando-se apenas a resistência, na mesma direção de laminação.



Fonte: Próprio autor (2019).

Conforme a Figura 38, pode-se comparar os ensaios de tração uniaxial na direção de laminação, variando-se apenas as resistências dos aços dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800). O aço DP 600 obteve valores superiores de deformações total em comparação as outras variações de resistências (DP 780 e DP 800). Entretanto, os valores do limite de resistência a tração do aço DP600 são inferiores, aproximadamente 660 MPa.

O aço DP 800, apesar de apresentar a menor deformação total, o mesmo tem maior limite de resistência ao escoamento. Estas observações experimentais estão associadas com a maior fração volumétrica de martensita presente no aço dual phase DP 800.

Como pode ser observado nas Tabelas 7 a 9, com o aumento da resistência dos aços dual phase, melhoram-se as propriedades relativas à resistência mecânica, isto é, o limite de escoamento ( $\sigma_e^{DP\ 800} > \sigma_e^{DP\ 780} > \sigma_e^{DP\ 600}$ ) e a resistência a tração ( $\sigma_{rt}^{DP\ 800} > \sigma_{rt}^{DP\ 780} > \sigma_{rt}^{DP\ 600}$ ), entretanto os valores de deformação resultou na ordem inversa  $\varepsilon_T^{DP600} > \varepsilon_T^{DP780} > \varepsilon_T^{DP\ 800}$  conforme esperado. Apesar de  $\sigma_{rt}^{DP\ 800} > \sigma_{rt}^{DP\ 780}$ , os valores da resistência a tração deram muito próximos.

#### 4.1.1.5 Anisotropia

As chapas de aço em geral são anisotrópicas, uma vez que no processo de fabricação ao se obter essa forma, origina vários tipos de direcionalidade ou anisotropia de propriedades. Como pode ser observado nos resultados do ensaio de tração, houve variação elasto-plástica em diferentes direções em relação a laminação ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ ). Isso é decorrente do processo de fabricação da chapa, ou ainda, da redução de um metal desde o lingote até uma chapa. Como consequência, a estrutura cristalográfica são orientadas, permitindo deformações mais fáceis em certas direções.

Devido as alterações nas dimensões dos corpos de prova, antes e depois do ensaio de tração na largura e espessura dos aços de alta resistência DP600, DP780 e DP800, foi possível calcular o valor de anisotropia média ou normal ( $r_m$ ) e a anisotropia planar.

O valor de anisotropia média ou normal ( $r_m$ ) das resistências de aço DP 600, DP 780 e DP 800 foi determinado com auxílio de um paquímetro digital, os valores medidos são próximo de 1 (Tabelas 10, 11 e 12), dentro do intervalo esperado para aços laminado a frio (1 a 1,35).

A ordem decrescente dos valores de anisotropia média dos aços dual phase foram  $R^{DP600} > R^{DP780} > R^{DP800}$ , indicando assim, uma pequena perda na capacidade de conformação ao se aumentar a resistência dos aços dual phase. A variação do coeficiente de anisotropia médio apresenta a relação  $R^{45} > R^0 > R^{90}$  ao se comparar com a direção de laminação para cada resistência do aço dual phase, esses valores estão em concordância com os comportamentos do limite ou tensão de escoamento e deformação uniforme.

Neste trabalho, os valores de R para as três resistências do aço resultaram em  $R < 1$ , entretanto esses valores foram muito próximos de 1, assim existe uma tendência ao afinamento da chapa, porém mínimo ou nulo, podendo a chapa se comportar também como um material anisotrópico. Os valores de anisotropia planar obtidos foram muito baixos, próximos a zero, proporcionando, assim, uma maior resistência ao afinamento da chapa, podendo se comportar como chapas de aço isotrópicas.

O material escoia melhor nas direções com maior índice de anisotropia. Comparando-se as direções de laminação do aço DP 600, DP 780 e DP 800, o maior coeficiente é encontrado a  $45^\circ$ , o que demonstra haver maior resistência ao afinamento da chapa e maior eficiência aos esforços de deformação se trabalhada nesta direção. Segundo Menezes, M. S. et. al., 2015, se  $\Delta R < 0$ , ocorre formação de “orelhas” próximo a  $45^\circ$ . Apesar da variação observada na comparação com outros autores, estes valores ainda podem ser considerados.

Tabela 10 – Cálculo da anisotropia do aço DP 600.

SL	r	r médio	$\Delta r$	rm
0SL	-18,6027			
0SL	-11,826			
0SL	37,01007	0,976112		
0SL	-2,48333			
0SL	-5,78671			
0SL	7,545304			
45SL	-1,33427			
45SL	-3,08233			
45SL	-5,55984	1,054189	-0,11682	0,99578
45SL	6,314971			
45SL	8,932423			
90SL	-2,7273			
90SL	14,71299			
90SL	-1,84364	0,898627		
90SL	-1,4969			
90SL	-2,13158			
90SL	-1,12181			

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 11– Cálculo da anisotropia do aço DP 780.

SL	r	r médio	$\Delta r$	rm
0SL	-17,4455			
0SL	-11,1485			
0SL	38,42192			
0SL	-2,51678	0,961222		
0SL	-5,47972			
0SL	-2,23466			
0SL	7,131736			
45SL	-3,38881			
45SL	15,65753			
45SL	-1,91187	1,023756	-0,10654	0,970486
45SL	-1,54106			
45SL	-1,30778			
45SL	-1,36547			
90SL	-12,5527			
90SL	-23,3054			
90SL	48,43543	0,873208		
90SL	-1,86876			
90SL	-3,37997			
90SL	-2,08938			

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 12 – Cálculo da anisotropia do aço DP 800.

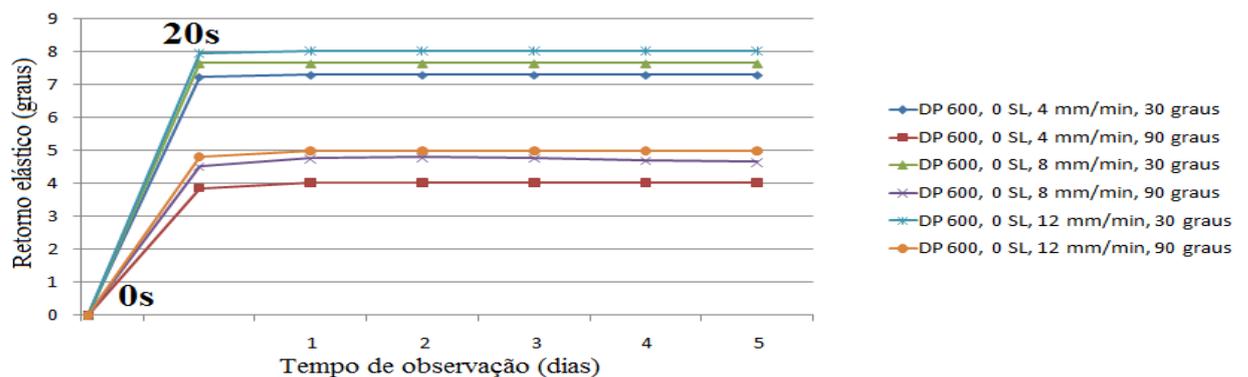
SL	r	r médio	$\Delta r$	rm
0SL	-1,37778			
0SL	-2,29584			
0SL	-3,72699			
0SL	5,343483	0,954948		
0SL	7,940648			
0SL	28,54082			
0SL	-27,7397			
45SL	27,16103			
45SL	-2,20462			
45SL	-2,67529	0,977746	-0,01742	0,946237
45SL	-4,22313			
45SL	-18,2674			
45SL	6,075929			
90SL	-3,38881			
90SL	14,94881			
90SL	-1,96118	0,897307		
90SL	-1,36448			
90SL	-1,30778			
90SL	-1,54271			

Fonte: Próprio autor (2019).

#### 4.1.2 Ensaio de dobramento a três pontos

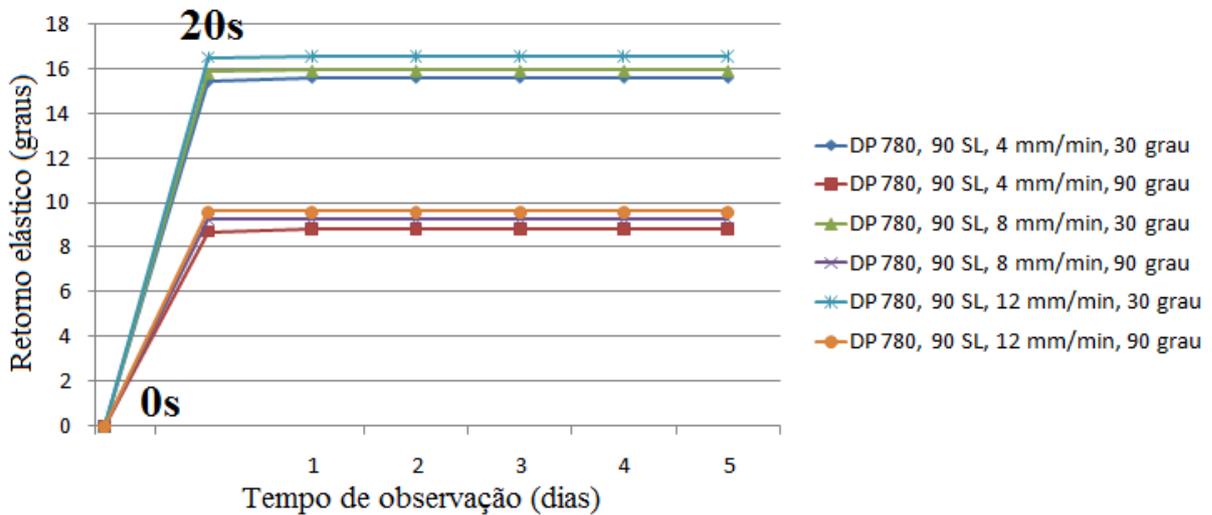
Todos os resultados do ensaio de dobramento são apresentados a seguir e foram organizados para melhor compreensão da análise dos parâmetros da conformação e como influenciam no efeito Springback.

Figura 39 – Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 600



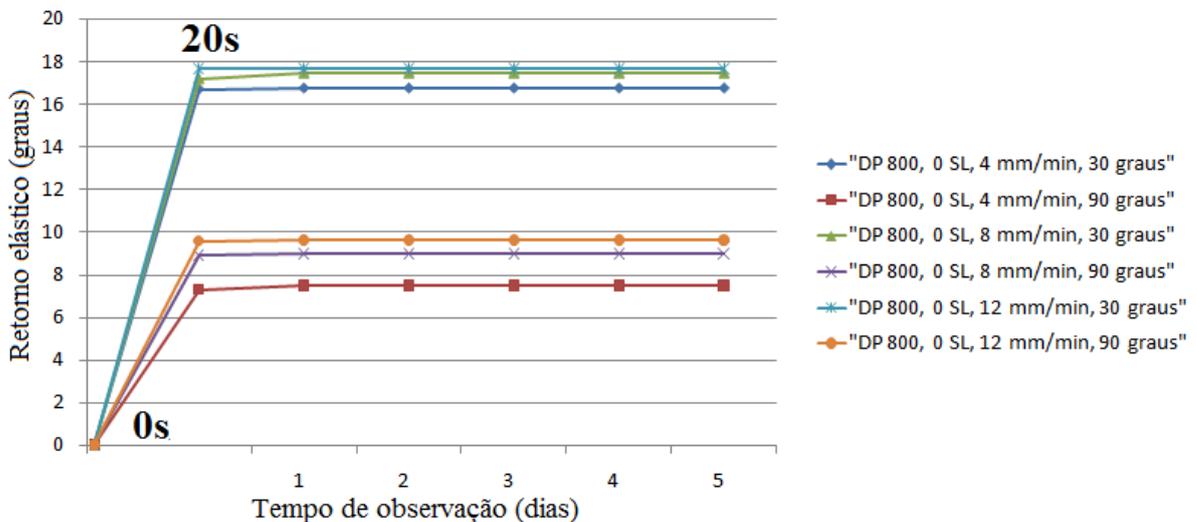
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 40 - Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 780.



Fonte: Próprio autor (2019).

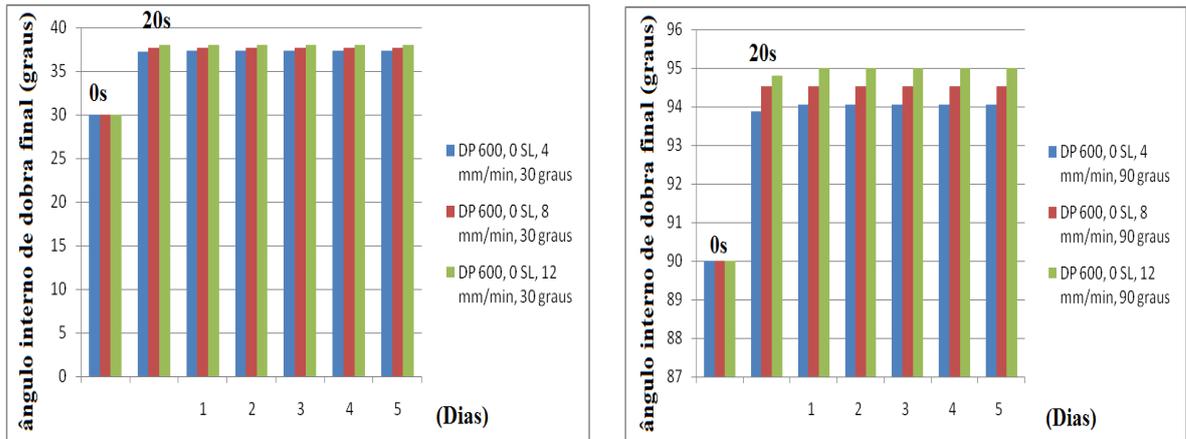
Figura 41 - Comparação entre os ângulos pré-determinados e da velocidade de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias) para o aço DP 800.



Fonte: Próprio autor (2019).

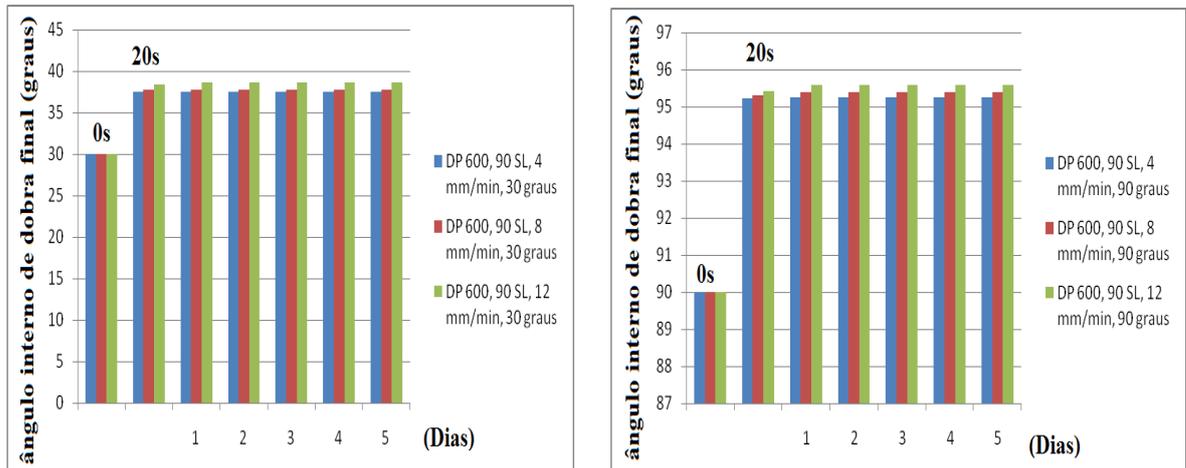
Pode-se observar a comparação entre os ângulos pré-determinados (30 e 90 graus) e as velocidades de puncionamento (4, 8 e 12 mm/min) para os aços DP 600 (Figura 39), DP 780 (Figura 40) e DP 800 (Figura 41). Nessas Figuras, por meio desta comparação, conclui-se que o aumento da velocidade de puncionamento (4 para 8 mm/min e 8 para 12 mm/min) e a diminuição dos ângulos pré-determinados (90 para 30 graus), aumentam os ângulos de *springback*, em ambas direções de laminação (seção longitudinal e transversal).

Figura 42 - Efeito *Springback* (DP 600 a 0 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.



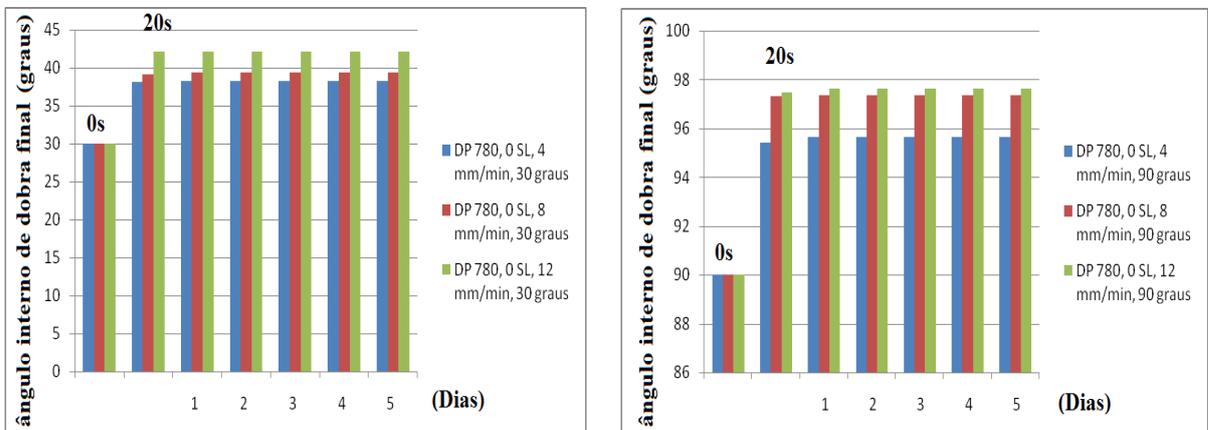
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 43 – Efeito *Springback* (DP 600 a 90 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.



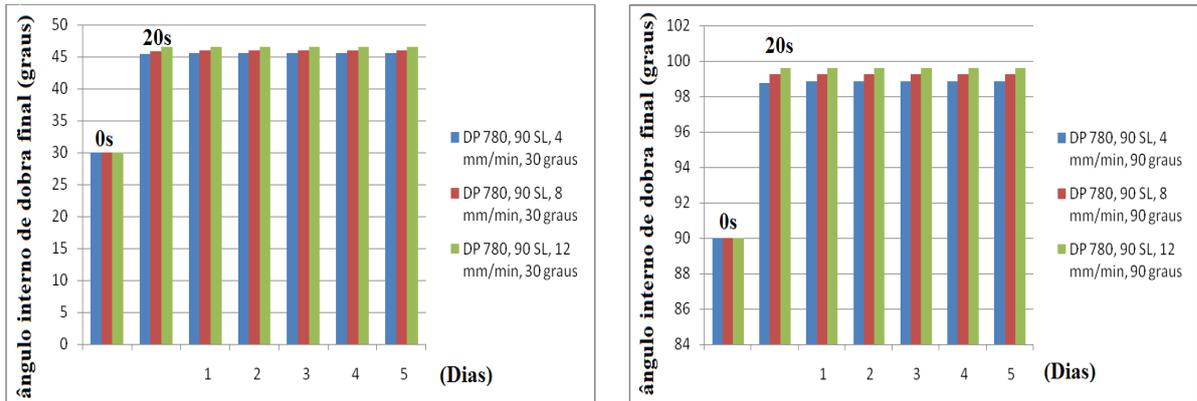
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 44– Efeito *Springback* (DP 780 a 0 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.



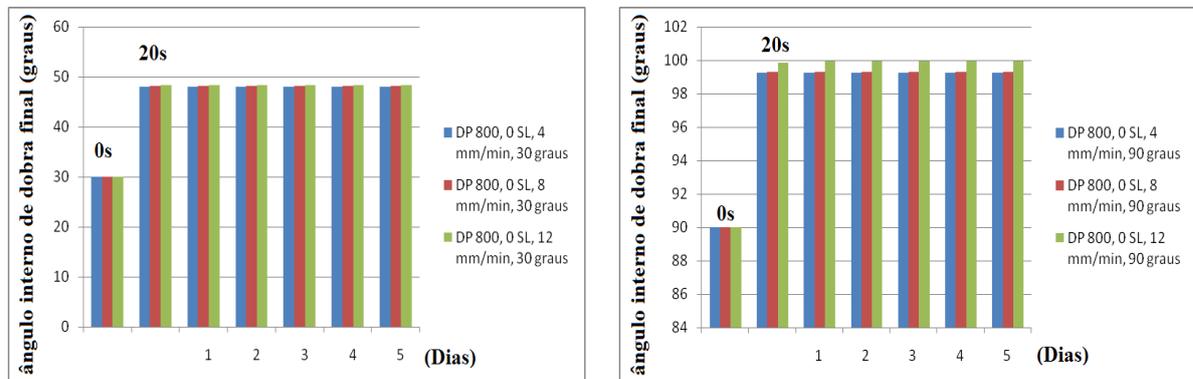
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 45 - Efeito *Springback* (DP 780 a 90 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.



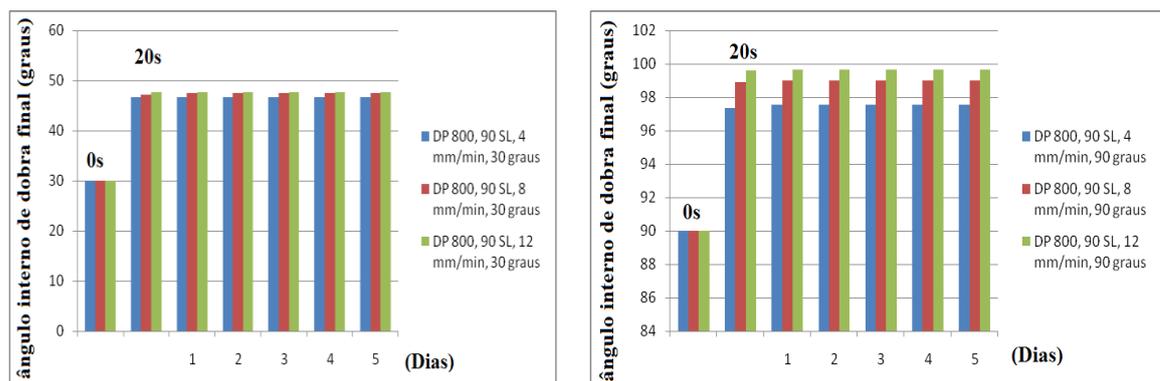
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 46 - Efeito *Springback* (DP 800 a 0 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 47 - Efeito *Springback* (DP 800 a 90 SL): a) 30<sup>0</sup> b) 90<sup>0</sup> respectivamente.

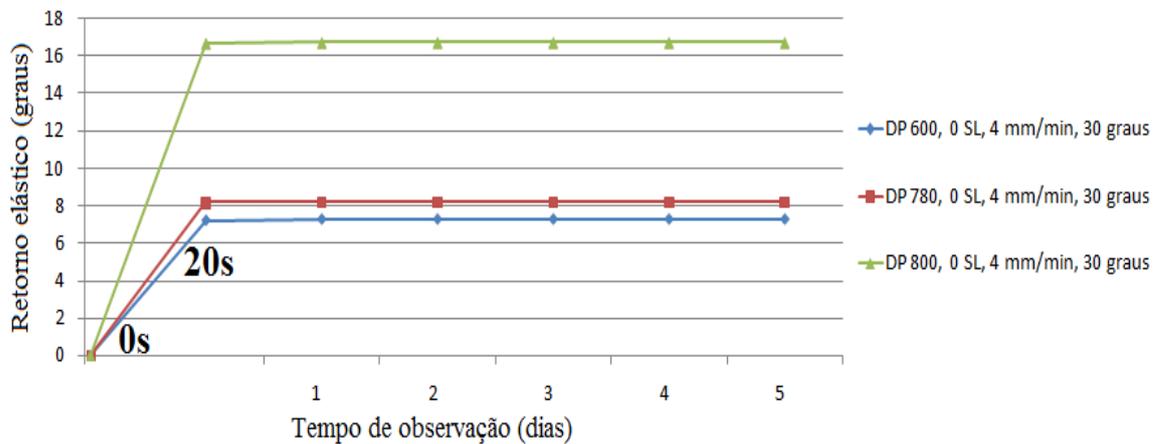


Fonte: Próprio autor (2019).

Pode-se observar também a comparação entre os ângulos pré-determinados (30 e 90 graus), as velocidades de puncionamento (4, 8 e 12 mm/min) e a direção da laminação nas Figuras representadas por barras os valores finais de *Springback*: para o aço DP 600 na seção longitudinal (Figura 42) e transversal (Figura 43), para o aço DP 780 na seção longitudinal

(Figura 44) e transversal (Figura 45) e para o aço DP 800 na seção longitudinal (Figura 46) e transversal (Figura 47). Nessas Figuras, por meio desta comparação, pode-se visualizar detalhadamente o aumento da velocidade de puncionamento (4 para 8 mm/min e 8 para 12 mm/min), o aumento dos ângulos de *springback* durante os 5 dias de observação deste efeito em ambas direções de laminação (seção longitudinal e transversal). E na seção transversal, obteve-se maiores ângulos interno de dobra finais, pois nessa direção apresentou-se um teor de martensita um pouco maior que na seção longitudinal.

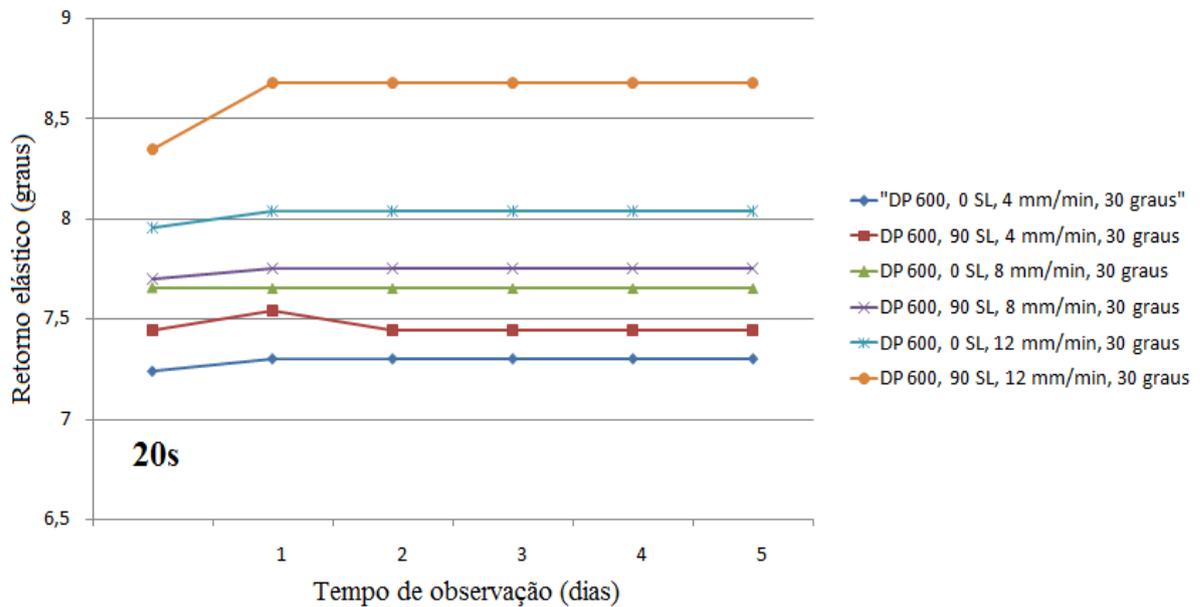
Figura 48 – Comparação entre as resistências dos aços dual phase - Springback (graus) x Tempo (dias).



Fonte: Próprio autor (2019).

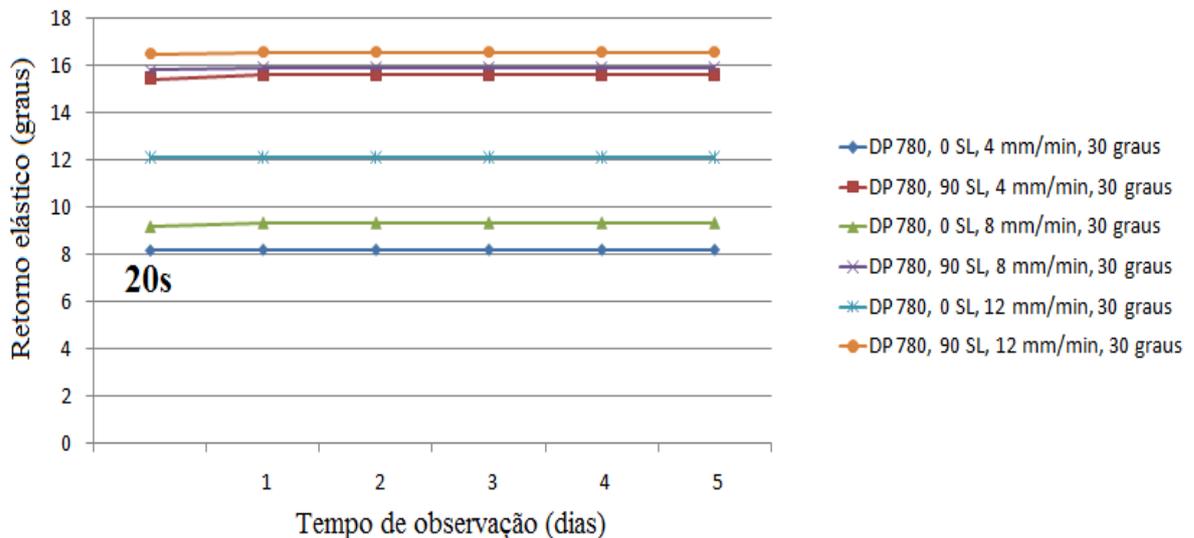
Observar-se este aumento do ângulo de *Springback* para velocidade de 4 mm/min (Figura 48), ao se comparar cada resistências dos aços dual phase, no período de 5 dias. A mesma comparação pode ser feito para velocidades de puncionamento de 8 mm/min e 12 mm/min, em ambas direções de laminação estudadas (seção longitudinal e transversal) e ângulos interno de dobra pré determinado de 30 e 90 graus.

Figura 49 - Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 600, ao se comparar a velocidades de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias).



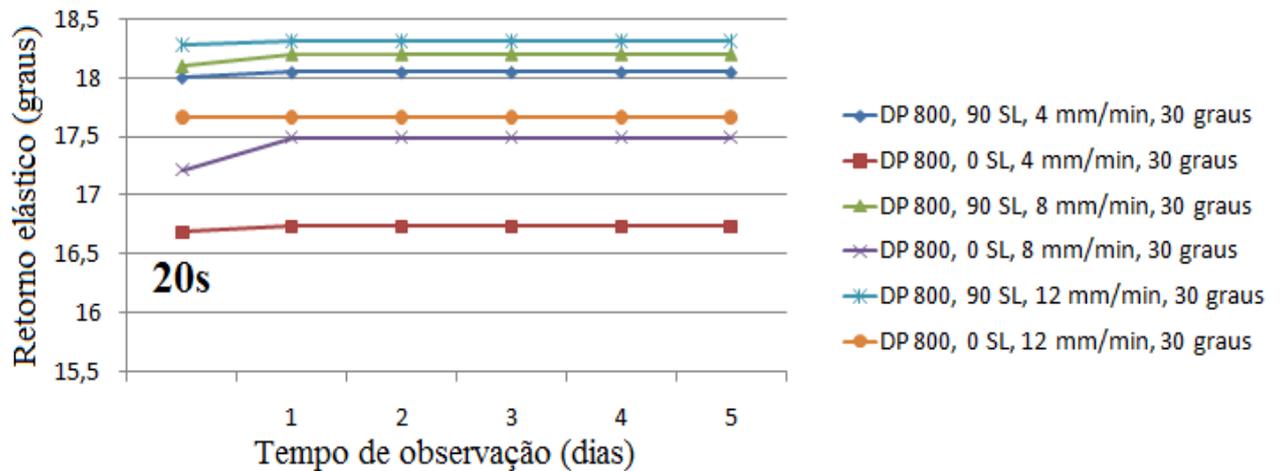
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 50 - Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 780, ao se comparar a velocidades de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias).



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 51 - Comparação da influência do direção de laminação para o aço DP 800, ao se comparar a velocidades de puncionamento - Springback (graus) x Tempo (dias).



Fonte: Próprio autor (2019).

Nas Figuras 49, 50 e 51, observou-se nos aços DP 600, DP 780 e DP 800, pela comparação da direção de laminação, das velocidades de puncionamento e do ângulo pré-determinado (30 graus), que os valores de springback predominantes foram maiores para na seção transversal (90 SL). Este fato pode ser explicado pela relação comentada anteriormente de anisotropia  $R^0 > R^{90}$ , ou seja, a conformabilidade é menor na seção transversal, uma vez que o material possui maior teor de martensita por área, calculado nas Figuras da seção 4.1.4 microscopia óptica, que se distribui entre os grãos, dificultando assim, a conformação, consequentemente haverá maior springback. A explicação é a mesma ao se variar a resistência do aço (Figura 48), mantendo os demais parâmetros constantes, pode-se verificar que de modo geral os valores de springback para as resistências dos aços dual phase mais alta, possuem springback maior.

Com os resultados obtidos nos ensaios de dobramento a três pontos pode-se observar a variação do *Springback* com:

#### 4.1.2.1 A velocidade de puncionamento (4 para 8 mm/min e de 8 para 12 mm/min).

Nas Figuras 39, 40 e 41 é perceptível que com o aumento da velocidade de puncionamento, para cada dia observado, ocorre o aumento do ângulo interno de dobra, ou seja, aumenta do springback .

Tabela 13 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para as velocidades de puncionamento.

ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	Valor-P	F crítico
Entre grupos	2,650468	2	1,325234	77,01864	1,29067E-08	3,682320344
Dentro dos grupos	0,2581	15	0,017207			
Total	2,908568	17				

Fonte: Próprio autor (2019).

Na Tabela 13, o teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05, ferramenta do software Excel, foi utilizado para verificar se existe diferença significativa entre as velocidades de puncionamento (4, 8 e 12 mm/min). Os resultados mostram que existe pelo menos uma diferença significativa entre as velocidades nos valores do *springback*, uma vez que  $F=77,01864 > F$  crítico 3,682320344. Por ser uma comparação de três velocidades (acima de duas médias amostrais), foi necessário analisar os resultados do teste de hipótese de Tukey (Figura 52), utilizando-se a ferramenta do software *Past*, para confirmar se existe diferença entre as médias amostrais. Pode-se afirmar que existe diferença significativa nos valores de Springback para cada velocidade observada.

Figura 52 – Teste de hipótese de Tukey para velocidades de puncionamento.

Tukey's pairwise comparisons:			
Q 1 p(same)			
	A	B	C
A		0,0007283	0,0002056
B	7,39		0,1376
C	10,32	2,931	

Fonte: Próprio autor (2019).

Por exemplo, as colunas representam as velocidades de puncionamento e as linhas os valores de *springback*. As cores rosa na Figura 52 em cada coluna, demonstram que existem diferenças significativas entre as velocidades de puncionamento.

#### 4.1.2.2 Período de observação deste efeito durante 6 dias.

No dia em que foi realizado o ensaio de dobramento (primeiro dia de observação e medição do efeito Springback), vinte segundos após retirar o corpo de prova da máquina de ensaio de dobramento a três pontos, ocorreu o maior aumento do efeito springback. Nos cinco dias sucessivos o aumento foi pequeno até o quinto dia que estabilizou.

Tabela 14 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para o tempo de observação do valor springback.

ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	0,654666667	5	0,130933333	9,698765432	3,63933E-05	2,620654148
Dentro dos grupos	0,324	24	0,0135			
Total	0,978666667	29				

Fonte: Próprio autor (2019).

Na Tabela 14, o teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05, ferramenta do software Excel, foi utilizado para verificar se existe diferença significativa entre os dias observados (1º ao 5º dia). Os resultados mostram que existe pelo menos uma diferença significativa entre os dias de observação do efeito *springback* ( $F=9,699 > F_{crítico}=2,62$ ). Por ser uma comparação de cinco dias (acima de duas médias amostrais), foi necessário analisar os resultados do teste de hipótese de Tukey, no software Past, para confirmar se existe diferença entre as médias amostrais.

Na Figura 53, as colunas representam os dia observados do efeito springback e as linhas são os valores de springback. Pode-se afirmar que existe diferença significativa nos valores de springback para cada dia observado, pois em todas as colunas apresentam cor rosa.

Figura 53 – Teste de hipótese de Tukey para o tempo de observação do *springback*.

The screenshot shows a software window titled "One-way ANOVA". It contains the following information:

- Repeated measures
- Sum of sqrs, df, Mean square, F, p(same) table:
 

	Sum of sqrs	df	Mean square	F	p(same)
Between groups:	0,654667	5	0,130933	9,699	3,639E-05
Within groups:	0,324	24	0,0135		
Total:	0,978667	29			
- omega^2: 0,5918
- Levene's test for homogeneity of variance, based on means: p(same) = 0,5777  
Based on medians: p(same) = 0,9091
- Welch F test in the case of unequal variances: F=14,85, df=10,87, p=0,0001513
- Residuals button
- Tukey's pairwise comparisons: Q \ p(same) table:
 

	A	B	C	D	E	F
A		0,01854	0,00517	0,0001458	0,0008024	0,1075
B	5,004		0,9937	0,06171	0,749	0,9616
C	5,774	0,7698		0,1795	0,9616	0,749
D	9,238	4,234	3,464		0,5861	0,009842
E	6,928	1,925	1,155	2,309		0,2844
F	3,849	1,155	1,925	5,389	3,079	

Fonte: Próprio autor (2019).

#### 4.1.2.3 O ângulo interno de dobra inicial pré-determinado (30 graus e 90 graus).

Para ângulos mais críticos de 30 graus, os valores de Springback foram maiores comparados aos ângulos pré-determinado de 90 graus conforme explicado anteriormente.

Tabela 15 – Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para variação dos ângulos pré-determinados (30 e 90 graus).

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>
Entre grupos	9625,51492	1	9625,51492	674228,788	1,76618E-25	4,964602744
Dentro dos grupos	0,142763333	10	0,014276333			
Total	9625,657684	11				

Fonte: Próprio autor (2019).

Na Tabela 15 e o teste de hipótese A NOVA com alfa=0,05, pode-se perceber que existe uma grande diferença significativa dos valores de springback entre os ângulos pré-determinados (30 e 90 graus), uma vez que  $F=674228,788 \gg F \text{ crítico}=4,96$ . Neste caso não é necessário o teste de hipótese de Tukey, pois ao se rejeitar  $H_0$ , como são apenas duas amostras, tem-se que as médias são diferentes significativamente.

#### 4.1.2.4 Direção da laminação (seção longitudinal e transversal).

Conforme calculado anteriormente no tópico Anisotropia, a variação do coeficiente de anisotropia médio apresentou a relação  $R^{0 \text{ SL}} > R^{90 \text{ SL}}$  ao se comparar com a direção de laminação para cada resistência dos aços dual phase. Com o auxílio de dados estatísticos do Teste de Hipótese A NOVA (Tabela 16), ficou comprovado que os valores de springback do ensaio de dobramento a três pontos, possui diferença significativa entre as duas direções de laminação 0 SL e 90 SL ( $F=240,30 > F=4,96$ ).

Tabela 16– Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para direção de laminação (0SL e 90SL).

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>
Entre grupos	4,377792	1	4,377792	240,3004	2,55E-08	4,964602744
Dentro dos grupos	0,18218	10	0,018218			
Total	4,559972	11				

Fonte: Próprio autor (2019).

Na Tabela 16 e teste de hipótese A NOVA com alfa=0,05, pode-se perceber que existe uma grande diferença significativa dos valores de springback entre a direção de laminação (0 SL e 90 SL), uma vez que  $F=240,3004 \gg F \text{ crítico}=4,96$ . Neste caso não é necessário o teste de hipótese de Tukey, pois ao se rejeitar  $H_0$ , tem-se que as médias são diferentes significativamente, afinal é a comparação de duas médias amostrais.

#### 4.1.2.5 Resistências dos aços dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).

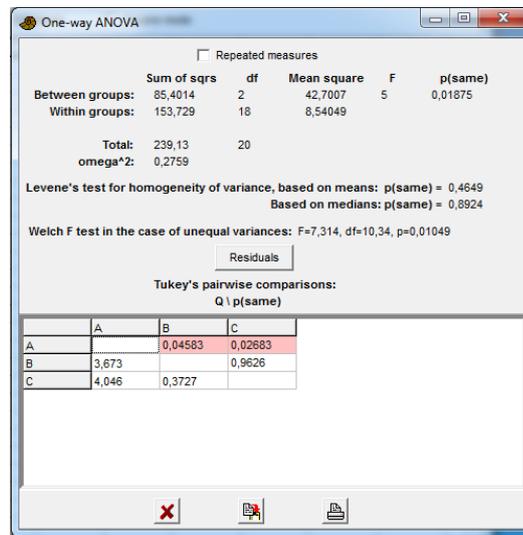
No tópico Anisotropia, a ordem decrescente dos valores de anisotropia média dos aços dual phase foram  $R^{DP 600} > R^{DP 780} > R^{DP 800}$ . Por meio do Teste de Hipótese A NOVA (Tabela 17) e do teste de Tukey (Figura 54), ficou comprovado que entre as resistências dos aços possui diferença significativa nas médias amostrais ( $F=4,99 > F=3,55$ ) em relação aos valores de *springback* do ensaio de dobramento a três pontos.

Tabela 17– Teste de hipótese A NOVA com alfa = 0,05 para as resistências do aço (DP 600, DP 780 e DP 800).

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>
Entre grupos	85,40140229	2	42,7007	4,999796	0,018754	3,554557146
Dentro dos grupos	153,7287883	18	8,540488			
Total	239,1301906	20				

Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 54 – Teste de hipótese de Tukey para as resistências do aço dual phase (DP 600, DP 780 e DP 800).



Fonte: Próprio autor (2019).

### 4.1.3 Ensaio de microdureza Vickers

#### 4.1.3.1 Antes do ensaio de dobramento a três pontos

Conforme explicado anteriormente na seção materiais e métodos, no tópico ensaio de microdureza Vickers, antes e depois da realização do ensaio de dobramento, realizou-se o ensaio de microdureza Vickers nas amostras para avaliar se houve alteração na microdureza pré e pós o ensaio de dobramento a três pontos e se a direção de laminação influenciou nesses resultados.

Por meio dos valores de microdureza Vickers obtidos da amostra (Figuras 55, 56 e 57) as médias calculadas para os valores de microdureza Vickers obtidos para cada resistência dos aços dual phase DP 600, DP 780 e DP 800 foram 189HV (Tabela 18), 257HV (Tabela 19) e 282HV (Tabela 20), respectivamente. Os valores de microdureza aumentam com o aumento da resistência do aço dual phase, uma vez que aumenta-se a resistência desse material e fração da martensita, a mesma cria obstáculos ao deslocamento de discordâncias, induzindo a um aumento no nível de tensão da amostra como preparada.

Figura 55 – Amostras do aço DP 600 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos.



Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 18 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 600, antes do ensaio de dobramento.

Superfície (HV)	Seção Longitudinal (HV)	Seção Transversal (HV)
Média = 193	Média = 184	Média = 190

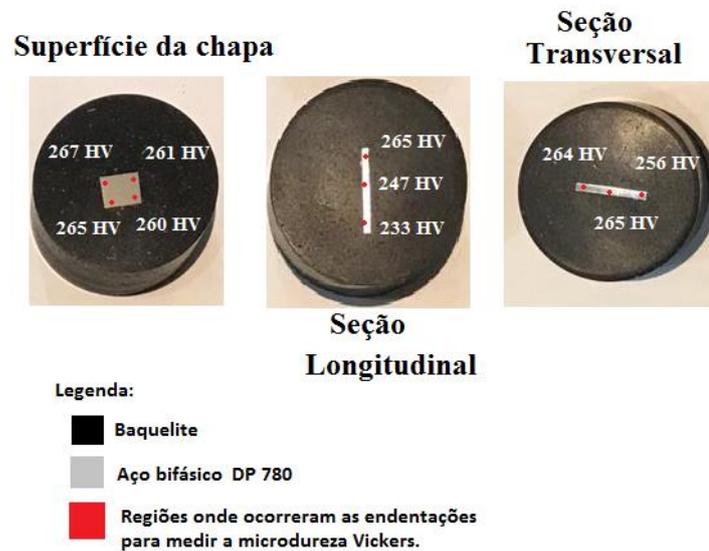
Fonte: Próprio autor (2019).

Pode-se observar na Tabela 18, que a média dos valores de microdureza do aço DP 600 são próximos e variaram conforme a direção de laminação 193 HV (superfície) > 190 HV (seção transversal) > 184 HV (seção longitudinal), o mesmo ocorreu ao se comparar com a média dos valores de microdureza do aço DP 780 (Tabela 19).

Os valores de microdureza do aço DP 780 são próximos e também apresentaram a mesma ordem crescente de microdureza Vickers ao se variar a direção de laminação, 263 HV (superfície) > 261 HV (seção transversal) > 248 HV (seção longitudinal).

Essa diferença nos valores de microdureza Vickers em relação a direção de laminação, pode ser explicada por meio dos resultados obtidos do ensaio de tração, onde os valores de tensão limite de escoamento apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação seguindo a ordem decrescente de valores para as três direções como  $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0 > \sigma_e^{45}$ . Assim, para o aço dual phase, quanto maior os valores de tensão limite de escoamento, mais resistente é o material, maior teor de martensita, conseqüentemente maior é a dureza Vickers.

Figura 56 – Amostras do aço DP 780 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos.



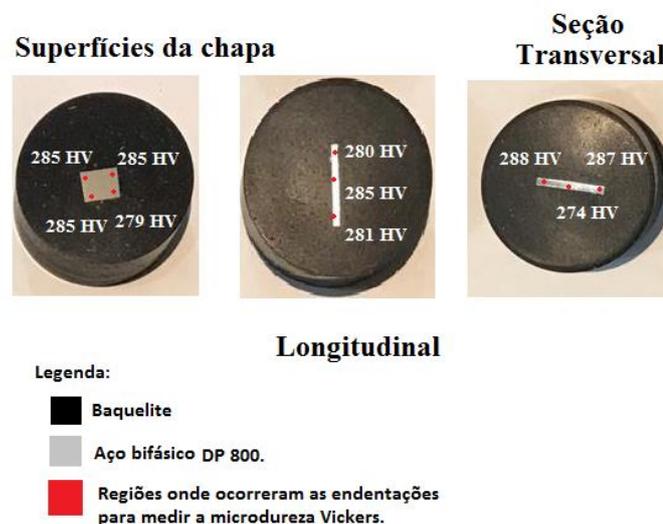
Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 19 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 780, pré ensaio de dobramento.

Superfície (HV)	Seção Longitudinal (HV)	Seção Transversal (HV)
Média = 263	Média = 248	Média = 261

Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 57 – Amostras do aço DP 800 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers antes do ensaio de dobramento a três pontos.



Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 20 – Valores de microdureza Vickers do aço DP 800, pré ensaio de dobramento.

Superfície (HV)	Seção Longitudinal (HV)	Seção Transversal (HV)
Média = 283	Média = 281	Média = 282

Fonte: Próprio autor (2019).

Pode-se observar na Tabela 20 que os valores de microdureza Vickers variam com a direção de laminação, 283 HV (superfície) > 282 HV (seção transversal) > 281 (seção longitudinal), mesma ordem de grandeza em relação a direção de laminação dos aços dual phase anteriores e estão de acordo com os valores de tensão limite de escoamento que apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação seguindo a ordem decrescente de valores para as três direções como  $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0$ .

A variação do coeficiente de anisotropia médio apresenta a relação  $R^0 > R^{90}$  ao se comparar com a direção de laminação para cada resistência do aço dual phase, esses valores estão em concordância com os valores de dureza para cada direção de laminação  $HV^{90} > HV^0$ , uma vez que estão de acordo com os valores de tensão limite de escoamento que apresentaram uma diferença em relação a direção de laminação.

#### 4.1.3.2 Pós ensaio de dobramento a três pontos

Os valores de microdureza Vickers obtidos indicam um aumento de dureza na região deformada, efeito típico devido ao encruamento que ocorre com o aumento da tensão para dar continuidade à deformação plástica do material. A partir da região de escoamento, o material entra no campo de deformações permanentes, onde ocorre endurecimento por deformação a frio. Esse fenômeno é resultado da interação entre discordâncias e das suas interações com outros obstáculos (solutos, contornos de grãos etc.), que impedem a livre movimentação daquelas.

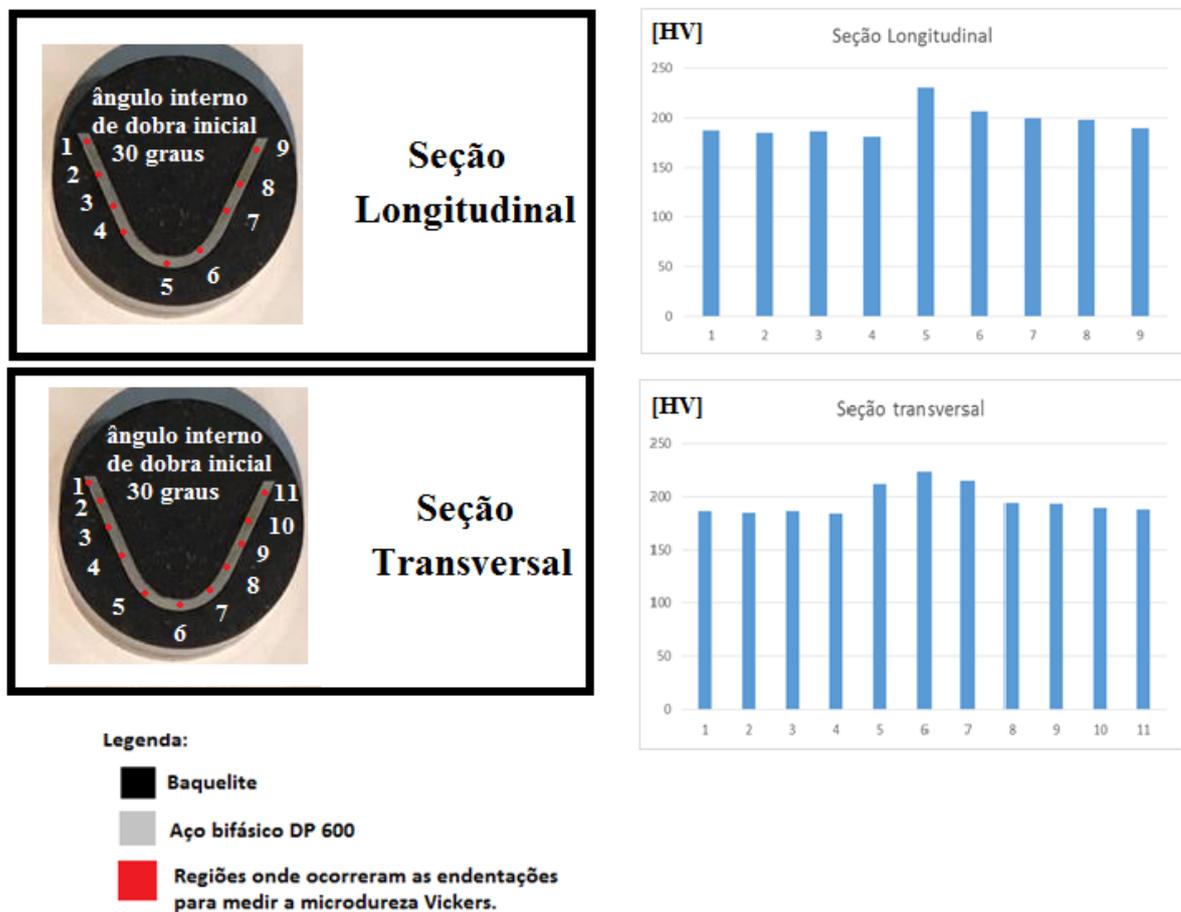
O ensaio de microdureza Vickers foi realizado apenas para o ângulo pré determinado de 30 graus, devido este ângulo ser mais crítico e ter o maior aumento da tensão para dar continuidade à deformação plástica do material. A microdureza Vickers foi maior na seção transversal de acordo com a variação das resistências dos aços dual phase DP600, DP780 e DP800 (Tabela 21), conforme os valores de 196 HV, 267 HV e 304 HV, respectivamente, enquanto os valores de microdureza Vickers na seção longitudinal foram menores 195 HV, 253 HV e 302 HV, respectivamente ( $HV^{90} > HV^0$ ).

Tabela 21 - Comparação da microdureza Vickers antes e após ensaio de dobramento a três pontos.

Resistência do aço	Direção da laminação	Pré (HV)	Após (HV)	Aumento (%)
DP 600	Seção Transversal	190	196	2
	Seção Longitudinal	184	195	6
DP 780	Seção Transversal	264	267	1
	Seção Longitudinal	248	253	2
DP 800	Seção Transversal	282	304	7
	Seção Longitudinal	281	302	7

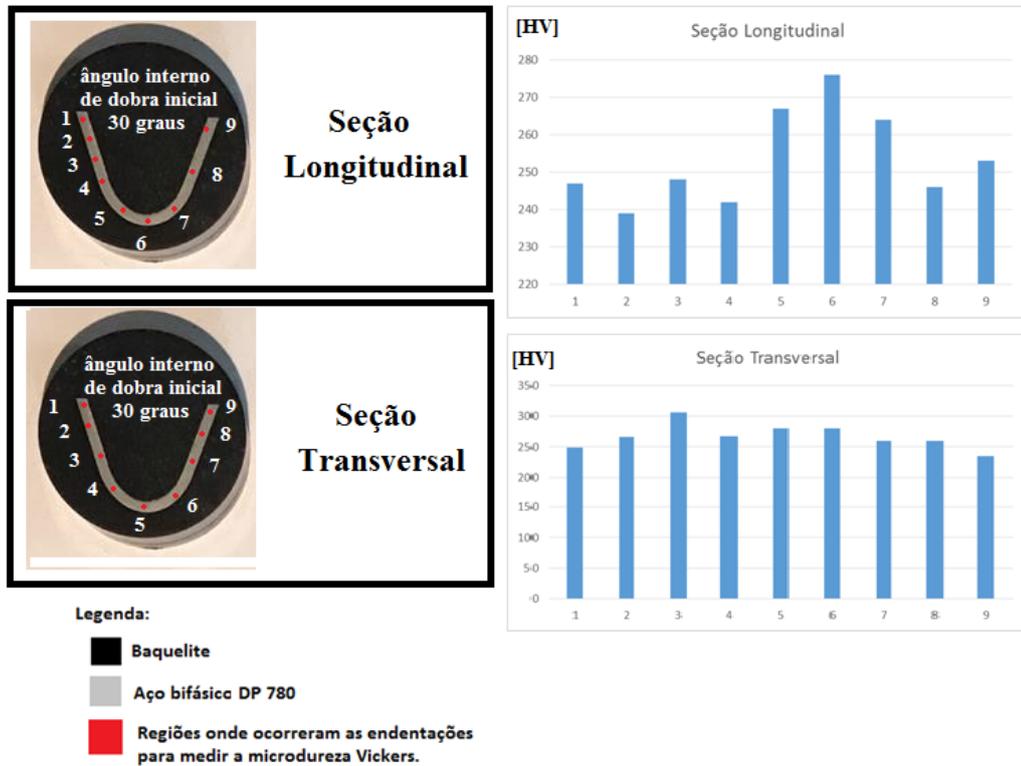
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 58 – Amostras do aço DP 600 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós ensaio de dobramento a três pontos.



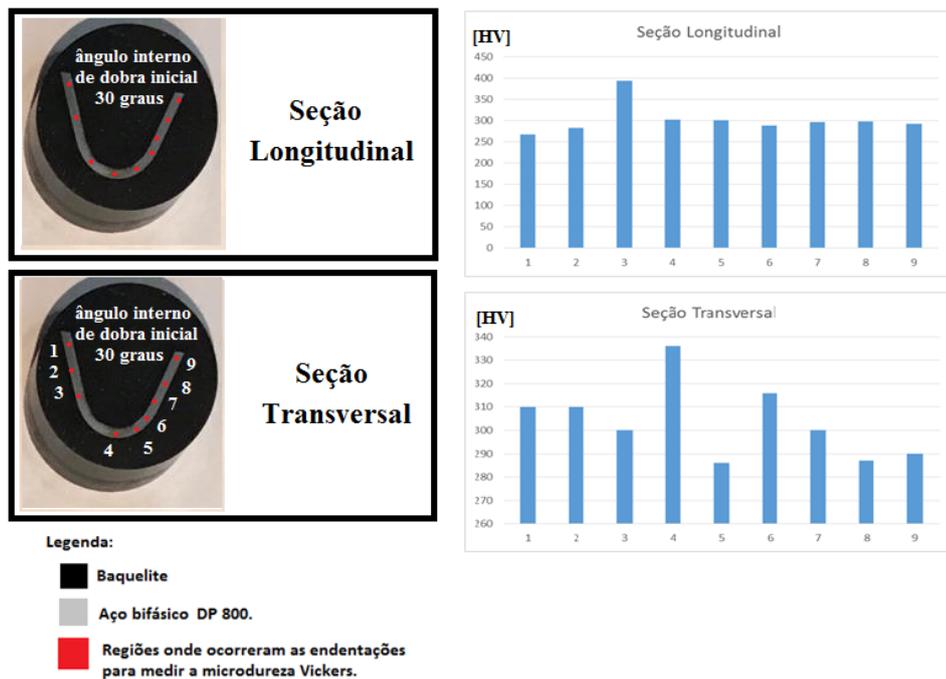
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 59 – Amostras do aço DP 780 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós o ensaio de dobramento a três pontos.



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 60 – Amostras do aço DP 800 submetidas ao ensaio de microdureza Vickers pós do ensaio de dobramento a três pontos.



Fonte: Próprio autor (2019).

Nas Figuras 58, 59 e 60, foi possível comparar a microdureza Vickers pré e pós ensaios de dobramento a três pontos (Tabela 21) em relação as outras resistências dos aços dual phase, o maior aumento da microdureza Vickers foi para o aço dual phase DP 800 com percentual de 7 % na seção transversal e 7 % na seção longitudinal.

#### 4.1.4 Microscopia óptica

Conforme descrito anteriormente em materiais e métodos, depois de todas as etapas metalográficas concluídas e a utilização do reagente Nital 2%, as imagens obtidas na microscopia óptica mostra que esta técnica realizou com êxito a diferenciação das fases presentes no material em estudo, martensita e ferrita.

As imagens de um aço dual phase além de aparentar ter apenas duas fases (escura e clara), devido ao tipo de reagente escolhido para o ataque químico (Nital 2%), na fase escura ou martensítica, pode estar presente a bainita com uma coloração mais escura do que a fase da martensita e na fase clara ou ferrítica pode estar presente a austenita retida que aparecerá em tons mais claros junto com a ferrita. Entretanto, o teor dessas fases é muito pequeno comparado ao das fases ferrítica e martensítica presentes.

Pode-se observar nas imagens uma coloração clara (ferrita) e outra escura (martensita), fase com dureza maior. A porcentagem de cada fase presente no aço dual phase modifica as propriedades mecânica do material. Quanto maior teor de martensita, maior a resistência do aço (localizada nos contornos de grãos da matriz ferrítica), dificultando o movimento da discordância. Assim, quanto maior o teor de ferrita, maior a ductilidade do aço dual phase.

Com a análise da microscopia óptica, observa-se que ao se aumentar a resistência do aço dual phase, diminui-se os tamanhos dos grãos de ferrita (Figuras 61 a 75), que envolvem ilhas martensíticas. Observa-se que a fase ferrítica é predominante no aço DP 600, entretanto o aço DP 800 possui microestrutura contendo uma maior fração de martensita e menor tamanho dos grãos de ferrita.

Com o auxílio do programa Image J, foi possível observar as diferenças na microestrutura do aço de acordo com o teor de cada fase presente e entre cada resistência de aço estudada, pois foi quantificado as frações volumétricas de ferrita e martensita obtidas nas imagens dos aços DP 600, DP 780 e DP 800.

Como não foi variado a temperatura, as frações volumétricas presentes no aço dual phase não se alteram antes e depois do ensaio de dobramento. Percebe-se ao analisar os teores das fases de martensita e ferrita que ao aumentar a resistência do aço dual phase, DP600 para

DP780 e deste para DP800, aumenta-se a porcentagem de martensita e diminui a porcentagem de ferrita, conforme pode ser observado nas Tabelas 22, 23 e 24. Nas Tabelas que os valores de porcentagem de martensita variaram com a direção de laminação apresentando a ordem de grandeza decrescente de % martensita (superfície) > % martensita (seção transversal) > % martensita (seção longitudinal). Essa ordem está de acordo com mesma ordem de grandeza da microdureza Vickers ( $HV^{90} > HV^0$ ) e com o limite de escoamento obtido no ensaio de tração ( $\sigma_e^{90} > \sigma_e^0$ ).

Tabela 22 – Teor das fases presentes no aço DP 600.

<b>DP 600</b>		
Superfície	% FERRITA	67,82
	% MARTENSITA	32,18
Longitudinal	% FERRITA	71,03
	% MARTENSITA	28,97
Transversal	% FERRITA	70,46
	% MARTENSITA	29,54
<b>MÉDIA</b>	<b>% FERRITA</b>	<b>69,77</b>
	<b>% MARTENSITA</b>	<b>30,23</b>

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 23 – Teor das fases presentes no aço DP 780.

<b>DP 780</b>		
Superfície	% FERRITA	58,38
	% MARTENSITA	41,62
Longitudinal	% FERRITA	62,93
	% MARTENSITA	37,07
Transversal	% FERRITA	58,83
	% MARTENSITA	41,17
<b>MÉDIA</b>	<b>% FERRITA</b>	<b>60,05</b>
	<b>% MARTENSITA</b>	<b>39,95</b>

Fonte: Próprio autor (2019).

Tabela 24 – Teor das fases presentes no aço DP 800.

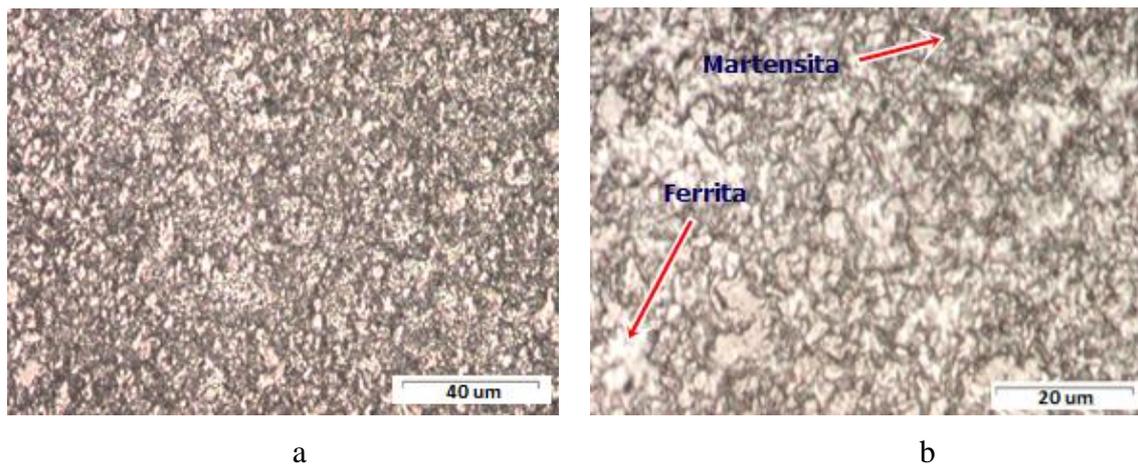
<b>DP 800</b>		
Superfície	% FERRITA	48,70
	% MARTENSITA	51,30
Longitudinal	% FERRITA	50,87
	% MARTENSITA	49,13
Transversal	% FERRITA	49,77
	% MARTENSITA	50,23
<b>MÉDIA</b>	<b>% FERRITA</b>	<b>49,78</b>
	<b>% MARTENSITA</b>	<b>50,22</b>

Fonte: Próprio autor (2019).

#### 4.1.4.1 Antes do ensaio de dobramento a três pontos

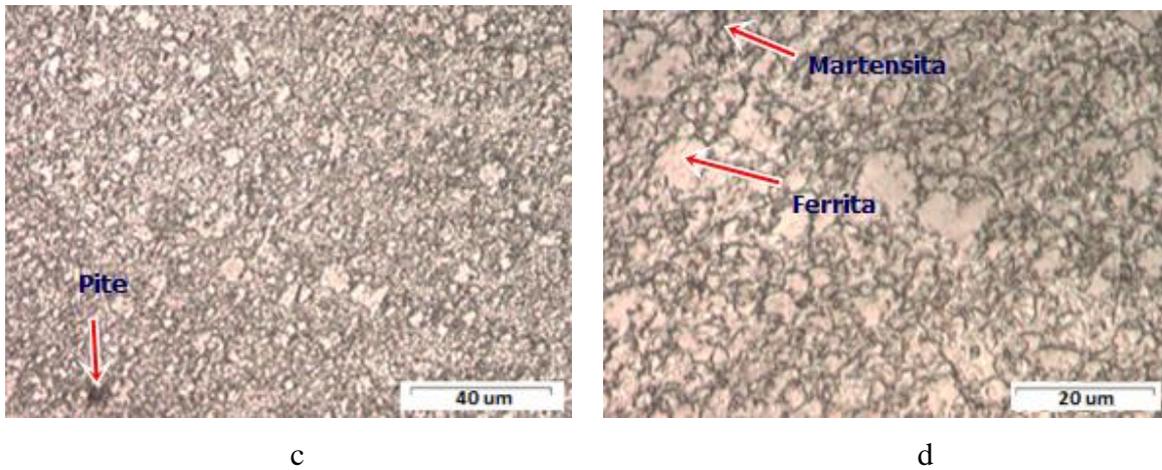
Observam-se nas Figuras 61 a 75, obtidas por meio da microscopia óptica, atacadas com o reagente químico (Nital 2%), as fases ferrita e martensita. Lembrando que apesar do reagente Nital 2% revelar apenas essas duas fases, estão presentes a bainita e austenita retida, porém em quantidades muito pequenas. Conforme explicado na seção 4.1.4, a fase escura (martensita) pode estar presente a bainita com uma coloração mais escura e fase clara (ferrita) pode estar presente a austenita retida (tons mais claros).

Figura 61 – Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 da superfície com ampliação (a) 500x; (b) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 62 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção longitudinal com ampliação (c) 500x; (d) 1000x



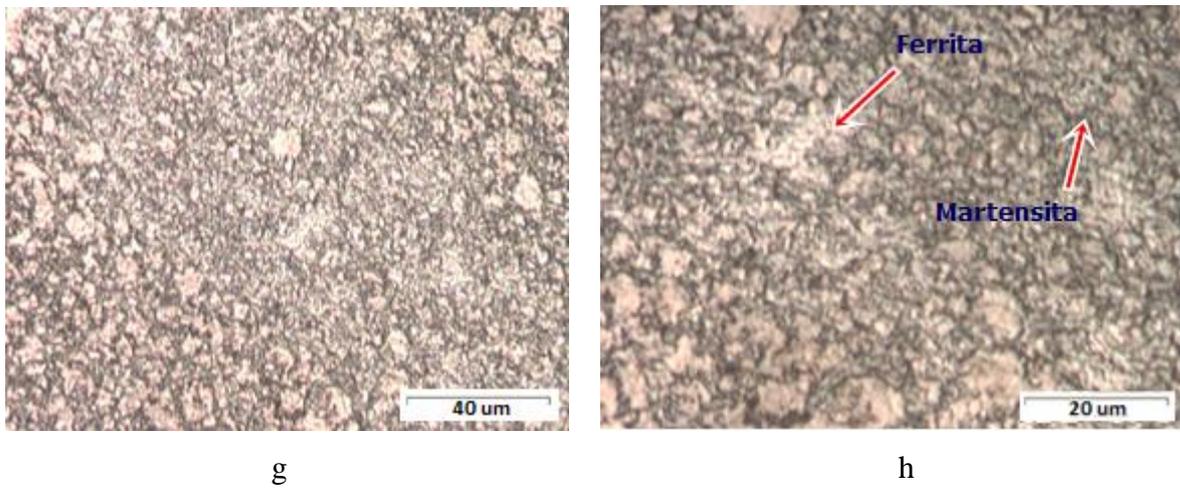
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 63 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção transversal com ampliação (e) 500x; (f) 1000x



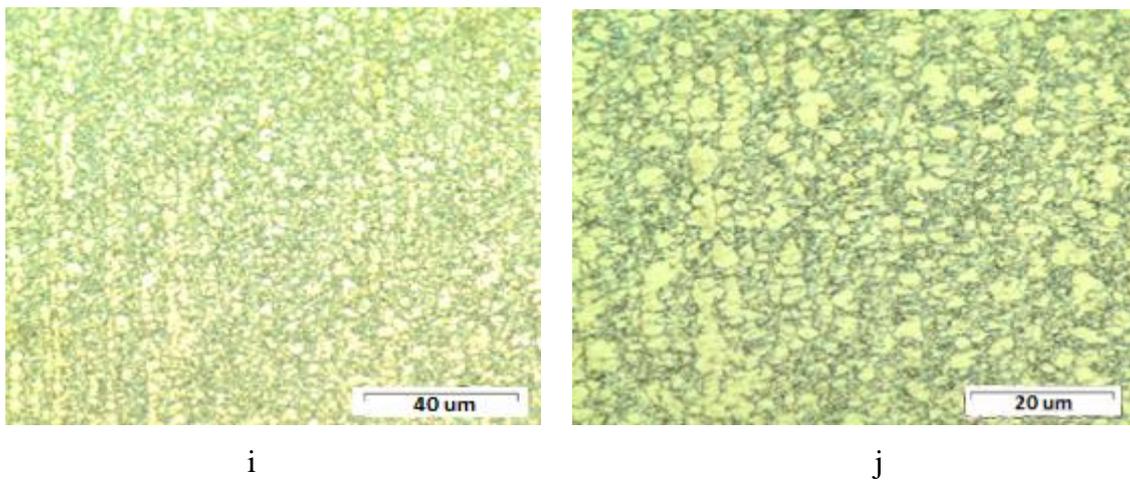
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 64 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na superfície com ampliação (g) 500x; (h) 1000x



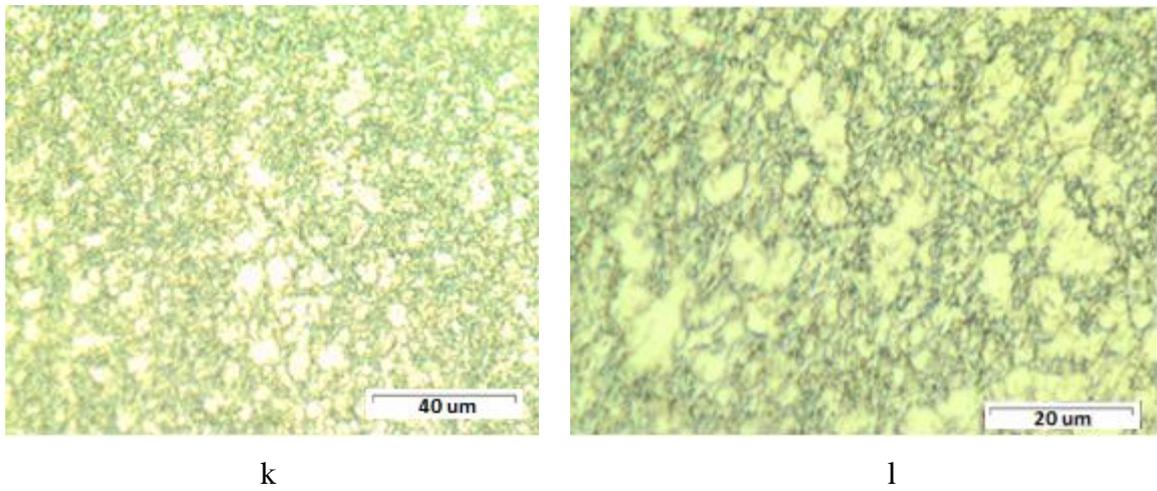
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 65 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção longitudinal com ampliação (i) 500x; (j) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

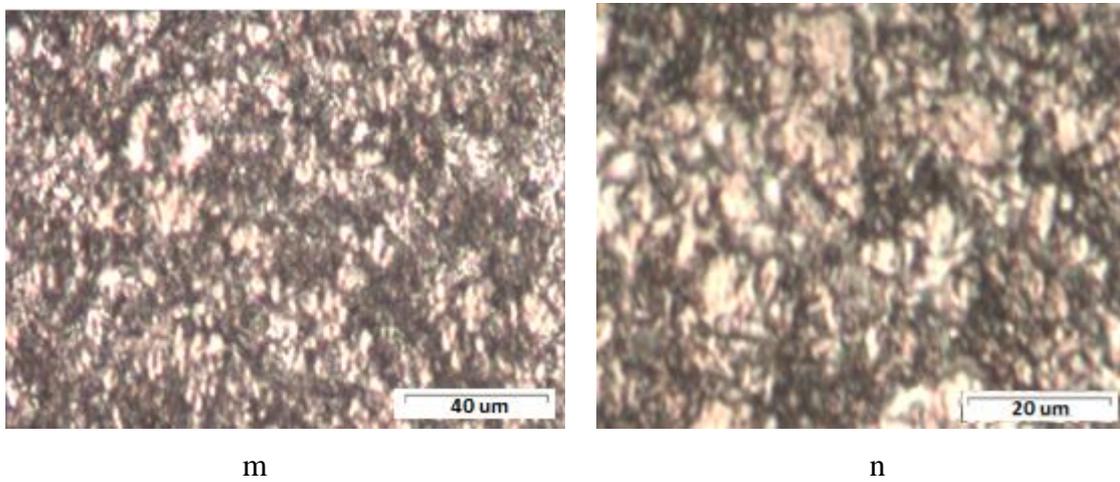
Figura 66 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção transversal com ampliação (k) 500x; (l) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

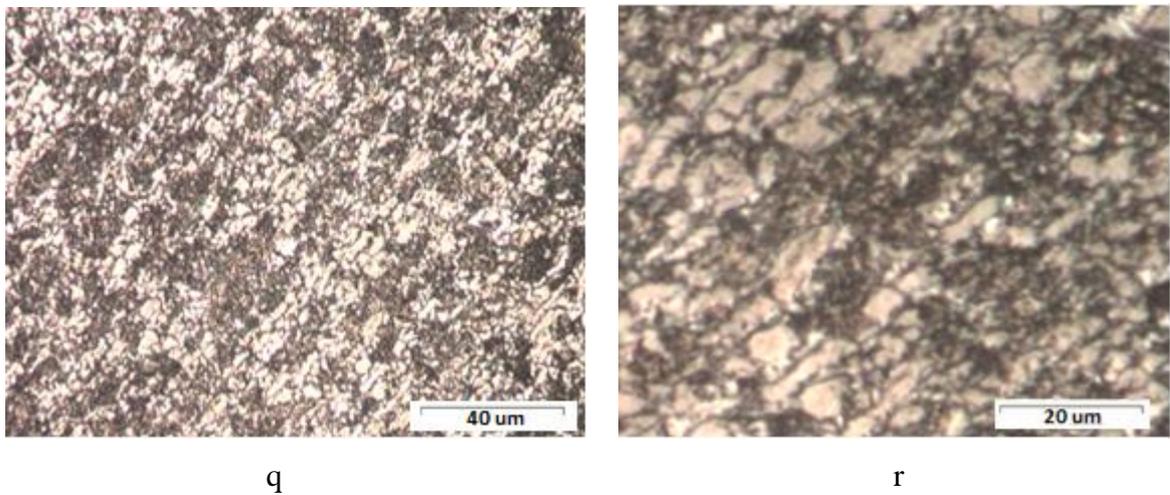
Na Figura 65 i, nota-se a direção vertical do alinhamento dos grãos.

Figura 67 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na superfície com ampliação (m) 500x; (n) 1000x



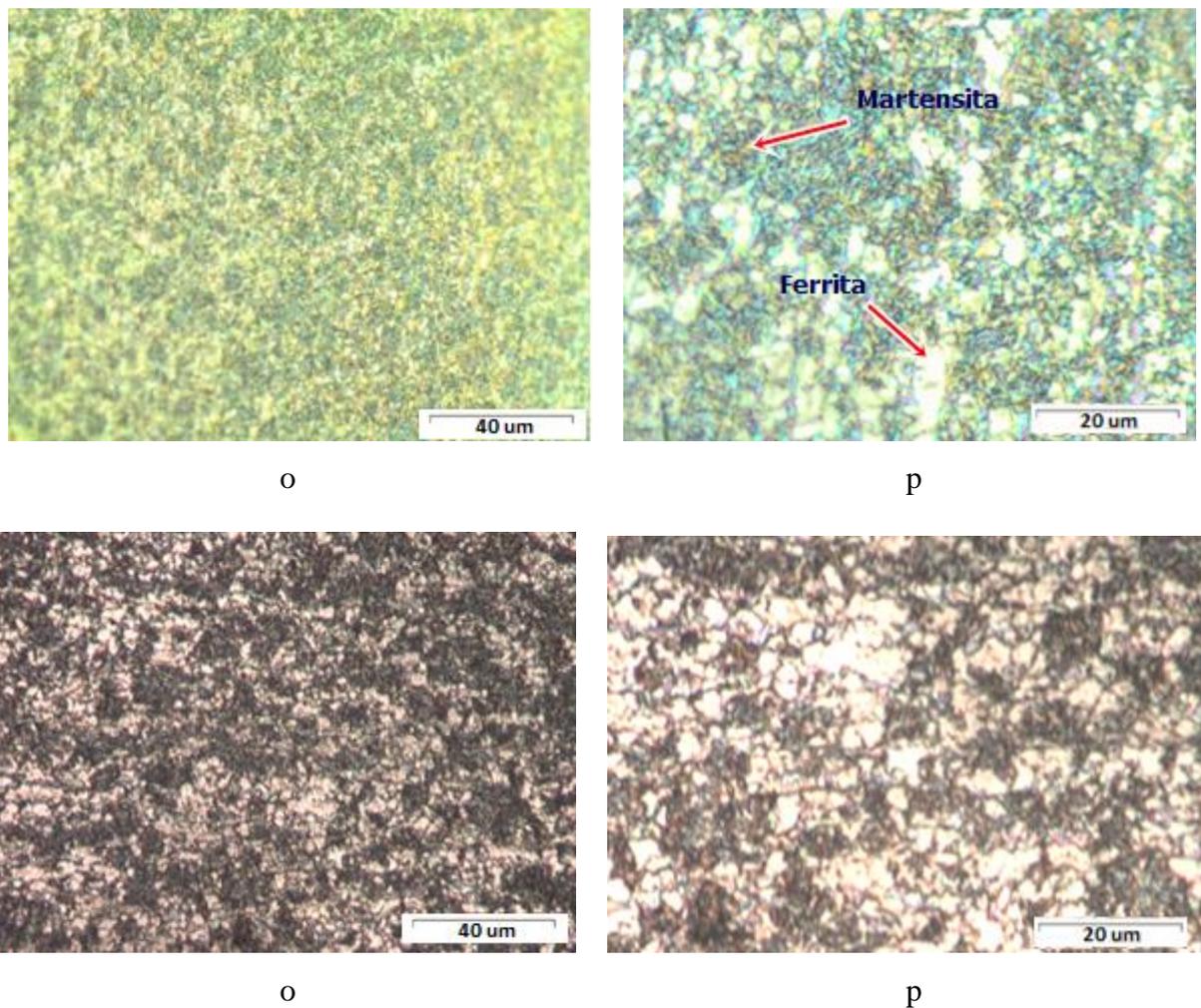
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 68 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção transversal com ampliação (q) 500x; (r) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 69 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção longitudinal com ampliação (o) 500x; (p) 1000x

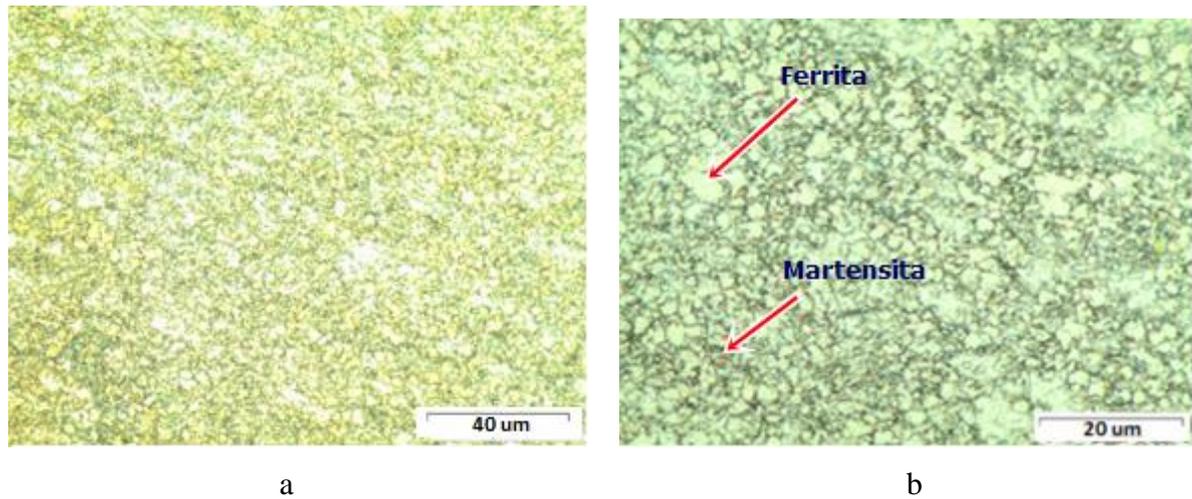


Fonte: Próprio autor (2019).

Na Figura 68 (q), os grãos estão alongados a 45 graus, na seção transversal.

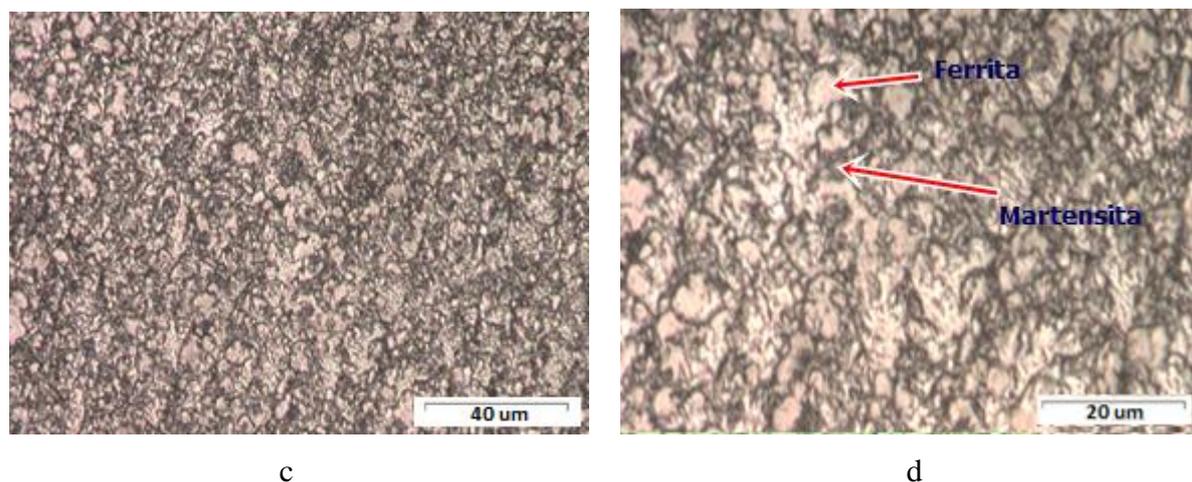
#### 4.1.4.2 Pós-ensaio de dobramento a três pontos

Figura 70 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na superfície com ampliação (a) 500 x; (b) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

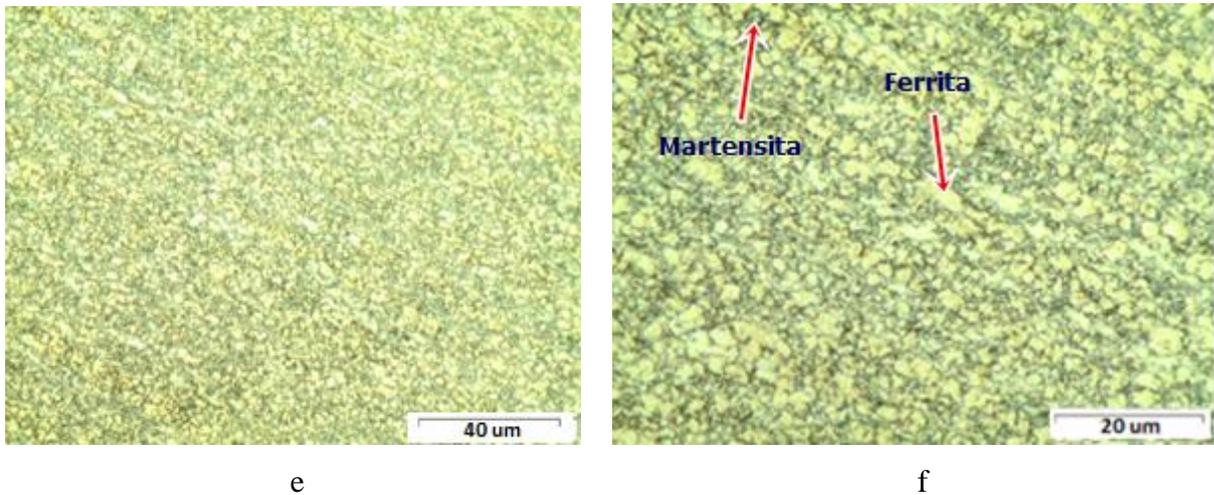
Figura 71 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 600 na seção transversal com ampliação (c) 500x; (d) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

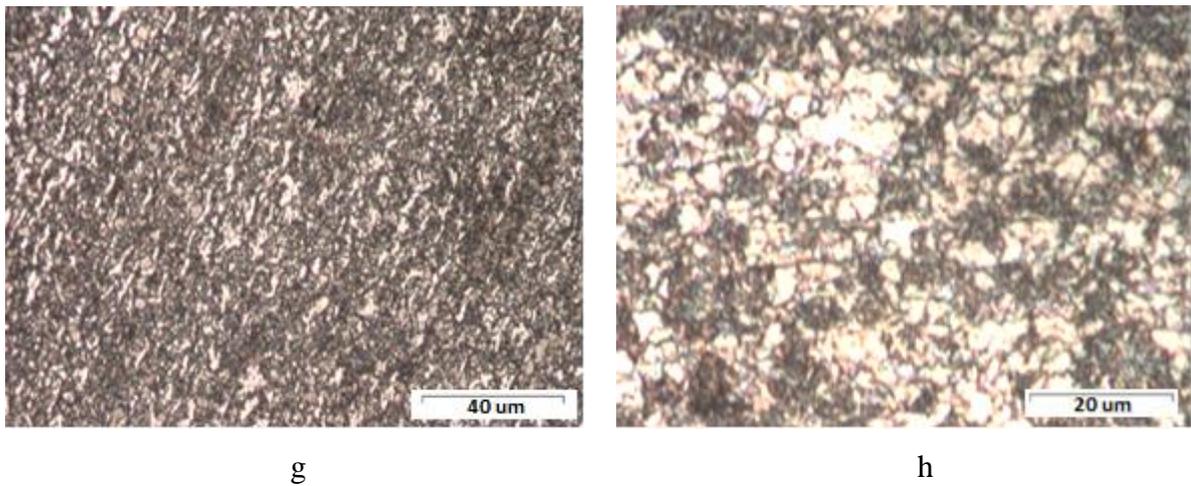
Na Figura 71 c, os grãos estão alongados a 45 graus, na seção transversal.

Figura 72 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção longitudinal com ampliação (e) 500 x; (f) 1000x



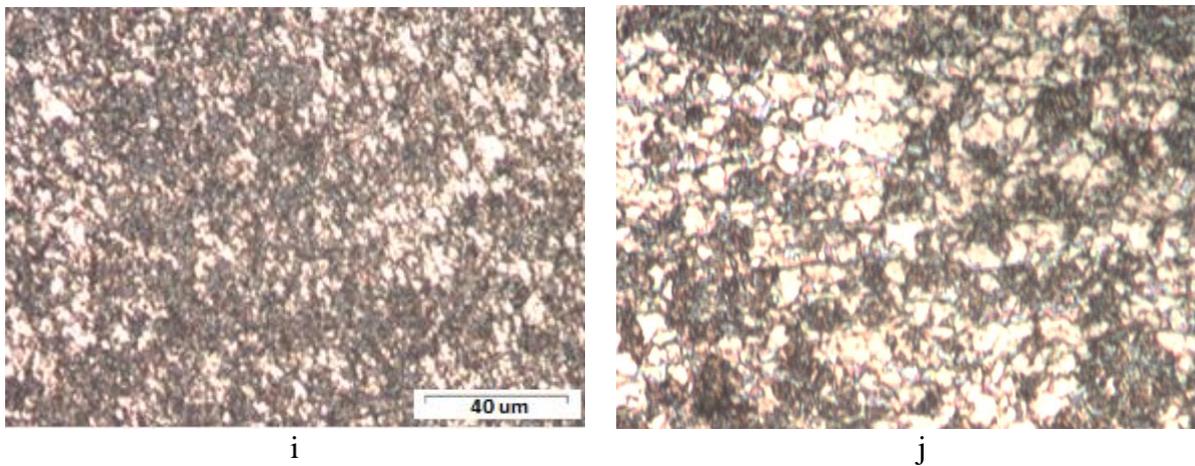
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 73 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 780 na seção transversal com ampliação (g) 500 x; (h) 1000x



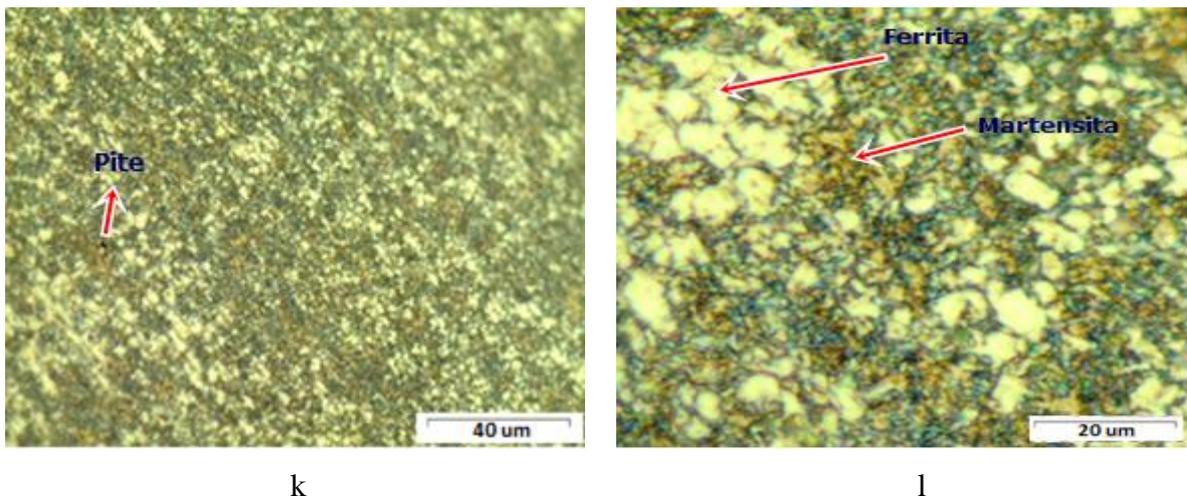
Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 74 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção longitudinal com ampliação (i) 500x; (j) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

Figura 75 - Caracterização microestrutural do aço dual phase DP 800 na seção transversal com ampliação (k) 500x; (l) 1000x



Fonte: Próprio autor (2019).

Ao analisar as imagens, não foi identificado diferentes deformações dos grãos na direção de laminação.

## 5 CONCLUSÃO

Ao se caracterizar as propriedades mecânicas dos materiais, quando aumentou-se a resistência do aço Dual Phase, aumentou os valores de resistência a tração e tensão de escoamento, porém diminui a deformação total.

A seção transversal apresentou-se com valores maiores de resistência a tração e tensão limite de escoamento, entretanto apresentou menores valores de deformação total ao se comparar com a seção longitudinal. Essa mesma relação ocorreu para todas as resistências DP600, DP780 e DP800.

Ao quantificar e qualificar as fases presentes, observou-se que com o aumento da resistência do material aumentou de acordo com o percentual da fase martensítica, conseqüentemente o aumento da resistência a tração e da tensão limite de escoamento, todavia com a diminuição da deformação total.

Por meio do ensaio de dobramento a três pontos em formato “U”; quantificou-se o grau do springback do material, subtraindo-se o ângulo interno de dobra final do inicial, o que possibilitou comparar com os parâmetros variados no ensaio como a direção de laminação, ângulo final de dobra, a influência da variação da resistência do material, velocidade do punção no eixo y e se ocorre variação do ângulo interno de dobra com o tempo.

Observou-se a microestrutura de cada aço na região de dobra (após o ensaio de dobramento), os grãos apresentaram com formato alongado (encruado), conseqüentemente nesta região aumentou-se os valores de microdureza quando comparados com os corpos de prova antes do ensaio de dobramento. Esta observação se repete para todas as resistências estudadas DP 600, DP 780 e DP 800.

Ao se comparar a seção longitudinal e transversal da chapa de aço, verificou-se que a seção transversal apresentou maiores valores da tensão limite de escoamento e resistência a tração, por isso, apresentou valores maiores de microdureza Vickers e maior percentual de martensita na microestrutura.

Conclui-se neste trabalho que todos os parâmetros que sofreram variação influenciam o efeito Springback. Entretanto, a intensidade dessa influência se difere, pois pode-se perceber que os fatores que mais alteram os valores de Springback são os valores de anisotropia, a resistência dos aços dual phase, devido a diferença do teor de martensita presentes nestes, essa mesma explicação se aplica quando se varia a direção da laminação, pois apresentam diferença também na resistência do material, assim, quanto maior o teor de martensita, maior a estampabilidade do material e menores os valores de Springback (ângulos de springback).

Um dos fatores que interferiram também significativamente nos valores de springback foram os ângulos pré-determinado de 30 e 90 graus, quanto menor o ângulo, maior deformação o material irá apresentar e, conseqüentemente, maiores serão os valores de Springback. Por fim, quanto menor a velocidade de puncionamento, maior será capacidade de o material ser deformado, maior estampabilidade, menor o springback do material.

O fator tempo (dias) alterou também significativamente os valores de springback, principalmente no primeiro dia, nos 20 segundos, após retirar o corpo de prova da máquina de ensaio de dobramento (maior variação de springback), porém este é em menor intensidade em comparação aos demais parâmetros explicados anteriormente.

## REFERÊNCIAS

- ALMEIDA, Maurício Pedrotti. **Efeitos do sentido de laminação e ângulo de dobra na conformação de chapas em matrizes com formato “v”**. Orientador: Felipe Tusset. 2015. 75f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica). Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul, UNIJUI, Panambi, 2015.
- ALTAN, T. *et al.* Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n.3, p. 429-436, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-11**: standard guide for preparation of metallographic specimens 1. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM International**. West Conshohocken, PA, 2017. Disponível em: [www.astm.org](http://www.astm.org). Acesso em: 10 jun. 2019.
- ANDERSSON, A., HOLMBERG, S. Simulation and verification of different parameters effect on springback results. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE AND WORKSHOP ON NUMERICAL SIMULATION OF 3D SHEET FORMING PROCESSES, NUMISHEET, 5, 2002, Jeju Island, Korea. **Proceeding** [...]. Jeju Island, Korea: NUMISHEET, 2002, p. 201-210. Disponível em: [www.numsheet2002.org](http://www.numsheet2002.org). Acesso em: 10 mar. 2018
- ASSOCIAÇÃO NACIONAL DOS FABRICANTES DE VEÍCULOS AUTOMOTORES, ANFAVEA. **Estatística de fabricação de veículos**. Disponível em: <http://www.anfavea.com.br/estatisticas-2015.html>. Acesso em: 08 jul. 2019.
- BAPTISTA, C. A. R. P. *et al.* Efeitos de sobrecargas na propagação de trincas por fadiga em aços dual phase. *In*: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 8., 2007. Peru, Cusco. **Proceedings** [...], Peru, Cusco: Memória Técnica - CIBIM8, 2007. v. 1. p. 1-8.
- BLECK, W. Using the TRIP Effect – The Dawn of a Promising New Group of Cold Formable Sheets. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRIP-AIDED HIGH STRENGTH FERROUS ALLOYS, 2002, British Library. **Proceedings** [...], British Library: GRIPS' Sparkling World of Steel - Ghent, 2002. p. 13 – 24.
- BRANDÃO, Edwaldo Ferreira. **Avaliação da estampabilidade de uma travessa de suspensão utilizando aços de alta resistência em substituição a um aço HSLA com 410 MPa de limite de resistência**. Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin. 2015. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- BUANG M. S. *et al.* Investigation effect of springback on bending test of (DP590) dual phase steel. **Journal of Engineering and Science Research**, v.2, n.6, p. 55-62, 2018.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2008. 239p.

CHOI, M. K.; HUH H. Effect of punch speed on amount of springback in u-bending process of auto-body steel sheets. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY OF PLASTICITY*, 11., 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. **Proceeding** [...]. Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan: Elsevier Ltd - ICTP, 204. p. 19-24.

ELISEI, C.C.A. *et al.* Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. **Revista Matéria**, v. 13, n. 2, p. 398–404, 2008.

ENSAIO DE DOBRAMENTO. **BIOPDI** – empresa de equipamentos para ensaio de materiais, São Carlos, São Paulo. Disponível em: <https://biopdi.com.br/artigos/ensaio-de-dobramento>. Acesso em: 19 jul. 2018.

FERREIRA, T.; RASBAND, W. **Image J user guide 1.46 revised edition**. Disponível em: <http://imagej.nih.gov/ij>. Acesso em: 10 jun. 2019.

FUKUGAUCHI, Cristina Sayuri. **Metodologia para caracterização metalográfica de aço TRIP por microscopia óptica**. Orientador: Dr. Marcelo dos Santos Pereira. 2010. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestruturas e propriedades mecânicas. **Revista Corte & Conformação de metais**, São Paulo, n.44, v.4, p 26-57, 2008

GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. L. G. Análise da evolução do encruamento de um aço dual phase. *In: SIMPÓSIO DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA*, 4., 1990, São Paulo. **Anais** [...]. São Paulo: Escola Politécnica da USP, São Paulo, 1990, p. 23-42

HORNBOGEN, E.; BECKER, J.; STRATMANN, P. Dual - phase gefüge. **Zeitschrift für Metallkunde**, v.71, n.1, p. 27-31, 1980.

INTERNATIONAL THE MATERIALS INFORMATION SOCIETY. **ASM International handbook alloying: understanding the basics**. Materials Park, Ohio, 2001.

JACQUES P., LADRIÈRE J., DELANNAY, F. On the influence of interactions between phase on the mechanical stability of retained austenite in transformation – induced plasticity multiphase steel. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 32A, p. 2759–2768, 2001.

KANTOVISCKI, Adriano Rogério. **Caracterização mecânica e microestrutural de aços de alta resistência e baixa liga TRIP 800**. Orientador: Paulo César Borges. 2005. 84 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Faculdade de Engenharia, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, UTFPR, Curitiba, Paraná, 2005.

LIM, H. *et al.* Time-dependent springback of advanced high strength steels. **International Journal of Plasticity**, v.29, p. 42–59, 9 f., 2012.

MC.NAUGHTON, A. **Measuring area using thresholds**. Otago Center for Confocal Microscopy. Disponível em: <http://occm.otago.ac.nz/resources/ImageJ-Thresholding.pdf>. Acesso em: 10 jun. 2019.

MENEZES, M. S.; ZOTTIS, J.; ROCHA, A. S. R. Caracterização de propriedades mecânicas e anisotropia de uma chapa de aço DP 600. *In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, INTERNACIONAL*, 70., 2015; ENEMET, 15., 2015, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas - ABM Week, 2015

MINISTÉRIO DO DESENVOLVIMENTO, INDÚSTRIA E COMÉRCIO EXTERIOR.

**Competitividade industrial no setor automotivo.** Disponível em:

<http://www.mdic.gov.br/index.php/competitividade-industrial/setor-automotivo>. Acesso em: 08 jul. 2019.

NASSER, A. *et al.* Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) uniaxial tensile and the biaxial viscous pressure bulge (VPB) Tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v.210, p. 429-436, 2009.

OLSSON, K *et al.* Microalloyed High-Strength. **Advanced Materials & Processes magazine**. SSAB Swedish Steel, Pittsburgh, Pennsylvania, p. 44-46, 2006

REIS, Leonardo Camilo dos. **Estudo dos parâmetros de influência na simulação numérica de estampagem de chapas**. Orientador: Paulo Roberto Cetlin. 2002. 149 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Faculdade de Engenharia. Universidade Federal de Juiz de Fora, Belo Horizonte, 2002.

RONGTING, L. I. *et al.* Effect of microstructure on the instantaneous springback and time-dependent springback of DP600 Dual Phase Steel. **Materials Science and Engineering**, IOP Conference Series, v. 389, p. 4-6, 2018

SAITO, N. *et al.* Effects of temperature, forming speed and stress relaxation on springback in warm forming of high strength steel sheet. **Procedia Engineering**. Elsevier Ltd, International Conference on the Technology of Plasticity, Cambridge, United Kingdom , n. 207, p. 2394-2398, 2017.

SILVA, Érika Aparecida da. **Estudo do efeito *springback* em aços avançados de alta resistência aplicados a indústria automobilística**. Orientador: Dr. Marcelo dos Santos Pereira. 2012. 147 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, Guaratinguetá, São Paulo, 2012.

SILVA, E. A. *et al.* A Comparison between an advanced high-strength steel and a high-strength steel due to the spring back effect., **Journal of Mechanical and Civil Engineering**, v. 13, n.5, p. 21-27, 2016.

SLIDE EEL USP. **Processo de estampagem**. Notas de aula. Disponível em:

<https://sistemas.eel.usp.br/docentes/arquivos/5840793/LOM3004/Aula10CM.pdf>. Acesso em: 16 jul. 2019.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. 5.ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982. 286 p.

THESING, Leandro Antônio. **Expansão de furos em chapas de aço avançado de alta resistência (DOCOL 190 M)**. Orientador: Dr. Ing. Lirio Schaeffer. 2018. 161 f. Tese (Doutorado Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade de Engenharia, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, 2018.

TIGRINHO, Luiz Maurício Valente. **Análise da fratura de chapas do aço avançado de alta resistência DP 600 quando submetido a diferentes estados de tensões**. Orientador: Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes. 2011. 129 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de engenharia. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

TSIPOURIDIS, Prodromos. **Mechanical properties of dual-phase steels**. Orientadores: Hans-Harald Bolt e Ewald Wener. 2006. 122 f. Tese (Doutorado em Engenharia). Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, Estados Unidos, 2006.

WORLD AUTO STEEL. **Advanced high strength steels: applications guidelines. version 5.0**. Disponível em: <http://www.worldautosteel.org>. Acesso em: 15 nov. 2019.

YU, X.; CHEN, J. J.; CHEN, J. J. Interaction effect of cracks and anisotropic influence on degradation of edge stretchability in hole-expansion of advanced high strength steel. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 105, n. 1, p. 348–359, 2016b.

**BIBLIOGRAFIA CONSULTADA**

PEREIRA, Marcelo dos Santos. **O efeito do revenimento da martensita sobre o comportamento em fadiga de um aço bifásico.** 1992. 135 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.